



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



ISSN 2713-0193

№3 (68)
2022

№3 (68) 2022

Авиационные

МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

научно-технический журнал



Жаропрочные
и конструкционные
материалы



Металлические
и неметаллические
композиционные
материалы

Защитные
и функциональные
материалы
и покрытия



www.viam.ru

Ресурсные
и климатические
испытания
материалов





ВИАМ – ВЕДУЩИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ



- Реализует полный инновационный цикл – от фундаментальных и прикладных исследований до создания высокотехнологичных наукоемких производств по выпуску материалов нового поколения, полуфабрикатов и уникального технологического оборудования.
- Разрабатывает и поставляет широкую номенклатуру металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов и средств защиты от коррозионных поражений и биоповреждений с возможностью осуществления поставки продукции под контролем ВП МО РФ.

На основании одобренного Президентом Российской Федерации В.В. Путиным принципа создания отрасли малотоннажных производств в материаловедческих НИИ и ГНЦ в ВИАМ создано:

25 высокотехнологичных наукоемких производств по выпуску
253 наименований материалов и полуфабрикатов

ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР

- Включает 19 комплексов уникальной стендовой и испытательной базы.
- Проводит более 1000 видов исследований и испытаний на 1100 единицах исследовательского и испытательного оборудования.
- Аkkредитован в качестве технически компетентного центра Росавиацией, Российским морским регистром судоходства, филиалом ФГБУ «46 ЦНИИ» Минобороны России, признан компанией Snecma группой SAFRAN.
- Включен в международную сеть станций климатических испытаний Atlas Material Testing Technology LLC.



УЛЬЯНОВСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР

Разработка технологий и производство полуфабрикатов и изделий из ПКМ.

ГЕЛЕНДЖИКСКИЙ

ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ИМ. Г.В. АКИМОВА



Единственный в России соответствующий международным стандартам центр климатических испытаний материалов, средств защиты от коррозии, старения и биоповреждений при одновременном воздействии нагрузок и коррозионной среды.

ВОСКРЕСЕНСКИЙ

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР



Разработка технологий и производство бериллийсодержащих сплавов, полимерных связующих, препрогоов, материалов для беззховых камер.

Авиационные МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

научно-технический журнал

ПЕРИОДИЧНОСТЬ 4 ВЫПУСКА В ГОД

Учредитель периодического издания
НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакционный совет

Председатель совета – главный редактор

Каблов Е.Н. академик РАН, профессор

**Заместитель председателя совета –
заместитель главного редактора**

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

Члены совета:

Берлин А.А. академик РАН, профессор (ИХФ им. Н.Н. Семенова 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 (ИСМАН РАН)

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 (АО «ОДК»)

Коломиец Ю.В. ответственный секретарь (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Издатель:

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

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. Агафенина, Ю.В. Коломиец;
корректор – И.С. Туманова; верстка – М.С. Закржевская

Ответственный за выпуск – В.Г. Дворянин

Адрес редакции:

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 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 2019 год находятся в открытом доступе на официальном сайте журнала 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.

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

№ 3 (68) сентябрь 2022

СОДЕРЖАНИЕ**Жаропрочные сплавы и стали**

- | | |
|--|----|
| Севальнев Г.С., Якушева Н.А., Коробова Е.Н., Дульнев К.В. Исследование кинетики диффузионного насыщения высококромистых сталей мартенситного класса после различных видов химико-термической обработки | 3 |
| Кузьмина Н.А. Ростовые структурные дефекты в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов | 15 |
| Сеиродов А.В., Евгеньев А.Г., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Пайка отечественного износостойкого стеллита В5К на рабочие лопатки ГТД из никелевых жаропрочных сплавов | 27 |
| Евгеньев А.Г., Шуртаков С.В., Чуманов И.Р. Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: особенности структуры металла, полученного методом ПЛВ. Часть 2 | 37 |

Легкие сплавы

- | | |
|---|----|
| Ночевная Н.А., Ширяев А.А., Шарапкин Д.С. Комплекс механических и эксплуатационных свойств катаных заготовок из псевдо-β-титанового сплава BT47 | 50 |
| Акинина М.В., Мостяев И.В., Волкова Е.Ф., Алиханян А.А. Исследование влияния легирующих элементов на температурный порог воспламенения и огнестойкость деформируемого магниевого сплава марки ВМД16 | 60 |

Композиционные материалы

- | | |
|---|----|
| Евдокимов С.А., Щеголева Н.Е., Качаев А.А. Способы соединения керамических композиционных материалов на основе SiC с керамическими и металлическими материалами (обзор) | 75 |
| Гаращенко А.Н., Виноградов А.В., Кобылков Н.В., Никольчинкин А.А., Антипов Е.А. Экспериментальное и расчетное моделирование огне- и теплозащиты композиционных материалов в условиях высокотемпературного воздействия | 84 |

Защитные и функциональные покрытия

- | | |
|---|-----|
| Будиновский С.А., Ляпин А.А., Горлов Д.С., Бенклян А.С., Татарников С.В. Нанесение многослойного антифрикционного покрытия на крупногабаритные изделия | 98 |
| Доронин О.Н., Артеменко Н.И., Стехов П.А., Воронов В.А. Нанесение керамических слоев теплозащитных покрытий на основе систем $Gd_2O_3-ZrO_2-HfO_2$ и $Sm_2O_3-Y_2O_3-HfO_2$ | 108 |

Испытания материалов

- | | |
|---|-----|
| Бутаков В.В., Луговой А.А., Варрик Н.М., Бабашов В.Г. Оценка теплопроводности слоистого высокопористого теплозоляционного материала | 120 |
| Орешко Е.И., Ерасов В.С., Сибаев И.Г., Луценко А.Н., Шершак П.В. Алгоритмы машинного обучения (обзор). Часть 1. Задачи классификации и регрессии. Линейные алгоритмы в машинном обучении. Применение алгоритмов машинного обучения для расчета прочностных характеристик материалов | 130 |

***Founder***

NRC «Kurchatov Institute» – VIAM

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

Kablov E.N. Academician of RAS, Professor

Vice-chairmen of the Board – Deputy Editor-in-ChiefAntipov V.V. Doctor of Sciences (Tech.)
(NRC «Kurchatov Institute» – VIAM)***Members of the Board:***

Berlin A.A.	Academician of RAS, Professor (Semenov Institute of Chemical Physics of RAS)
Gabdullin M.T.	Candidate of Sciences (Phys. & Math.) (Al-Farabi Kazakh National University)
Grechnikov F.V.	Academician of RAS, Professor (Samara University)
Epishin A.I.	Doctor of Sciences (Phys. & Math.) (ISMAN RAS)
Krasovskiy A.L.	Candidate of Sciences (Chem.) (Dow Chemical Company)
Kulkov A.A.	Doctor of Sciences (Tech.), Professor (CRISM)
Lomberg B.S.	Doctor of Sciences (Tech.) (NRC «Kurchatov Institute» – VIAM)
Markovtsev V.A.	Doctor of Sciences (Tech.) (Ulyanovsk NIAT)
Postnov V.I.	Doctor of Sciences (Tech.) (NRC «Kurchatov Institute» – VIAM)
Slavin A.V.	Doctor of Sciences (Tech.) (NRC «Kurchatov Institute» – VIAM)
Shmotin Yu.N.	Doctor of Sciences (Tech.) (UEC)
Kolomiets Ju.V.	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 mass media registration certificate No. Эн № ФС77-79717 (Dec. 07, 2020)

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 2019 is available in an open access format at the section «Archive» on the official web-site www.journal.viam.ru.

The content of the Journal of the current year is available registration commercial access.

In section about authors' information should be indicated data which are actual at the time of submitting manuscript to the editor.

CONTENTS**Heat-resistant alloys and steels**

- | | |
|---|----|
| Sevalnev G.S., Yakusheva N.A., Korobova E.N., Dulnev K.V. Study of the diffusion saturation kinetics of high-chromium carbon steels of the martensitic class after various types of chemical-heat treatment | 3 |
| Kuzmina N.A. Growth structural defects in single crystals of nickel heat-resistant alloys | 15 |
| Sviridov A.V., Egenov A.G., Afansiev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Brazing of a native wear-resistant stellite V5K on the working blades of the GTE from nickel super alloys | 27 |
| Egenov A.G., Shurtakov S.V., Chumanov I.R. New wear-resistant cobalt-base alloy: features of the structure of the metal obtained by the direct laser growth method. Part 2 | 37 |

Light-metal alloys

- | | |
|--|----|
| Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Sharapkin D.S. Complex of mechanical and operational properties of rolled blanks from metastable-β-titanium alloy VT47 | 50 |
| Akinina M.V., Mostyaev I.V., Volkova E.F., Alikhanyan A.A. Investigation of the influence of alloying elements on the temperature threshold of ignition and fire resistance of a VMD16 wrought magnesium alloy | 60 |

Composite materials

- | | |
|---|----|
| Evdokimov S.A., Shchegoleva N.E., Kachaev A.A. Methods for joining ceramic composite materials based on SiC with ceramic and metallic materials (review) | 75 |
| Garashchenko A.N., Vinogradov A.V., Kobylkov N.V., Nikolchenkin A.A., Antipov E.A. Experimental and computational modeling of fire and thermal protection composite materials under high-temperature exposure | 84 |

Protective and functional coatings

- | | |
|---|-----|
| Budinovskiy S.A., Lyapin A.A., Gorlov D.S., Benklyan A.S., Tatarnikov S.V. Multi-layer antifretting coating on large-sized manufactures | 98 |
| Doronin O.N., Artemenko N.I., Stekhov P.A., Voronov V.A. Deposition of ceramic layers of heat protection coatings based on the system $\text{Gd}_2\text{O}_3-\text{ZrO}_2-\text{HfO}_2$ and $\text{Sm}_2\text{O}_3-\text{Y}_2\text{O}_3-\text{HfO}_2$ | 108 |

Material tests

- | | |
|--|-----|
| Butakov V.V., Lugovoy A.A., Varrik N.M., Babashov V.G. Assessment of thermal conductivity of a layered highly porous thermal insulation material | 120 |
| Oreshko E.I., Erasov V.S., Sibayev I.G., Lutsenko A.N., Shershak P.V. Machine learning algorithms (review). Part 1. Classification and regression tasks. Linear algorithms in machine learning. Application of machine learning algorithms for calculating the strength characteristics of materials | 130 |

Научная статья

УДК: 621.785.5:620.178
DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ДИФФУЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Г.С. Севальнев¹, Н.А. Якушева¹, Е.Н. Коробова¹, К.В. Дульnev¹

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

Аннотация. Проведено исследование кинетики диффузионного насыщения углеродистых высокохромистых сталей 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД. По результатам исследования структуры и подсчета объемной доли избыточной фазы установлено положительное влияние процесса предварительного азотирования и присутствия азота в составе насыщающей атмосферы на ускорение диффузионных процессов. Анализ толщины диффузионных слоев после различных видов химико-термической обработки позволил установить, что предварительное азотирование способствует увеличению кинетического коэффициента для стали 40Х13-Ш, в то время как для стали 60Х13С-ШД данный эффект практически отсутствует.

Ключевые слова: углеродистые высокохромистые стали, химико-термическая обработка, диффузионные слои, вакуумное азотирование, вакуумная цементация, обработка в атмосфере низкого давления

Для цитирования: Севальнев Г.С., Якушева Н.А., Коробова Е.Н., Дульnev К.В. Исследование кинетики диффузионного насыщения высокохромистых сталей мартенситного класса после различных видов химико-термической обработки // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 01. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.

Scientific article

STUDY OF THE DIFFUSION SATURATION KINETICS OF HIGH-CHROMIUM CARBON STEELS OF THE MARTENSITIC CLASS AFTER VARIOUS TYPES OF CHEMICAL-HEAT TREATMENT

G.S. Sevalnev¹, N.A. Yakusheva¹, E.N. Korobova¹, K.V. Dulnev¹

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

Abstract. The study of the kinetics of diffusion saturation of high-chromium carbon steels 40Kh13-Sh and 60Kh13S-ShD has been carried out. Based on the results of studying the structure and calculating the volume fraction of the excess phase, a positive effect of the process of preliminary nitriding and the presence of nitrogen in the composition of the saturating atmosphere on the acceleration of diffusion processes has been established. Analysis of the thickness of diffusion layers after various types of chemical-heat treatment made it possible to establish that preliminary nitriding contributes to an increase in the kinetic coefficient for steel 40Kh13-Sh, while this effect is practically absent for steel 60Kh13S-ShD.

Keywords: high-chromium carbon steels, chemical-heat treatment, diffusion layers, vacuum nitriding, vacuum carburizing, treatment in low pressure atmosphere

For citation: Sevalnev G.S., Yakusheva N.A., Korobova E.N., Dulnev K.V. Study of the diffusion saturation kinetics of high-chromium carbon steels of the martensitic class after various types of chemical-heat treatment. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 01. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.

Введение

Современные тяжелонагруженные машиностроительные агрегаты работают в условиях сложнонапряженного состояния и экстремальных нагрузок. Большинство таких агрегатов содержат подшипники качения, к материалу которых предъявляется широкий комплекс требований – от обеспечения твердости поверхности и размерной стабильности до высокой контактной выносливости в совокупности с коррозионной стойкостью [1–8].

Для обеспечения такого комплекса свойств используют углеродистые высококромистые стали мартенситного класса марок 40Х13-Ш, 60Х13С-ШД, 95Х18-Ш и 110Х18М-ШД [4]. Однако в связи с ростом требований к эксплуатационным характеристикам применение лишь термической обработки для достижения высокого уровня механических свойств оказывается недостаточным.

В рамках «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» перспективным направлением в области материаловедения является разработка адгезионных и диффузионных покрытий с целью увеличения поверхностных свойств и повышения ресурса эксплуатируемого изделия [9–11]. Наиболее часто для повышения эксплуатационных характеристик подшипниковых сталей применяется химико-термическая обработка, благодаря которой на поверхности изделия формируются диффузионные слои, обладающие высокой твердостью и обеспечивающие высокую износостойкость и контактную выносливость [12–18]. Применение диффузионного насыщения элементами внедрения (углеродом и азотом) после полного цикла упрочняющей обработки позволяет сформировать в поверхности конструкционных и коррозионностойких сталей перлитного и мартенситного класса структуру, состоящую из мартенситной матрицы, упрочненную мелкодисперсной карбидной фазой.

Современные методы диффузионного насыщения поверхности, проводимые в атмосфере низкого давления, позволяют формировать качественные диффузионные слои без дефектов, присутствующих при проведении процесса в условиях наличия кислорода в атмосфере [1]. Наиболее ярким примером является технологический процесс газовой нитроцементации, позволяющий получать диффузионные слои высокой протяженности с развитой карбидной зоной. Одновременное насыщение углеродом и азотом в присутствии кислорода реализует ряд последовательных нежелательных процессов – образование частиц упрочняющих избыточных фаз впоследствии сопровождается процессами диссоциации, окисления и графитизации. Такая совокупность процессов приводит к образованию «темной составляющей», выкрашиванию оксидов легирующих элементов и сформировавшегося свободного графита, в результате чего снижается поверхностная твердость и эксплуатационные свойства.

Различные последовательности технологических процессов, таких как цементация и азотирование, позволяют управлять структурой поверхностного слоя и обеспечивать высокий уровень износостойкости и контактной выносливости. Однако значительное влияние на диффузионное насыщение элементами внедрения оказывает химический состав насыщаемой стали, в особенности легирование карбидо- и нитридообразующими элементами. На скорость диффузии также оказывает влияние концентрация легирующего элемента в твердом растворе, которым насыщается поверхность. Так, высокая концентрация углерода в стали приводит к снижению скорости роста диффузионного слоя при цементации.

Исследование кинетики диффузионного насыщения элементами внедрения сталей различных систем легирования позволяет прогнозировать рост толщины диффузионного слоя, управлять морфологией избыточной фазы и в значительной степени

снижать трудоемкость технологического процесса при подборе режимов цементации и азотирования. Поэтому целью данной работы является исследование кинетики диффузионного насыщения углеродистых высокохромистых сталей мартенситного класса системы легирования С–Cr.

Работа выполнена в рамках реализации комплексных научных проблем 8.2. «Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие свариваемые стали с высокой вязкостью разрушения» и 8.3. «Высокопрочные наноструктурированные конструкционные стали и диффузионные покрытия, получаемые методами химико-термической обработки» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

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

Материалы и методы

В качестве объектов исследования использовали образцы из углеродистых высокохромистых сталей марок 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД. Химический состав исследуемых сталей соответствовал требованиям ГОСТ 5949–75 и ТУ 14-19-106-90 и по основным легирующим элементам приведен в табл. 1 [19].

Таблица 1

Химический состав по основным легирующим элементам сталей марок 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД по ГОСТ 5949–75 и ТУ 14-19-106-90 [19]

Сталь	Содержание элементов, % (по массе)			
	C	Mn	Si	Cr
40Х13-Ш	0,35–0,44	≤0,6	≤0,6	12,0–14,0
60Х13С-ШД*	0,56–0,63	0,2–0,6	1,2–1,6	13,0–13,9

* Сталь 60Х13С-ШД дополнительно содержит элементы, % (по массе): 0,05 Ca; 0,05 Ce; 0,05 Zr.

Для насыщения поверхности исследуемых сталей элементами внедрения (углеродом и азотом) проводили вакуумную цементацию и нитроцементацию в интервале температур 920–940 °C, а также вакуумное азотирование в интервале температур 530–550 °C на универсальной установке для химико-термической обработки [19]. Для оценки кинетики насыщения изменяли общее время насыщения при неизменном времени стадий активного насыщения и диффузионного перераспределения.

Металлографический анализ структур сталей после химико-термической обработки проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-51 при увеличении ×500. Для выявления микроструктуры изготовленные микрошлифы травили химически в реактиве «Марбле» (20 г сернокислой меди, 100 мл соляной кислоты, 100 мл дистиллированной воды). На готовых микрошлифах проводили исследование структуры сталей, а также определяли толщину диффузионных слоев визуальным методом.

Для исследования распределения микротвердости с целью точного определения толщины диффузионного слоя проводили дюрометрический анализ на твердомере Durascan 20 при нагрузке 5 Н. Для определения толщины диффузионного слоя использовали метод аппроксимации твердости поверхности и сердцевины, описанный в работе [1].

Определение доли избыточной фазы в диффузионных слоях после химико-термической обработки проводили путем обработки полученных фотографий методом бинаризации изображения в программе с открытым исходным кодом imagej. Подсчет количества черной (мартенситной матрицы) и белой (избыточной фазы) проводили с помощью встроенных инструментов, выводящих результат с помощью гистограмм.

Результаты и обсуждение

Кинетика формирования толщины диффузационного слоя h от времени насыщения $\tau_{\text{общ}}$ при неизменной температуре технологического процесса описывается классической обратной параболической зависимостью, выраженной уравнением

$$h = k \sqrt{\tau_{\text{общ}}}, \quad (1)$$

где k – кинетический коэффициент, зависящий от температуры, состава насыщаемого материала и насыщающей среды.

Определение кинетического коэффициента для каждой стали проводится путем серии экспериментов. С этой целью проводили химико-термическую обработку по следующим схемам:

- вакуумная цементация (ВЦ);
- вакуумное азотирование + вакуумная цементация (ВА + ВЦ);
- вакуумная нитроцементация (ВНЦ);
- вакуумное азотирование + вакуумная нитроцементация (ВА + ВНЦ).

Общее время насыщения при вакуумной цементации/нитроцементации составило 1, 2 и 3 ч. Соотношение времени стадии активного насыщения и стадии диффузационного перераспределения составляло 1:1.

Структуры сталей 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД, полученные после всех технологических процессов при общем времени насыщения 3 ч, представлены на рис. 1.

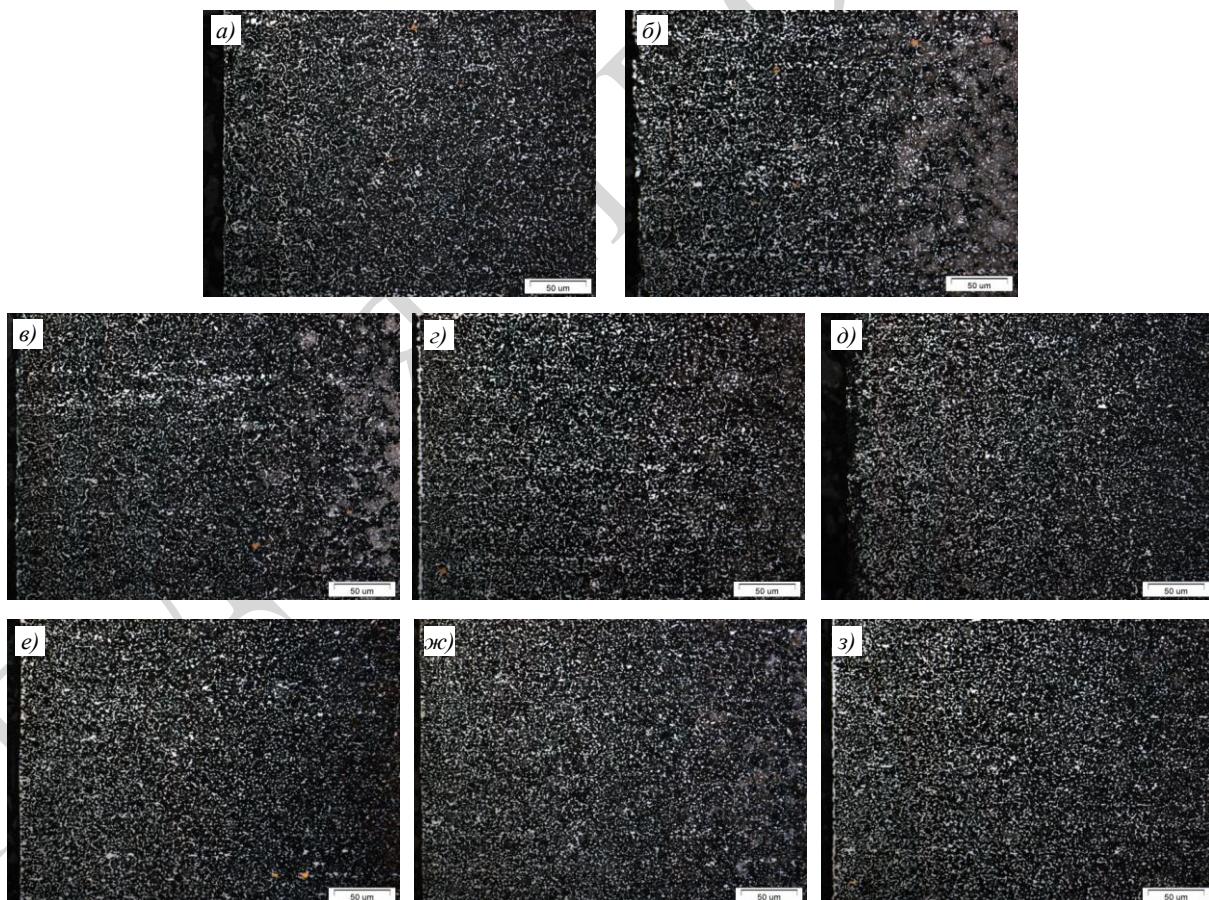


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) диффузационного слоя сталей 40Х13-Ш (а-г) и 60Х13С-ШД (д-з) после вакуумной цементации (а, д), вакуумной нитроцементации (б, е), вакуумного азотирования и последующей вакуумной цементации (в, ж), вакуумного азотирования и последующей вакуумной нитроцементации (г, з)

Визуальный метод контроля толщины диффузионного слоя и избыточной фазы по полученным изображениям микроструктуры позволил установить, что применение предварительного азотирования позволяет повысить протяженность диффузионного слоя, а также долю избыточной фазы. Для подтверждения увеличения объемной доли избыточной фазы проведены измерения количества белой составляющей по бинаризованным изображениям, а для подтверждения роста толщины диффузионного слоя исследовано распределение микротвердости.

Как видно из данных рис. 1, в микроструктуре из-за разной степени травимости присутствуют светлые составляющие структуры, которые могут вносить значительную погрешность в измерение количества избыточной фазы. С помощью анализа научно-технической литературы установлено, что наибольшая концентрация углерода, а значит и объемное содержание избыточных фаз, находится в приповерхностной зоне насыщаемых образцов. В этой связи исследование доли избыточной фазы ограничено толщиной диффузионного слоя 200 мкм, в котором практически отсутствуют светлые составляющие структуры из-за разной степени травимости. Изображение микроструктуры диффузионных слоев сталей 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД после бинаризации для процесса «вакуумное азотирование + вакуумная нитроцементация» представлено на рис. 2.



Рис. 2. Изображение микроструктуры ($\times 500$) диффузионных слоев сталей 40Х13-Ш (а) и 60Х13С-ШД (б) после бинаризации

Расчет объемной доли избыточной фазы по обработанным изображениям для сталей 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД после различных видов химико-термической обработки представлен на рис. 3. По результатам обработки полученных данных установлено, что присутствие азота в составе насыщающей атмосферы при проведении технологического процесса способствует увеличению объемной доли избыточной фазы. Такой эффект установлен для обеих сталей. Применение предварительного азотирования в совокупности с вакуумной нитроцементацией (ВА + ВНЦЗ) позволило увеличить относительное объемное содержание избыточной фазы ($V_{\text{НЦ}}/V_{\text{ВЦ}}$) по сравнению с процессом вакуумной цементации (ВЦЗ): для стали 40Х13-Ш – на 23 %, а для стали 60Х13С-ШД – на 14 %. Такое различие в увеличении относительного объемного содержания избыточной фазы связано с разной концентрацией углерода в химическом составе сталей.

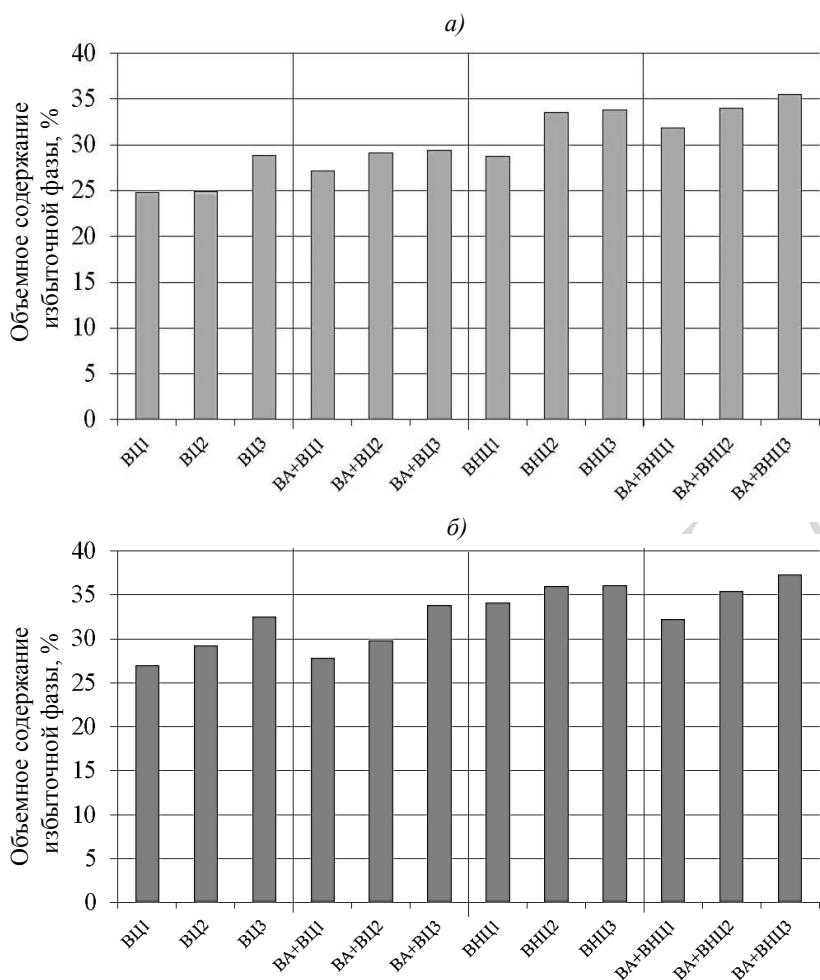


Рис. 3. Объемное содержание избыточной фазы в диффузационном слое сталей 40Х13-Ш (а) и 60Х13С-ШД (б) после различных видов химико-термической обработки (здесь и далее – цифры обозначают общее время насыщения: 1, 2 и 3 ч)

Для оценки влияния вида химико-термической обработки на формирование толщины диффузационного слоя проведены исследования распределения микротвердости. Результаты исследований представлены на рис. 4–6. Пониженные значения твердости на расстоянии от поверхности ~0,3 мм для стали 40Х13-Ш связаны с образованием аустенита в диффузационном слое. По результатам анализа полученных кривых распределения установлено, что для стали 40Х13-Ш введение предварительной обработки – вакуумного азотирования, а также нахождение азота в составе насыщающей атмосферы позволяет повысить толщину диффузационного слоя. Данный эффект связан с взаимным перераспределением элементов внедрения внутри диффузационного слоя. Однако для стали 60Х13С-ШД данный эффект практически отсутствует. Предположительно это связано с легированием стали 60Х13С-ШД редко- и щелочноземельными элементами, которые являются активными карбидо- и нитридообразователями. Образуя избыточные фазы по границам зерен, а также в теле зерна, они могут являться ингибиторами диффузационных процессов, в результате чего рост диффузационного слоя, а также эффекты от введения дополнительных насыщающих сред в значительной степени снижаются. Для стали 40Х13-Ш толщина диффузационного слоя в зависимости от вида и продолжительности химико-термической обработки варьировалась от 0,72 до 1,12 мм, в то время как для стали 60Х13С-ШД – от 0,5 до 0,6 мм.

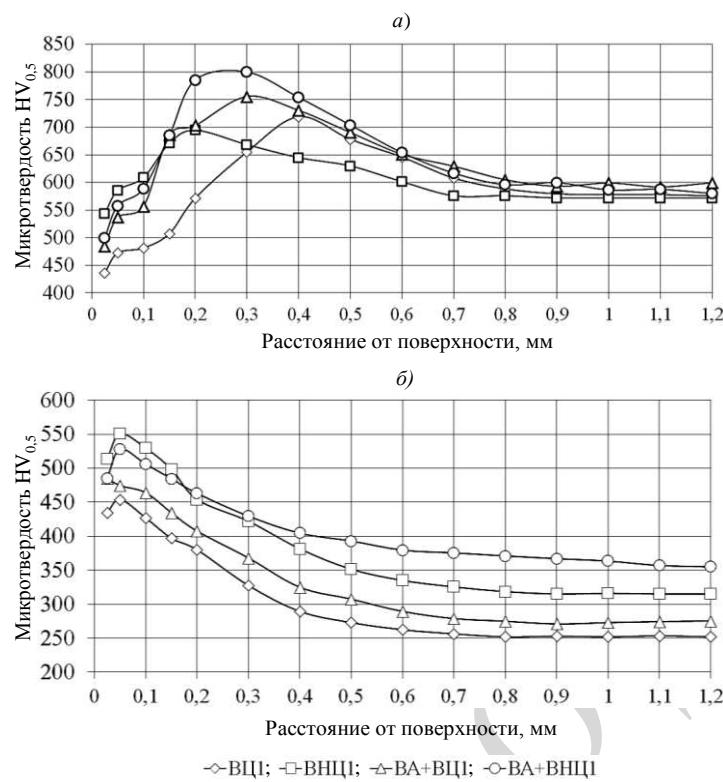


Рис. 4. Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя сталей 40Х13-Ш (а) и 60Х13С-ШД (б) после различных видов химико-термической обработки при общем времени насыщения 1 ч

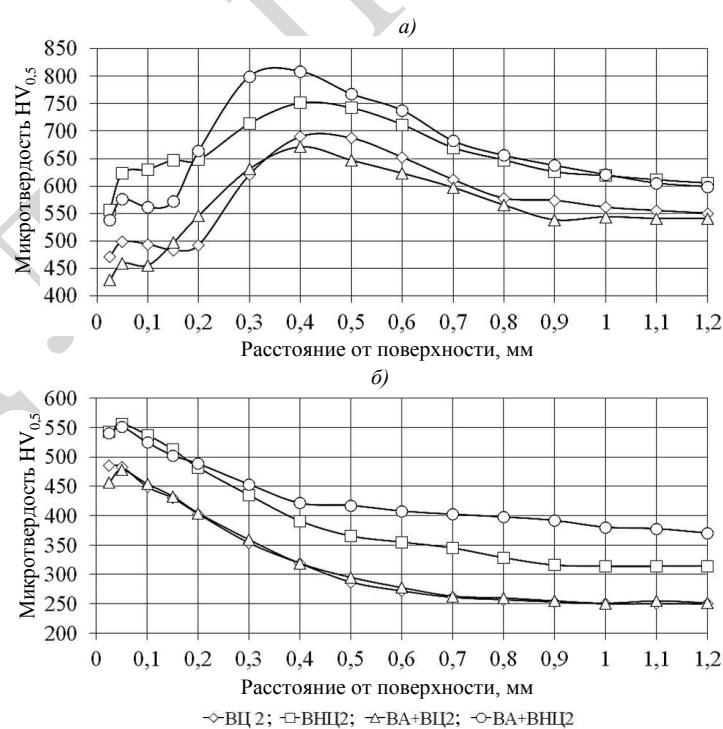


Рис. 5. Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя сталей 40Х13-Ш (а) и 60Х13С-ШД (б) после различных видов химико-термической обработки при общем времени насыщения 2 ч

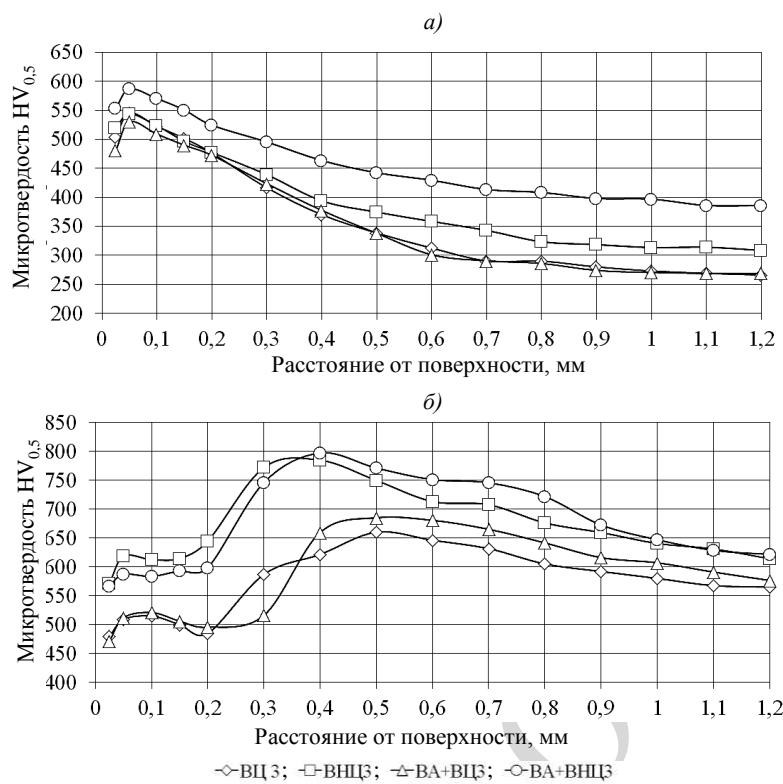


Рис. 6. Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя сталей 40Х13-Ш (а) и 60Х13С-ШД (б) после различных видов химико-термической обработки при общем времени насыщения 3 ч

По полученным значениям толщины диффузионных слоев рассчитаны кинетические коэффициенты и изучена кинетика диффузионного насыщения. Кинетические коэффициенты для сталей 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД представлены на рис. 7. Анализ полученных значений позволил установить, что проведение предварительного вакуумного азотирования для стали 40Х13-Ш позволяет увеличить кинетический коэффициент, что свидетельствует об ускорении диффузии углерода в поверхность при последующем процессе вакуумной цементации/нитроцементации. Для стали 60Х13С-ШД данный эффект практически отсутствует, что, как замечено ранее, может быть связано с дополнительным легированием стали редко- и щелочноземельными элементами. Данный эффект требует дальнейшего исследования.

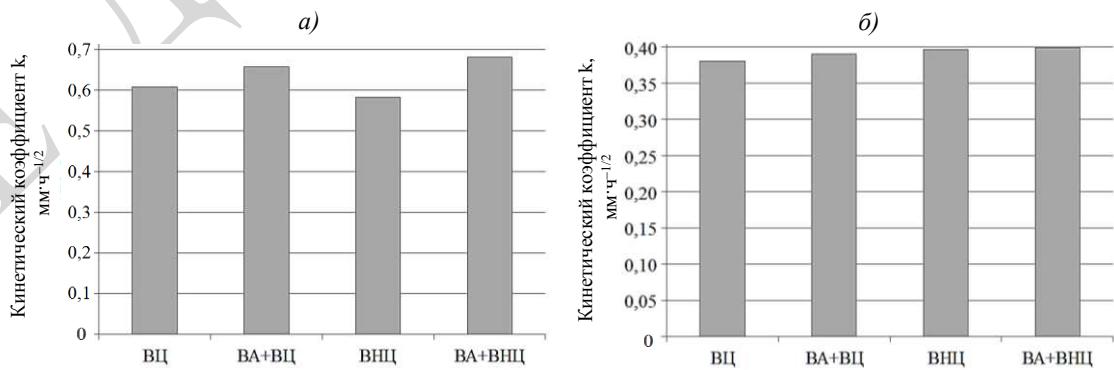


Рис. 7. Изменение кинетического коэффициента в зависимости от вида химико-термической обработки для сталей 40Х13-Ш (а) и 60Х13С-ШД (б)

Кинетика диффузионного насыщения сталей подчиняется обратной параболической зависимости, приведенной в уравнении (1). При построении кривых зависимости толщины диффузионного слоя от времени можно оценить характер протекания диффузии. По полученным кинетическим коэффициентам построены кривые для сталей 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД, подвергнутых вакуумному азотированию и последующей вакуумной нитроцементации (рис. 8).

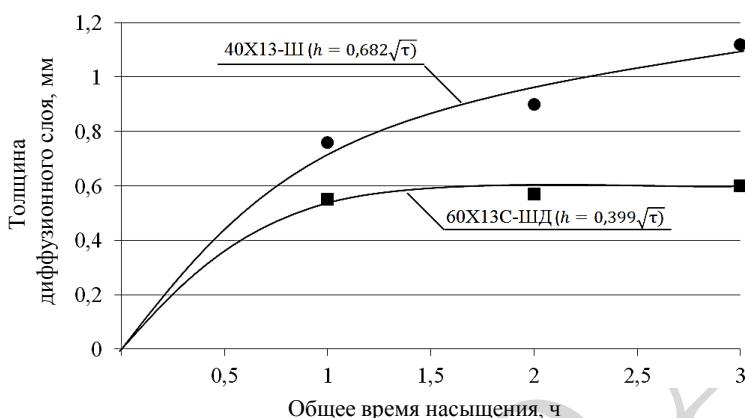


Рис. 8. Зависимость толщины диффузионного слоя сталей 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД от общего времени насыщения

Параболическая зависимость толщины слоя от времени технологического процесса для стали 40Х13-Ш свидетельствует о диффузионном механизме массопереноса элементов внедрения. Эта зависимость незначительно изменяется при увеличении общего времени насыщения. Начальный участок кинетической кривой (от 0 до 1 ч) роста толщины диффузионного слоя от времени насыщения для стали 60Х13С-ШД также имеет классическую параболическую зависимость. Однако дальнейшее увеличение времени технологического процесса практически не приводит к изменению толщины диффузионного слоя, что косвенно может свидетельствовать о блокировке механизма диффузионного массопереноса.

Заключения

Исследование кинетики диффузионного насыщения легированных сталей является неотъемлемой частью при разработке режимов химико-термической обработки, позволяющей прогнозировать рост толщины диффузионного слоя, а также морфологию избыточной фазы в зависимости от параметров технологического процесса.

Исследование диффузионного насыщения углеродистых высокохромистых сталей 40Х13-Ш и 60Х13С-ШД с разной концентрацией углерода и дополнительным легированием показало следующие результаты:

- объемная доля избыточной фазы закономерно увеличивается с увеличением общего времени насыщения при технологическом процессе;
- предварительное насыщение азотом при вакуумном азотировании позволяет повысить долю избыточной фазы в структуре диффузионного слоя. Применение последовательных процессов вакуумного азотирования и последующей вакуумной нитроцементации, по сравнению с насыщением при классической вакуумной цементации, для стали 40Х13-Ш позволило увеличить относительную объемную долю избыточной фазы на 23 %, а для стали 60Х13С-ШД – на 14 %;

– предварительное насыщение поверхности азотом также позволяет ускорить диффузию углерода в поверхность, что видно из изменения кинетических коэффициентов для стали 40Х13-Ш. Для стали 60Х13С-ШД данный эффект практически отсутствует, что предположительно связано с дополнительным легирование редко- и щелочноземельными элементами;

– исследование зависимости роста толщины диффузионного слоя от общего времени технологического процесса позволило установить, что для стали 40Х13-Ш обратная параболическая зависимость, свидетельствующая о механизме диффузионного массопереноса, сохраняется при увеличении времени технологического процесса. Для стали 60Х13С-ШД такая закономерность сохраняется до времени насыщения 1 ч, в дальнейшем механизм диффузионного массопереноса блокируется, что также предположительно связано с дополнительным легированием редко- и щелочноземельными элементами. Этот эффект требует дальнейших исследований.

Список источников

1. Smirnov A.E., Shevchenko S.Y., Shchipunov V.S. et al. Special Features of the Carbonitriding of Parts of Instrument Bearings Designed for Extreme Service Conditions // Metal Science and Heat Treatment. 2016. Vol. 58. No. 5–6. P. 287–292.
2. Shen Y., Sina M.M., Farshid S. et al. Effect of retained austenite – Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel // International Journal of Fatigue. 2015. Vol. 75. P. 135–144.
3. Bhadeshia H. Steels for Bearings // Progress in Materials Science. 2012. Vol. 57 (2). P. 268–435.
4. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.
5. Севальнев Г.С., Севальнева Т.Г., Колмаков А.Г., Дульнев К.В., Крылов С.А. Исследование триботехнических характеристик коррозионностойких сталей с различным механизмом объемного упрочнения // Труды ВИАМ. 2021. № 10 (104). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
6. Гулина И.В., Седов О.В., Яковлев Н.О., Гриневич А.В. Особенности испытания подшипниковой стали // Труды ВИАМ. 2019. № 10 (82). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-76-83.
7. Киричок П.Ф. Коррозионное растрескивание алюминиевых сплавов и нержавеющих сталей: ключевые особенности и методы испытаний (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 7 (67). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-106-116.
8. Громов В.И., Курпякова Н.А., Коробова Е.Н., Седов О.В. Новая теплостойкая сталь для авиационных подшипников // Труды ВИАМ. 2019. № 2 (74). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-17-23.
9. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
10. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
11. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing // Herald of the Russian Academy of Sciences. 2020. Vol. 90. No. 2. P. 225–228.
12. Kolmykov V.I., Romanenko D.N., Abyshev K.I., Bedin V.V. Efficiency of surface hardening by carburizing steel objects operating under abrasive wear conditions // Chemical and Petroleum Engineering. 2015. Vol. 51. No. 1–2. P. 58–61.
13. Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С., Рыжова М.Ю., Пахомова С.А. Износостойкость теплостойкой стали после вакуумной цементации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 7. С. 8–13.
14. Semenov M.Y., Smirnov A.E., Farkhutdinov R.S. et al. Optimization of modes of vacuum carburizing of gears from heat-resistant steel VKS-7 on the basis of computational design // Metal Science and Heat Treatment. 2015. Vol. 57. No. 1–2. P. 28–31.

15. Liu B., Wang B., Gu J. Effect of ammonia addition on microstructure and wear performance of carbonitrided high carbon bearing steel AISI 52100 // Surface and Coatings Technology. 2019. Vol. 361. P. 112–118.
16. Jiang L., Luo H., Zhao C. Nitrocarburising of AISI 316 stainless steel at low temperature // Surface Engineering. 2018. Vol. 34. No. 3. P. 205–210.
17. Sankaran R., Rajamani D., Natarajan S., Thirugnanasambantham K.G. Sliding wear behaviour and its mechanisms of carbonitrided AISI 8620 steel at 100 °C under unlubricated conditions // Surface Engineering. 2017. Vol. 33. No. 1. P. 42–48.
18. Rajan K., Joshi V., Ghosh A. Effect of Carbonitriding on Endurance Life of Ball Bearing Produced from SAE 52100 Bearing Steels // Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology. 2013. Vol. 3. P. 172–177.
19. Севальнев Г.С. Повышение контактной выносливости и износостойкости тонкостенных деталей подшипников качения из высокоуглеродистых сталей мартенситного класса путем комбинированной химико-термической обработки: дис. ... канд. техн. наук. М., 2021. 142 с.

References

1. Smirnov A.E., Shevchenko S.Y., Shchipunov V.S. et al. Special Features of the Carbonitriding of Parts of Instrument Bearings Designed for Extreme Service Conditions. Metal Science and Heat Treatment, 2016, vol. 58, no. 5–6, pp. 287–292.
2. Shen Y., Sina M.M., Farshid S. et al. Effect of retained austenite – Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel. International Journal of Fatigue, 2015, vol. 75, pp. 135–144.
3. Bhadeshia H. Steels for Bearings. Progress in Materials Science, 2012, vol. 57 (2), pp. 268–435.
4. Spector A.G., Zelbet B.M., Kiseleva S.A. The structure and properties of bearing steels. Moscow: Metallurgiya, 1980, 264 p.
5. Sevalnev G.S., Sevalneva T.G., Kolmakov A.G., Dulnev K.V., Krylov S.A. Study of the tribotechnical characteristics of corrosion-resistant steels with different mechanisms of volumetric hardening. Trudy VIAM, 2021, no. 10 (104), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 16, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
6. Gulina I.V., Sedov O.V., Yakovlev N.O., Grinevich A.V. Features of the tested bearing steel. Trudy VIAM, 2019, no. 10 (82), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 16, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-76-83.
7. Kirichok P.F. Corrosion cracking of aluminum alloys and stainless steels: key features and test methods (review). Trudy VIAM, 2018, no. 7 (67), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 16, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-106-116.
8. Gromov V.I., Kurpyakova N.A., Korobova E.N., Sedov O.V. New heat resistant steel for aircraft bearings. Trudy VIAM, 2019, no. 2 (74), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 16, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-17-23.
9. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. Vestnik Rossiyskoy akademii nauk, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
10. Kablov E.N. The materials of the new generation are the basis of innovation, technological leadership and national security of Russia. Intellekt i tekhnologii, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
11. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing. Herald of the Russian Academy of Sciences, 2020, vol. 90, no. 2, pp. 225–228.
12. Kolmykov V.I., Romanenko D.N., Abyshev K.I., Bedin V.V. Efficiency of surface hardening by carburizing steel objects operating under abrasive wear conditions. Chemical and Petroleum Engineering, 2015, vol. 51, no. 1–2, pp. 58–61.
13. Smirnov A.E., Fakhurtdinov R.S., Ryzhova M.Yu., Pakhomova S.A. Wear resistance of heat-resistant steel after vacuum cementation. Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya, 2016, no. 7, pp. 8–13.
14. Semenov M.Y., Smirnov A.E., Farkhutdinov R.S. et al. Optimization of modes of vacuum carburizing of gears from heat-resistant steel VKS-7 on the basis of computational design. Metal Science and Heat Treatment, 2015, vol. 57, no. 1–2, pp. 28–31.

15. Liu B., Wang B., Gu J. Effect of ammonia addition on microstructure and wear performance of carbonitrided high carbon bearing steel AISI 52100. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 361, pp. 112–118.
16. Jiang L., Luo H., Zhao C. Nitrocarburising of AISI 316 stainless steel at low temperature. *Surface Engineering*, 2018, vol. 34, no. 3, pp. 205–210.
17. Sankaran R., Rajamani D., Natarajan S., Thiregnanasambantham K.G. Sliding wear behaviour and its mechanisms of carbonitrided AISI 8620 steel at 100 °C under unlubricated conditions. *Surface Engineering*, 2017, vol. 33, no. 1, pp. 42–48.
18. Rajan K., Joshi V., Ghosh A. Effect of Carbonitriding on Endurance Life of Ball Bearing Produced from SAE 52100 Bearing Steels. *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*, 2013, vol. 3, pp. 172–177.
19. Sevalnev G.S. Increasing contact endurance and wear resistance of thin-walled parts of rolling bearings from high-carbon steels of martensitic class by combined chemical-thermal treatment: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2021, 142 p.

Информация об авторах

Севальнев Герман Сергеевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Якушева Наталья Александровна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Коробова Елена Николаевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Дульнев Константин Владимирович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

German S. Sevalnev, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Natalia A. Yakusheva, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Elena N. Korobova, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Konstantin V. Dulnev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.11.2021; одобрена и принятая к публикации после рецензирования 22.12.2021.

The article was submitted 30.11.2021; approved and accepted for publication after reviewing 22.12.2021.

Научная статья

УДК 539.26

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26

РОСТОВЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

N.A. Кузьмина¹

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

Аннотация. В работе дано описание наиболее частых ростовых структурных дефектов, образующихся на этапе литья монокристаллов методом направленной кристаллизации из никелевых жаропрочных сплавов. Проведено исследование дефектов рентгеновским методом Лауэ и методом качания. Дано сравнение и интерпретация дифракционных изображений, полученных двумя рентгеновскими методами. На основании проведенных исследований дан анализ причин возникновения дефектной структуры и предложены пути устранения или минимизации факторов, влияющих на появление подобных дефектов.

Ключевые слова: монокристалл, кристаллографическая ориентация, разориентация субзерен, лауэграмма, рентгеновская дифракция, производственная технология монокристаллического литья

Для цитирования: Кузьмина Н.А. Ростовые структурные дефекты в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 02. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26.

Scientific article

GROWTH STRUCTURAL DEFECTS IN SINGLE CRYSTALS OF NICKEL HEAT-RESISTANT ALLOYS

N.A. Kuzmina¹

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

Abstract. The article describes the most frequent growth structural defects formed at the stage of casting single crystals by the method of directed crystallization from nickel heat-resistant alloys. The study of defects by the Laue x-ray method and the swing method has been carried out. It is given comparison and interpretation of diffraction images obtained by two x-ray methods. Based on the conducted researches, the analysis of causes of the appearance of defective structure is given and ways to eliminate or minimize the factors affecting the appearance of such defects are proposed.

Keywords: single crystal, crystallographic orientation, disorientation of subgrains, lauegram, x-ray diffraction, production technology of single crystal casting

For citation: Kuzmina N.A. Growth structural defects in single crystals of nickel heat-resistant alloys. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 02. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26.

Введение

Монокристаллические лопатки авиационных двигателей – ответственные и дорогостоящие детали. Лопатки обладают рядом уникальных свойств, обеспечивающих установленный ресурс работы авиационного двигателя. Такие свойства достигаются сочетанием состава жаропрочного сплава и качеством структуры монокристалла. Высокая стоимость монокристаллических литых лопаток из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) определяется стоимостью сплавов, легированных такими элементами, как рений и рутений, а также сложной технологией производства.

При разработке технологии монокристаллического литья с применением затравок анализировали причины нестабильности формирования монокристаллической структуры. Проводятся многочисленные исследования дефектов структуры различного происхождения. Цель таких исследований – усовершенствовать и скорректировать технологию получения монокристаллических отливок с высоким качеством структуры. В разработанных сплавах сочетаются: термическая стабильность; оптимальная плотность; способность формировать монокристаллическую структуру, не вступая во взаимодействие с материалом формы [1–6].

Известно, что монокристаллы ЖНС обладают анизотропией механических свойств – в частности, это характерно для свойств длительной прочности в зависимости от структуры монокристаллов таких сплавов. Ось Z лопаток ориентирована в двигателе относительно направления главных растягивающих напряжений таким образом, чтобы модуль упругости структуры лопатки в этом направлении был наименьшим [7, 8]. Для никелевых сплавов с гранецентрированной кубической структурой таким направлением является <001>.

Разработка состава керамики для литьевых форм направлена на получение форм достаточной прочности, чтобы обеспечить заданные геометрические размеры отливок, а также на снижение взаимодействия расплава с материалом формы и обеспечение отсутствия пригора на поверхности отливок. Разработанные литьевые формы обеспечивают возможность подвода монокристаллической структуры с заданным кристаллографическим направлением к лопатке от затравки через кристалловод, а затем – через кристалловоды-питатели [9–11].

Для создания технологий производства монокристаллических лопаток из высокожаропрочных современных сплавов проводятся многочисленные работы по исследованию взаимодействия основных параметров направленной кристаллизации: градиента температуры на фронте кристаллизации, скорости кристаллизации и концентрации легирующих элементов в расплаве [12–22].

При разработке составов ЖНС и совершенствовании технологий выплавки постоянно изучаются различные дефекты структуры, причины их появления и возможности избежать этого. По результатам этих работ вносят изменения в составы сплавов и в технологию кристаллизации. Так, весь комплекс уникальных свойств, которыми обладают лопатки современных авиадвигателей, обеспечивается тщательным выполнением технологии производства монокристаллических лопаток из ЖНС на каждом этапе.

Дефекты структуры вызывают повышенный интерес у исследователей. Большое количество научно-технических публикаций посвящено описанию конкретных дефектов, их изучению с применением высокоразрешающих приборов, а также предложены механизмы образования тех или иных дефектов с позиций кристаллохимии и теории дислокаций; созданы методики их исследования [23–27].

В то же время дефекты структуры для технолога на производстве являются браком. Требования к качеству структуры монокристаллических литых изделий из ЖНС на производстве постоянно возрастают. Наличие в отливках из безуглеродистых ЖНС

посторонних кристаллов и существенное отклонение от заданной кристаллографической ориентации являются браковочным признаком, уменьшают выход годной продукции, что ведет к повышению себестоимости изделий.

В данной статье рассмотрены наиболее часто встречающиеся на производстве литейные дефекты при направленной кристаллизации ЖНС с применением затравок с кристаллографической ориентацией (КГО) $<001>$. Описание наиболее часто встречающихся структурных дефектов и возможные причины их образования помогут провести целенаправленные корректирующие мероприятия для устранения или минимизации факторов, отрицательно влияющих на структуру.

Материалы и методы

Объекты контроля – монокристаллические отливки из ЖНС. Аппаратура для контроля структуры отливок: многофункциональная рентгеновская установка ПРДУ (метод Лауз), дифрактометр общего назначения ДРОН-4 для регистрации дифракционной картины методом качания.

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

Результаты и обсуждение

Требования к структуре ЖНС учитывают, что монокристаллы этих сплавов имеют дендритное строение и не являются высокосовершенными монокристаллами, такими как, например, монокристаллы кремния. Тем не менее при выращивании монокристаллов сложной формы, такими являются лопатки авиадвигателей, создают условия, подводя монокристаллическую структуру посредством затравки, а затем кристаллоотборника, передающих структуру в основание отливки, и, наконец, через систему кристалловодов-питателей, передающих структуру от затравки непосредственно в кромку пера лопатки. На всех этапах монокристаллического литья – начиная от затравочных заготовок и заканчивая отливками лопаток – проводится визуальный и рентгеновский контроль структуры.

Дефекты кристаллической структуры, связанные с условиями в начале кристаллизации

Лопатки с заданной осевой и азимутальной ориентацией структуры (дважды ориентированные) можно получить только с применением технологии с использованием затравок. Зарождение монокристаллической структуры лопатки начинается от затравки. В производстве монокристаллических лопаток из ЖНС к затравкам предъявляются повышенные требования. Все затравки контролируют визуально и рентгеновскими методами. Блочность или фрагментация не допускаются, а максимальный угол отклонения от заданной кристаллографической ориентации затравки должен быть в 2 раза меньше, чем в требованиях по этому параметру к отливкам лопаток. Затравки должны быть монокристаллическими по структуре и иметь отклонение от базовой поверхности затравки (от КГО $<001>$) не более 3–5 градусов.

Соблюдение этих условий необходимо, но недостаточно, чтобы при направленной кристаллизации затравка «сработала», т. е. задала кристаллографическое направление и монокристалличность структуре отливки.

Перед заливкой расплава литейную керамическую форму помещают в зоне нагрева так, что верхний слой затравки подплавляется (рис. 1, *a–e*) и через контакт с расплавом отливка наследует структуру затравки. Дополнительно применяют кристаллоотборник сечением не более 2 мм. Он подводит расплав к центральной области затравки, тем самым уменьшая вероятность зарождения нескольких зерен.

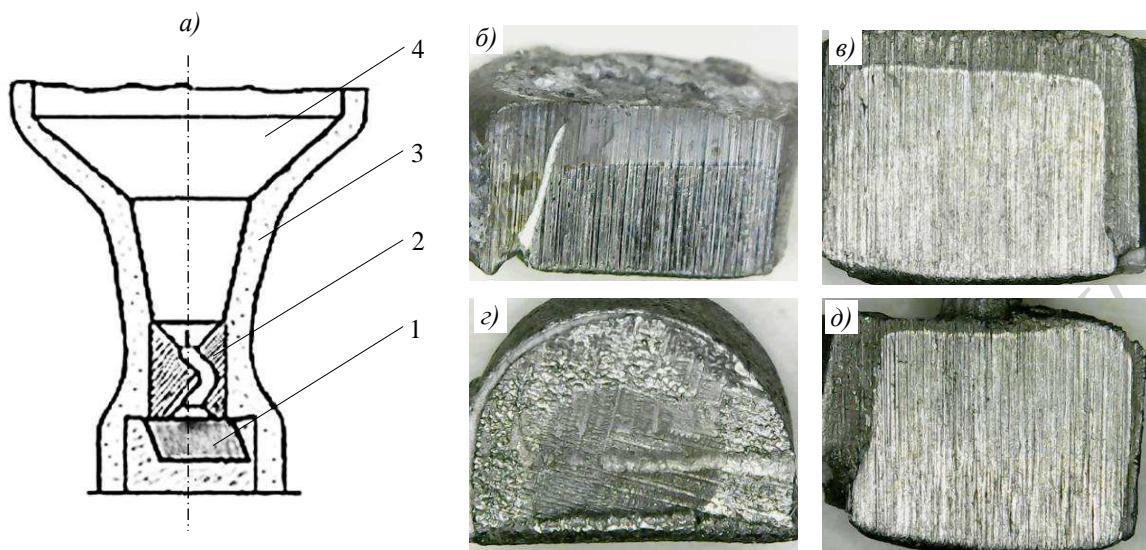


Рис. 1. Затравочный узел (а) с керамической вставкой-кристаллоотборником для отливки монокристаллических заготовок затравок: 1 – затравка; 2 – керамическая вставка-кристаллоотборник; 3 – форма; 4 – стартовый конус.

На фото затравки после проведения направленной кристаллизации: б, в – хорошо видна зона подплавления затравки; г – затравка не подплавилась; д – верхний торец затравки – видна область контакта затравки с расплавом через кристаллоотборник

Причины, по которым «не сработала» хорошая, т. е. годная по структуре затравка, могут быть следующие.

– *Затравка полностью расплавилась* из-за размещения затравочного узла в области высокой температуры. Кристаллизация фактически проходит без затравки. В результате конкурентного роста дендритов может получиться направленная, но не монокристаллическая структура <001> или часто – центр стереографического треугольника.

– *Затравка не подплавилась* (рис. 1, г, д) из-за недостаточно высокой температуры в области затравочного узла. Осевая структура затравки в этих условиях передается в тепло отливки через оксидную пленку, что может привести к появлению субструктур в начале кристаллизации из-за осевых или азимутальных разворотов дендритов. Для предупреждения образования на поверхности затравки оксидных налетов, которые также способствуют фрагментации структуры, разработчики технологии предложили вводить в затравочный сплав углерод, препятствующий образованию оксидов на поверхности затравки благодаря своим восстановливающим свойствам.

– *В зону контакта затравки с расплавом попали частицы керамики*. Такое случается, если на стенках формы осталась керамическая пыль. Расплав при заливке в форму «смыывает» частицы керамики, они попадают в зону контакта расплава с затравкой, где становятся центрами кристаллизации, что приводит к образованию блочной структуры в самом начале. На рис. 2 показаны примеры таких дефектов: субкристаллы с нечеткими границами, которые начали расти от затравки, но в процессе направленной кристаллизации из-за конкурентного роста основного кристалла, выклинились и не дошли до основания стартового конуса (рис. 2, а); кристалл с четкими границами начал расти от затравки, постепенно выклиниваясь вследствие конкурентного роста дальше основания ростового конуса (рис. 2, б). Для предупреждения засоров, вызванных частицами керамики, технология предусматривает продувку формы и затравочного узла сжатым воздухом.

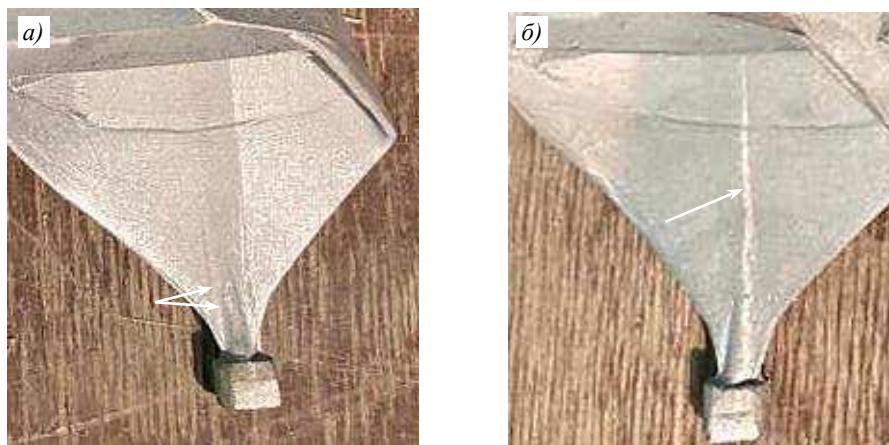


Рис. 2. Блочность в начале кристаллизации – субкристаллы с нечеткими (а) и четкими границами (б)

*Дефекты кристаллической структуры,
связанные с условиями в процессе направленного роста*

После заливки металла керамическую форму перемещают из зоны нагрева в зону охлаждения, где расплав кристаллизуется, наследуя монокристаллическую структуру от затравки. Таким образом, происходит «выращивание» монокристаллов. Основной фактор направления роста кристалла – отвод тепла с фронта кристаллизации, т. е. градиент температуры. Влиянию этого фактора посвящено большое количество исследований, в которых разработаны методики контроля параметров направленной кристаллизации ЖНС и предложены оптимальные режимы кристаллизации для получения более совершенной структуры отливки.

На рис. 3 и 4 показана характерная структура затравок, вырезанных из затравочных заготовок с двух сторон: в начале и в конце кристаллизации. Заготовки из сплава системы Ni–W длиной 140 мм не имеют видимых дефектов, получены в ходе одной плавки (60 шт. заготовок), выполненной без нарушений режима.

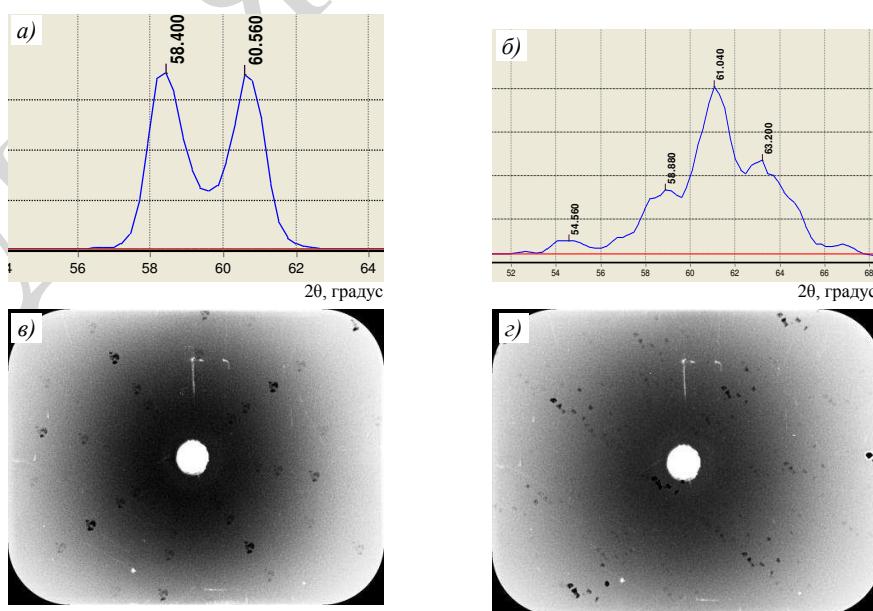


Рис. 3. Рост фрагментации структуры отливки в конце кристаллизации на примере затравочной заготовки из сплава системы Ni–W

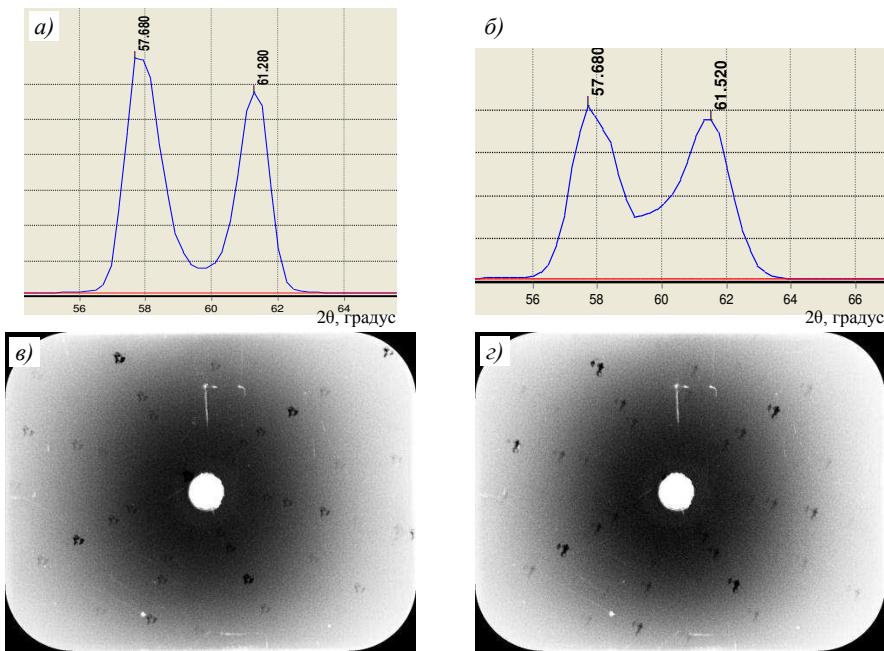


Рис. 4. Незначительный рост разориентации дендритов в конце кристаллизации на примере затравочной заготовки из сплава системы Ni–W

На рис. 3, *a*, *б* и рис. 4, *a*, *б* приведены кривые качания, полученные на дифрактометре ДРОН-4 с щелевым пучком излучения (12 мм), от нижнего и верхнего торцов затравочной заготовки. Кривая качания – это распределение углов отклонения от заданной КГО, при этом интенсивность кривой качания складывается из отражений от каждого дендрита. При быстром вращении образца сканируется вся поверхность, попадающая в зону облучения диаметром 12 мм.

Видно, что по мере роста отливки отражения на лаузограмме приобретают все более фрагментированный вид, а часть дендритов отклонилась от первоначально заданного направления роста.

На рис. 3, *в*, *г* и 4, *в*, *г* изображены обратные лаузограммы, полученные соответственно от нижнего и верхнего торцов заготовки. Диаметр фокусного пятна на приборе ПРДУ составляет 2 мм, поэтому информация о структуре получается с меньшей площади, чем это возможно на дифрактометре ДРОН-4. На левой лаузограмме, отражающей структуру в начале кристаллизации, видна некоторая фрагментация пятен, что характерно для кристаллов, имеющих дендритное строение. На правом изображении сохраняется общая направленность структуры, но все дендриты отклонились от начального направления в разные стороны. Из приведенного примера видно, что при равных стартовых условиях и при одном режиме направленной кристаллизации структура полученных отливок в конце роста отличается по степени фрагментации. Это свидетельство того, что тепловое поле во время направленного роста большого числа (60 шт.) монокристаллов было неравномерным, что стало причиной снижения выхода годной продукции. Тем не менее с учетом высокой потребности в производстве затравок, с одной стороны, и высокой трудоемкости подготовки к проведению каждой плавки – с другой, экономически целесообразно получать за одну плавку возможно большее число затравочных заготовок, для чего на установках направленной кристаллизации устанавливают не одну, а несколько форм для одной плавки.

Чем сложнее литейная форма и больше объем отливки, тем труднее создать условия для равномерного теплового поля с сохранением плоского фронта роста

и оптимальным сочетанием скорости роста (охлаждения) и градиента температуры (отведение тепла). Проблема контроля и управления тепловым полем, поддержание плоского фронта кристаллизации в условиях производства требует постоянных исследований и усовершенствований литейного оборудования. Для анализа влияния количества отливок на характеристики теплового поля, по-видимому, следует проводить анализ всех заготовок из данной партии с учетом их расположения в печи. Следует также сравнивать между собой партии с разным количеством монокристаллов для выявления флюктуаций, характерных для данного процесса с учетом фактора количества отливок.

*Дефекты кристаллической структуры,
связанные с нарушениями условий в процессе направленного роста*

Нарушения монокристаллической структуры после начала кристаллизации связаны с резкими изменениями скорости роста или формы фронта роста. Примеры объемного и поверхностного дефектов приведены на рис. 5. Внизу рисунка дан общий вид затравочных заготовок с дефектами в направлении роста слева направо; выше дано увеличенное изображение дефектов; вверху приведены дифрактограммы – кривые качания, полученные с торцов заготовок в начале роста и в конце направленной кристаллизации соответственно.

Прекращение охлаждения формы приводит к нарушению направленного роста, и после возобновления кристаллизации весь кристалл растет направленно, но с произвольной ориентацией (рис. 5, а).

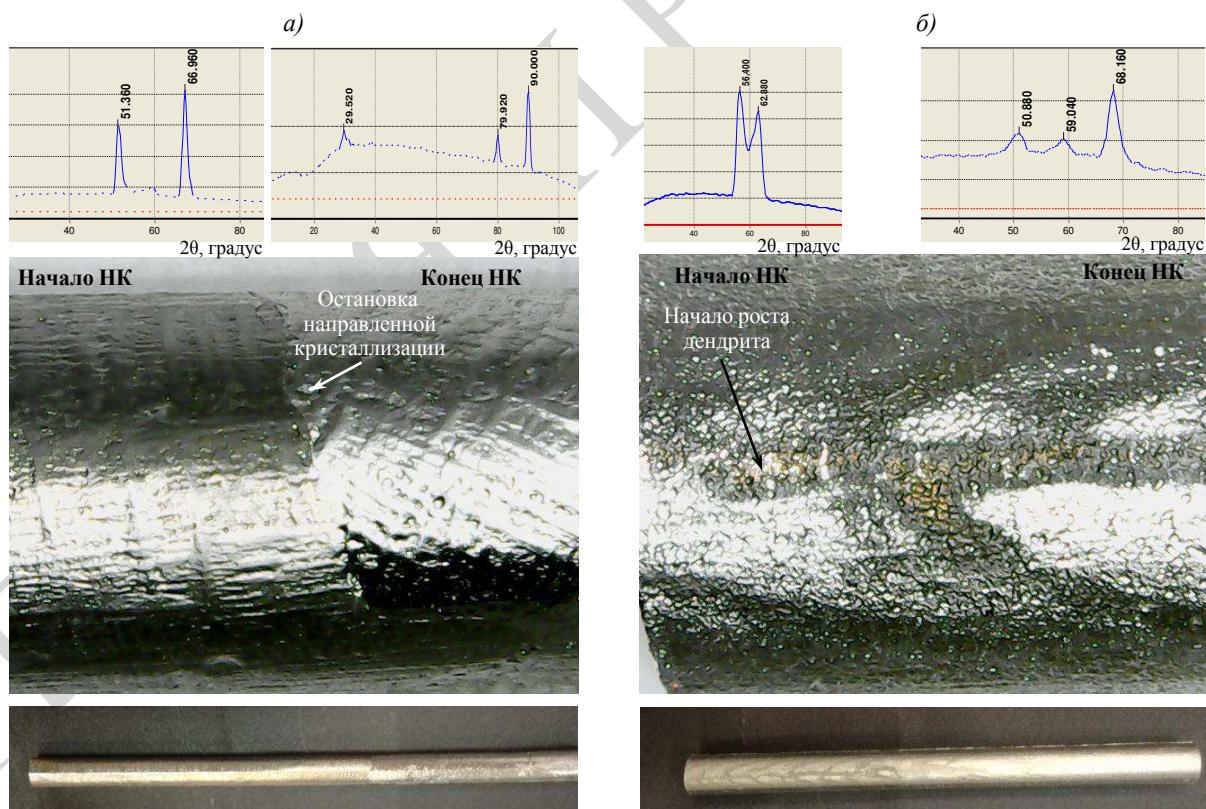


Рис. 5. Объемный (а) и поверхностный (б) дефекты. Внизу общий вид затравочных заготовок с дефектами в направлении роста слева направо; выше увеличенное изображение дефектов; вверху дифрактограммы – кривые качания, полученные с торцов заготовок в начале роста и в конце направленной кристаллизации (НК) соответственно

Нарушение теплового поля, связанное в данном примере с повреждением тигля при заливке формы, спровоцировало зарождение дендрита на поверхности отливки (рис. 5, б). В процессе направленной кристаллизации дендрит прорастал в глубину отливки, постепенно исчезал с поверхности и формировал блочную структуру в объеме кристалла (рис. 6).

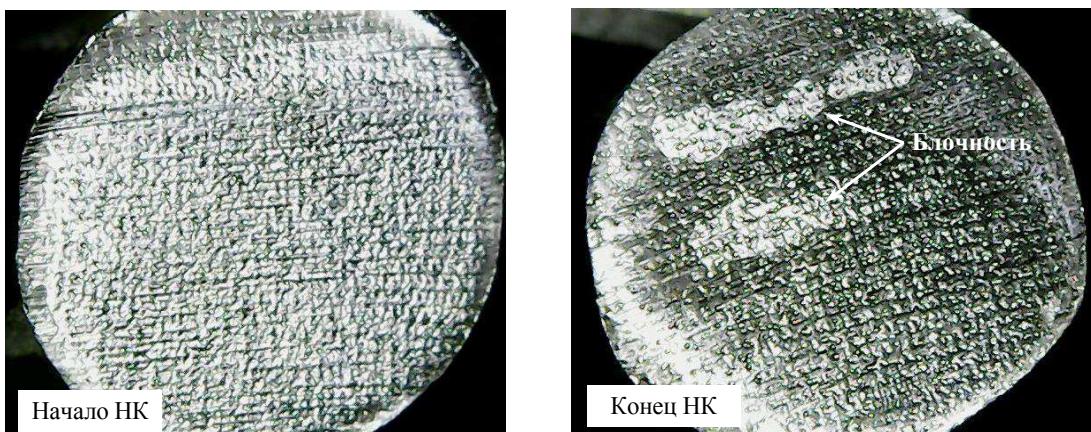


Рис. 6. Торцевая поверхность заготовки: в начале направленной кристаллизации (НК) с монокристаллической структурой и в конце НК – с блочностью

Заключения

В начале роста в зоне затравки образование блочной структуры с применением годных по структуре монокристаллических затравок может получиться из-за несоблюдения теплового режима – когда затравка полностью расплавилась или не подплавилась совсем либо из-за засора частицами керамики в зоне контакта затравки с расплавом.

Образование объемных дефектов в средней части отливки – блочности с большим углом разориентации – может быть связано с изменением (остановкой) скорости роста.

Образование поверхностных дефектов в средней части отливки, сопровожденных со структурой основного кристалла, может быть связано с резкими колебаниями теплового поля.

При выращивании методом направленной кристаллизации одновременно большого числа монокристаллических отливок из ЖНС (при условии соблюдения технологии) поверхностные и объемные дефекты в средней части отливки структуры могут образоваться вследствие неравномерного теплового поля. Проблемы контроля и управления тепловым полем, поддержания плоского фронта кристаллизации в условиях производства требуют исследований для усовершенствования литейного оборудования. Для анализа влияния количества отливок на характеристики теплового поля, по-видимому, следует проводить анализ всех заготовок из данной партии с учетом их расположения в печи. Следует также сравнивать между собой партии с разным количеством монокристаллов для выявления флюктуаций, характерных для данного процесса с учетом фактора количества отливок.

Список источников

- Герасимов В.В., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Усовершенствование состава и разработка технологии литья монокристаллических лопаток из жаропрочного интерметаллидного сплава // Труды ВИАМ. 2015. № 3. Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 03.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-3-1-1.

2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 2 (35). С. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
3. Висик Е.М., Тихомирова Е.А., Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Герасимов В.В., Живушкин А.А. Технологическое опробование нового жаропрочного сплава с низкой плотностью при литье монокристаллических лопаток ГТД // Металлург. 2017. № 2. С. 80–86.
4. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Висик Е.М., Голынец С.А. Разработка монокристаллического жаропрочного никелевого сплава V поколения // Металлы. 2017. № 6. С. 38–51.
5. Висик Е.М., Герасимов В.В., Петрушин Н.В., Колядов Е.В., Филонова Е.В. Технологическое опробование литья монокристаллических лопаток из жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ20 пониженной плотности // Литейщик России. 2018. № 5. С. 17–21.
6. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Сидоров В.В., Демонис И.М. Разработка монокристаллических высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов методом компьютерного конструирования // Авиационные материалы и технологии. 2004. № 1. С. 22–36.
7. Колядов Е.В., Висик Е.М., Герасимов В.В., Аргинбаева Э.Г. Влияние параметров направленной кристаллизации на структуру и свойства интерметаллидных сплавов // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). Ст. 02. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 03.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-14-26.
8. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Горбовец М.А., Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики и механические свойства монокристаллов жаропрочных никелевых ренийсодержащих сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением // Металлы. 2016. № 4. С. 57–70.
9. Рассохина Л.И., Битюцкая О.Н., Гамазина М.В., Кочетков А.С. Особенности технологии изготовления высокоогнеупорных керамических форм для получения отливок из γ -TiAl сплавов // Труды ВИАМ. 2020. № 2 (86). Ст. 04. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 03.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-31-40.
10. Рассохина Л.И., Битюцкая О.Н., Гамазина М.В., Авдеев В.В. Исследование составов керамических стержней на основе плавленого кварца и технологии их изготовления // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 04. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 03.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-34-42.
11. Оспенникова О.Г., Рассохина Л.И., Битюцкая О.Н., Гамазина М.В. Оптимизация технологии изготовления керамических стержней для улучшения качества литьых лопаток газотурбинных двигателей // Новости материаловедения. Наука и техника. 2017. № 3–4 (27). Ст. 04. URL: <https://materialsnews.ru> (дата обращения: 03.11.2021).
12. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Чабина Е.Б. Фазовые и структурные превращения при направленной кристаллизации с плоским фронтом интерметаллидных эвтектических сплавов на основе никеля // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). Ст. 02. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 03.10.2021). DOI: 2307-6046-2020-0-3-13-29.
13. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н., Сурова В.А., Ечин А.Б. Влияние высокоградиентной направленной кристаллизации на структуру и свойства ренийсодержащего монокристаллического сплава // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 8 (614). С. 33–35.
14. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Развитие технологии направленной кристаллизации литьевых высокожаропрочных сплавов с переменным управляемым температурным градиентом // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-24-38.
15. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. Промышленная высокоградиентная установка направленной кристаллизации УВНС-6 // Металлургия машиностроения. 2013. № 3. С. 032–034.
16. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. Особенности структуры и свойства никелевого монокристаллического жаропрочного сплава, полученного в условиях переменного температурного градиента на фронте роста // Труды ВИАМ. 2015. № 8. Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2021). DOI: 2307-6046-2015-0-8-1-1.
17. Бакрадзе М.М., Ечин А.Б. Расчет температурных полей внутри отливки численным методом и с помощью компьютерного моделирования // Технология металлов. 2021. № 6. С. 31–38.

18. Висик Е.М., Колядов Е.В., Оспенникова О.Г., Герасимов В.В., Филонова Е.В. Влияние технологических режимов литья на структуру монокристаллических лопаток из безуглеродистого жаропрочного никелевого сплава // Технология металлов. 2018. № 1. С. 19–26.
19. Колядов Е.В., Герасимов В.В., Висик Е.М., Межин Ю.А. Литье методом направленной кристаллизации с управляемым градиентом температуры на фронте кристаллизации // Литейное производство. 2016. № 8. С. 24–26.
20. Толорай В.Н., Некрасов С.Н., Остроухова Г.А. Сравнительный анализ структуры и свойств отливок из жаропрочных сплавов, полученных на установках типа УВНК и ПМП // Новости материаловедения. Наука и техника. 2018. № 5–6 (31). Ст. 01. URL: <https://materialsnews.ru> (дата обращения: 03.11.2021).
21. Колядов Е.В., Герасимов В.В., Висик Е.М. Влияние осевого и радиального градиентов температуры на фронте кристаллизации на макро- и микроструктуру сплава ЖС32 // Литейное производство. 2014. № 6. С. 28–31.
22. Висик Е.М., Герасимов В.В., Колядов Е.В., Кузьмина Н.А. Влияние технологических режимов литья на параметры структуры монокристаллов новых жаропрочных сплавов // Металлургия машиностроения. 2016. № 5. С. 27–31.
23. Кузьмина Н.А., Петрушин Н.В., Висик Е.М., Еремин Н.Н., Наприенко С.А. Применение метода Лауз для исследования структуры образца никелевого жаропрочного сплава, разрушенного в процессе механической обработки // Труды ВИАМ. 2020. № 10 (92). Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-3-12.
24. Толорай В.Н., Филонова Е.В., Чубарова Е.Н., Комарова Т.И., Остроухова. Г.А. Исследование влияния ГИП на микропористость в монокристаллических отливках безуглеродистых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2011. № 1 (18). С. 20–26.
25. Каблов Е.Н., Толорай В.Н., Остроухова Г.А., Алешин И.Н. Исследование ростовых дефектов типа полосчатость в монокристальных отливках из безуглеродистых жаропрочных сплавов // Двигатель. 2010. № 6 (72). С. 14–16.
26. Колядов Е.В., Герасимов В.В., Висик Е.М. О специфических дефектах отливок после направленной кристаллизации // Литейное производство. 2015. № 7. С. 11–13.
27. Синичкина Т.С., Беликов А.В., Висик Е.М. Проблема возникновения пригара на отливках из сплава ЖС-32 // Литейное производство. 2015. № 2. С. 18–20.

References

1. Gerasimov V.V., Petrushin N.V., Visik E.M. Improvement of casting technology and composition of single crystal blades made of heat-resistant intermetallic alloy. Trudy VIAM, 2015, no. 3, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 03, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-3-1-1.
2. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Petrushin N.V., Visik E.M. Single-crystal nickel-based superalloy of a new generation with low-density. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2015, no. 2 (35), pp. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
3. Visik E.M., Tikhomirova E.A., Petrushin N.V., Ospennikova O.G., Gerasimov V.V., Zhivushkin A.A. Technological testing of a new heat-resistant alloy with low density during casting of single-crystal GTE blades. Metallurg, 2017, no. 2, pp. 80–86.
4. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Visik E.M., Golynets S.A. Development of single-crystal heat-resistant nickel alloy of the 5th generation. Metally, 2017, no. 6, pp. 38–51.
5. Visik E.M., Gerasimov V.V., Petrushin N.V., Kolyadov E.V., Filonova E.V. Technological testing of casting of single-crystal blades from heat-resistant nickel alloy VZhL20 of low density. Liteyshchik Rossii, 2018, no. 5, pp. 17–21.
6. Kablov E.N., Petrushin N.V., Sidorov V.V., Demonis I.M. Development of single-crystal high-rhenium heat-resistant nickel alloys by computer design. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2004, no. 1, pp. 22–36.

7. Kolyadov E.V., Visik E.M., Gerasimov V.V., Arginbaeva E.G. The influence of directional solidification parameters on the structure and properties of the intermetallic alloys. *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 03, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-14-26.
8. Petrushin N.V., Visik E.M., Gorbovets M.A., Nazarkin R.M. Structure-phase characteristics and mechanical properties of single crystals of heat-resistant nickel-rhenium-containing alloys with intermetallic-carbide hardening. *Metally*, 2016, no. 4, pp. 57–70.
9. Rassokhina L.I., Bityutskaya O.N., Gamazina M.V., Kochetkov A.S. Features of the manufacturing technology of highly refractory ceramic molds for castings from γ -TiAl alloys. *Trudy VIAM*, 2020, no. 2 (86), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 03, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-31-40.
10. Rassokhina L.I., Bityutskaya O.N., Gamazina M.V., Avdeev V.V. Research of compositions of ceramic rods based on fused quartz and their manufacturing technology. *Trudy VIAM*, 2021, no. 1 (95), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 03, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-34-42.
11. Ospennikova O.G., Rassokhina L.I., Bityutskaya O.N., Gamazina M.V. Optimization of technology for the manufacture of ceramic rods to improve the quality of cast blades of gas turbine engines. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*, 2017, no. 3–4 (27), paper no. 4. Available at: <https://materialsnews.ru> (accessed: November 03, 2021).
12. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Chabina E.B. Phase and structural transformations in directionally solidified with plant front intermetallic eutectic Ni-based alloys. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 03, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-13-29.
13. Bondarenko Yu.A., Kablov E.N., Surova V.A., Echin A.B. Influence of high-gradient directional crystallization on the structure and properties of a rhenium-containing single-crystal alloy. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2006, no. 8 (614), pp. 33–35.
14. Kablov E.N., Bondarenko Yu.A., Echin A.B. Development of technology of cast superalloys directional solidification with variable controlled temperature gradient. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
15. Echin A.B., Bondarenko Yu.A. Industrial high-gradient installation of directional crystallization UVNS-6. *Metallurgiya mashinostroyeniya*, 2013, no. 3, pp. 032–034.
16. Echin A.B., Bondarenko Yu.A. Structural features and properties of single-crystal Ni-based superalloy produced under conditions of variable temperature gradient on the solidification front. *Trudy VIAM*, 2015, no. 8, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 04, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-8-1-1.
17. Bakradze M.M., Echin A.B. Calculation of temperature fields inside the casting by numerical method and using computer simulation. *Tekhnologiya metallov*, 2021, no. 6, pp. 31–38.
18. Visik E.M., Kolyadov E.V., Ospennikova O.G., Gerasimov V.V., Filonova E.V. Influence of technological modes of casting on the structure of single-crystal blades from a carbon-free heat-resistant nickel alloy. *Tekhnologiya metallov*, 2018, no. 1, pp. 19–26.
19. Kolyadov E.V., Gerasimov V.V., Visik E.M., Mezhin Yu.A. Casting by the method of directional crystallization with a controlled temperature gradient at the crystallization front. *Liteynoe proizvodstvo*, 2016, no. 8, pp. 24–26.
20. Toloraya V.N., Nekrasov S.N., Ostroukhova G.A. Comparative analysis of the structure and properties of castings from heat-resistant alloys obtained on installations such as UVNK and PMP. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*, 2018, no. 5–6 (31), paper no. 01. Available at: <http://materialsnews.ru> (accessed: November 03, 2021).
21. Kolyadov E.V., Gerasimov V.V., Visik E.M. Influence of axial and radial temperature gradients at the crystallization front on the macro- and microstructure of ZhS32 alloy. *Liteynoe proizvodstvo*, 2014, no. 6, pp. 28–31.
22. Visik E.M., Gerasimov V.V., Kolyadov E.V., Kuzmina N.A. Influence of technological modes of casting on the structure parameters of monocrystals of new heat-resistant alloys. *Metallurgiya mashinostroeniya*, 2016, no. 5, pp. 27–31.

23. Kuzmina N.A., Petrushin N.V., Visik E.M., Ere-min N.N., Naprienko S.A. Application of the Laue method to study the structure of a nickel heat-resistant alloy sample destroyed during mechanical processing. Trudy VIAM, 2020, no. 10 (92), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 04, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-3-12.
24. Tolorajya V.N., Filonova E.V., Chubarova E.N. i dr. Research of influence of HIP on microporosity in single-crystal casting of carbon-free hot strength alloys. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2011, no. 1, pp. 20–26.
25. Kablov E.N., Toloraya V.N., Ostroukhova G.A., Aleshin I.N. Investigation of growth defects of the banding type in single-crystal castings from carbon-free heat-resistant alloys. Dvigatel, 2010, no. 6 (72), pp. 14–16.
26. Kolyadov E.V., Gerasimov V.V., Visik E.M. About specific defects of castings after directional crystallization. Liteynoe proizvodstvo, 2015, no. 7, pp. 11–13.
27. Sinichkina T.S., Belikov A.V., Visik E.M. The problem of burn formation on castings from ZhS-32 alloy. Liteynoe proizvodstvo, 2015, no. 2, pp. 18–20.

Информация об авторах

Кузьмина Наталия Александровна, старший научный сотрудник, к.г.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Natalia A. Kuzmina, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Geol. & Mineral.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 19.11.2021; одобрена и принятая к публикации после рецензирования 29.11.2021.

The article was submitted 19.11.2021; approved and accepted for publication after reviewing 29.11.2021.

Научная статья

УДК 621.791

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-27-36

ПАЙКА ОТЕЧЕСТВЕННОГО ИЗНОСОСТОЙКОГО СТЕЛЛИТА В5К НА РАБОЧИЕ ЛОПАТКИ ГТД ИЗ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

A.V. Свиридов¹, А.Г. Евгенов¹, А.Н. Афанасьев-Ходыкин¹, И.А. Галушка¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследований по пайке отечественного износостойкого сплава на основе кобальта (стеллита) для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток ГТД с рабочей температурой $>1050^{\circ}\text{C}$. Приведены результаты исследования микроструктуры паяных соединений стеллита В5К с никелевым жаропрочным сплавом, выполненных различными припоями на основе никеля. Представлены результаты оценки влияния особенностей никелевых жаропрочных припоев на жаростойкость паяных соединений. На основе проведенных исследований выбраны припой и режим пайки стеллита В5К на бандажные полки рабочих лопаток ГТД с рабочей температурой 1050°C .

Ключевые слова: пайка, высокотемпературная пайка, никелевые жаропрочные припои, стеллит, кобальтовый сплав, никелевые жаропрочные сплавы

Для цитирования: Свиридов А.В., Евгенов А.Г., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Пайка отечественного износостойкого стеллита В5К на рабочие лопатки ГТД из никелевых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 03. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-26-37.

Scientific article

BRAZING OF A NATIVE WEAR-RESISTANT STELLITE V5K ON THE WORKING BLADES OF THE GTE FROM NICKEL SUPER ALLOYS

A.V. Sviridov¹, A.G. Evgenov¹, A.N. Afansiev-Khodykin¹, I.A. Galushka¹

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

Abstract. The results of research a brazing of native wear-resistant alloy based on cobalt (stellite) for hardening the bonded shelves of GTE working blades with an operating temperature of 1050°C . The article presents the results of a study of the microstructure of brazed joints of V5K stellite with nickel super alloy, made with various nickel-based brazing alloys. The results of evaluating the influence of the features of nickel heat-resistant brazing alloys on the heat resistance of solder joints are presented. On the basis of the conducted studies, the brazing alloy and the mode of brazing stellite V5K on the bonded flanges of the working blades of the gas turbine engine with an operating temperature of 1050°C were selected.

Keywords: brazing, high-temperature brazing, nickel heat-resistant brazing alloys, stellite, cobalt alloy, nickel super alloys

For citation: Sviridov A.V., Evgenov A.G., Afansiev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Brazing of a native wear-resistant stellite V5K on the working blades of the GTE from nickel super alloys. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 03. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-26-37.

Введение

Срок службы ГТД определяется способностью к длительной работе наиболее ответственных деталей горячего тракта, таких как диски, рабочие и сопловые лопатки турбины, продолжительность которой в основном зависит от износа соприкасающихся в процессе работы поверхностей. Рабочие лопатки турбины работают в наиболее неблагоприятных условиях и зачастую ограничивают межремонтный срок эксплуатации двигателя в целом. При длительной эксплуатации турбинных лопаток происходит их износ – прежде всего по бандажным полкам, которые работают в условиях высоких температур и истираются в результате соударения и трения, вызванного вибрацией деталей и узлов двигателя. Эффективным способом повышения срока службы лопаток, в частности контактных поверхностей бандажных полок, является увеличение их износостойкости [1–4].

Одним из наиболее распространенных методов повышения прочности бандажных полок рабочих лопаток является пайка пластин износостойких материалов на контактные поверхности лопаток. Для упрочнения бандажных полок методом пайки пластин из износостойкого материала на контактные поверхности разработаны сплавы на основе никеля, такие как ЖС6У, ВЖЛ2, ВКНА и др., которые содержат в своем фазовом составе интерметаллические соединения с углеродом и бором типа Me_3B_2 , что позволяет эффективно повысить износостойкость бандажных полок при температурах эксплуатации до 800–900 °C [5–7].

За рубежом для повышения стойкости бандажных полок лопаток современных ГТД применяются сплавы на основе кобальта системы «кобальт–хром–вольфрам» (типа СМ64, XTH61), обладающие высокой стойкостью к износу и сопротивляемости к фрикционной газовой коррозии при рабочих температурах до 1100 °C [8–11].

В России разработан новый отечественный стеллит на основе кобальта В5К для повышения устойчивости к истиранию бандажных полок лопаток ГТД.

Для изготовления рабочих лопаток с бандажными полками современных авиационных ГТД в России наиболее широкое распространение получили никелевые жаропрочные сплавы, такие как ЖС6У, ВЖЛ21 и т. д. [12].

Пайка износостойких пластин на бандажные полки рабочих лопаток из сплавов типа ЖС6У традиционно производится припоями ВПр24 и ВПр27, которые имеют температуру пайки 1220 и 1130 °C соответственно [13, 14]. Стеллит на основе кобальта ввиду значительного содержания углерода и бора характеризуется относительно невысокой температурой начала плавления 1250 °C. Столь малая разница между температурой начала плавления стеллита и температурой пайки (для припоя ВПр24) может привести к значительному эрозионному повреждению упрочняющих пластин при пайке. Для исключения интенсивного взаимодействия припоя с паяемым материалом необходимо также опробовать жаропрочные припой на основе никеля с более низкой температурой пайки.

Цель данной работы – исследование возможности получения паяных соединений стеллита на основе кобальта В5К со сплавом ЖС6У с использованием серийных жаропрочных припоев на основе никеля.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 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») [15].

Материалы и методы

Новый отечественный стеллит на основе кобальта В5К для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток ГТД имеет систему легирования Co–Cr–W–Ni–Ti–Zr–Si–C, в которой в качестве основной упрочняющей фазы выступают силициды, карбиды и карбосилициды.

Выбор припоя проводился исходя из технологических условий изготовления и условий эксплуатации изделий. Температура пайки стеллита не должна превышать 1250 °С для исключения его оплавления в процессе пайки. При этом рабочая температура паяных соединений должна соответствовать рабочей температуре стеллита на основе кобальта и быть не менее 1050 °С. Исходя из вышеуказанных температурных условий для опробования выбраны припои ВПр24, ВПр27, ВПр42 и ВПр50. Основные характеристики припоев представлены в табл. 1 (в соответствии с ПО13-2011).

Таблица 1
Характеристики припоев, выбранных для опробования

Припой	Система легирования	Температура пайки, °С	Паяемые материалы	Рабочая температура соединения, °С
ВПр24	Ni–Cr–Al–Ti–Mo–W–Nb–Si–Co–B	1200–1220	ЖС6У, ВЖЛ12, ЖС32	1050
ВПр27	Ni–Cr–Al–Mo–W–Nb–Co–B–C–Si	1120–1150	ЖС6У, ВЖЛ12	1000
ВПр42	Ni–Cr–Al–Mo–W–Nb–Co–B–Ti	1130–1150	ЖС6, ЭИ435	1000
ВПр50	Ni–Cr–Mo–Nb–Si–Co–B	1120–1160	ЖС6, ЭИ435, 12Х18Н10Т	1000

При выборе оптимального припоя и технологии пайки исследовали микроструктуру и прочность паяных соединений, а также проводили оценку их жаростойкости. Исследование микроструктуры паяных соединений осуществляли на металлографическом оптическом микроскопе Olympus GX51 и электронном растровом микроскопе. Для металлографических исследований использовали плоские образцы из сплава ЖС6У в виде шайбы размером $\varnothing 16 \times 5$ мм, к которой припаивали пластину из стеллита В5К размером $10 \times 15 \times 4$ мм. Пайку проводили в вакуумной печи сопротивления по стандартным для выбранных припоев режимам пайки (табл. 1).

Для оценки жаростойкости также использовали плоские образцы, которые после пайки разрезали пополам при помощи электроискровой резки проволокой. Образцы помещали в керамические тигли и подвергали нагреву на воздухе при температуре 1050 °С в течение 100 ч. После нагрева образцы разрезали таким образом, чтобы в плоскость реза одновременно попадали галтельная часть паяного соединения и выход паяного соединения на свободную поверхность без галтели, образованную резом после пайки. При оценке жаростойкости оценивали наличие и объем повреждений паяных соединений в галтельной части и свободного выхода паяного шва.

Определение прочности паяных соединений проводили на образцах шифра Н03-025, полученных методом пайки заготовок стеллита на основе кобальта и сплава ЖС6У. Для изготовления образцов использовали цилиндрические заготовки диаметром 15 мм и высотой 36 мм сошлифованными торцевыми поверхностями. Заготовки попарно спаивали в разноименном сочетании торцевыми поверхностями, после чего из полученных биметаллических заготовок вытачивали образцы для испытаний. Образцы подвергали испытаниям на кратковременную прочность при температурах 20 и 1050 °С.

Результаты и обсуждение

Для оценки возможности применения выбранных припоев для пайки износостойкого сплава на кобальтовой основе В5К с материалами лопаток ГТД проведена пайка образцов из сплавов ЖС6У и стеллита в разноименных сочетаниях по стандартным режимам пайки. Температуру пайки образцов выбирали в соответствии с данными табл. 1, скорость нагрева образцов составляла 10 °С/мин, выдержка при температуре пайки 5 мин, скорость охлаждения не регламентировалась – охлаждение образцов проводилось в печи. Внешний вид образцов после пайки представлен на рис. 1.

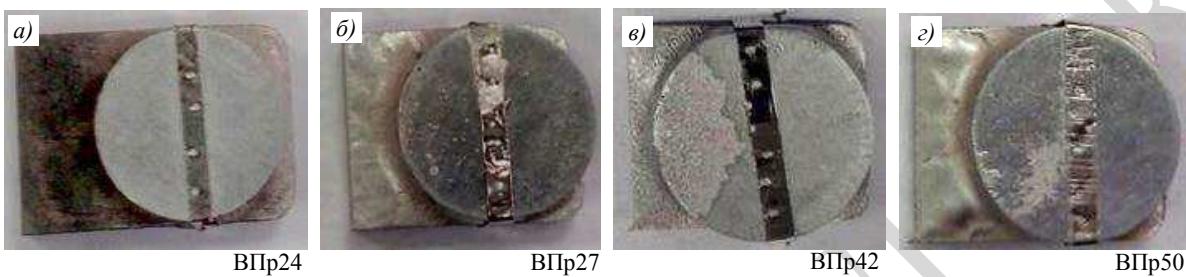


Рис. 1. Внешний вид паяных образцов с выбранными припоями

Проведено исследование микроструктур паяных соединений на металлографическом оптическом микроскопе. Характерные микроструктуры паяных соединений представлены на рис. 2–5.

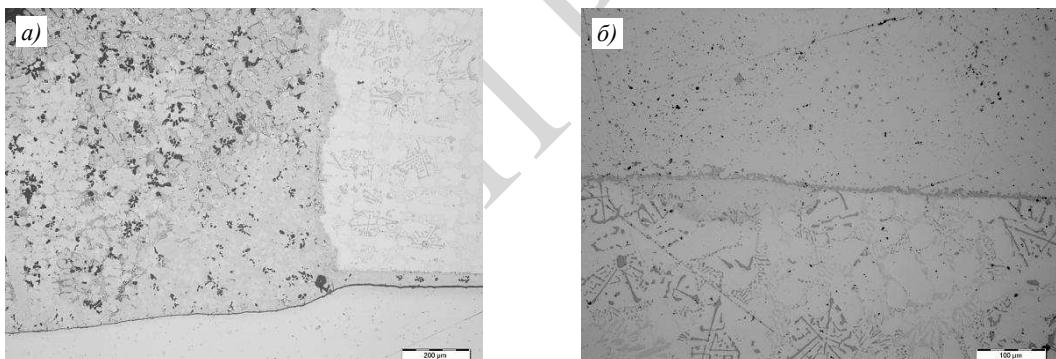


Рис. 2. Микроструктура паяного соединения сплава ЖС6У со стеллитом, выполненного припоеем ВПр24: а – галтельная часть; б – паяный шов

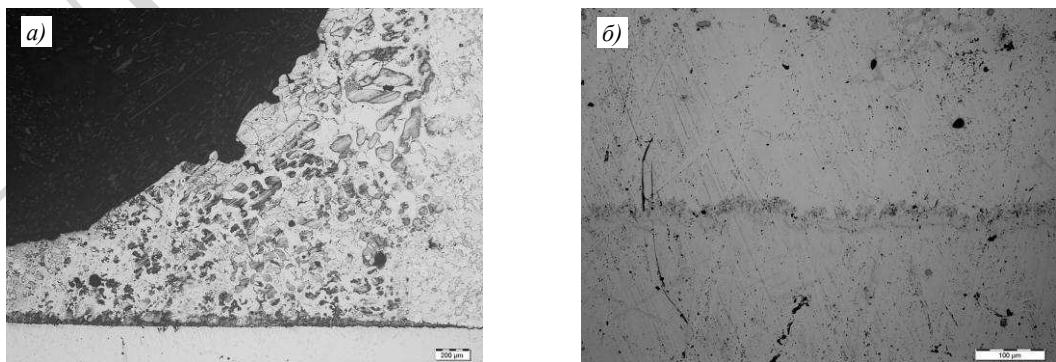


Рис. 3. Микроструктура паяного соединения сплава ЖС6У со стеллитом, выполненного припоеем ВПр27: а – галтельная часть; б – паяный шов

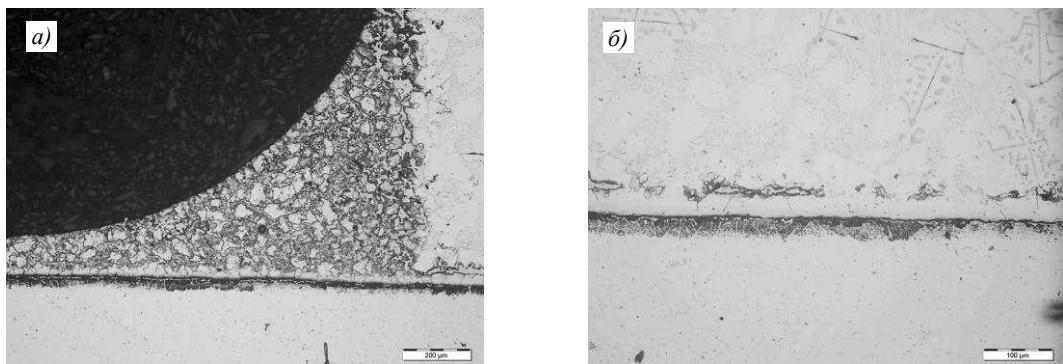


Рис. 4. Микроструктура паяного соединения сплава ЖС6У со стеллитом, выполненного припоеем ВПр50: *а* – галтельная часть; *б* – паяный шов

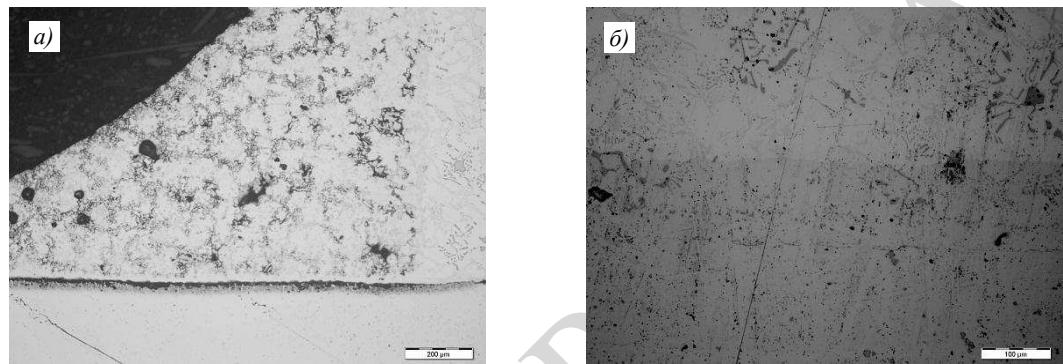


Рис. 5. Микроструктура паяного соединения ЖС6У со стеллитом, выполненного припоеем ВПр42: *а* – галтельная часть; *б* – паяный шов

Припой ВПр24 не оказывает существенного эрозионного воздействия (растворение основного материала припоеем при пайке) на оба паяемых материала даже на галтельном участке (рис. 2, *а*). Величина эрозии при использовании припоя ВПр24 не превышает 50 мкм для стеллита и 30 мкм для сплава ЖС6У. При этом припой обеспечивает формирование качественного паяного соединения в широком интервале величин сборочных зазоров – от 10 до 200 мкм. Микроструктура паяного соединения представлена зернами твердого раствора на основе никеля и эвтектическими включениями, обогащенными ниобием (рис. 2, *б*). Прослойки интерметаллидных включений в паяном шве, которые могли бы охрупчивать паяное соединение, не обнаружены.

Припой ВПр27 не оказывает существенного эрозионного воздействия на оба паяемых материала даже на галтельном участке (рис. 3, *а*). Величина эрозии не превышает 30 мкм для стеллита и 10 мкм для сплава ЖС6У. При этом припой обеспечивает формирование качественного паяного соединения в интервале величин сборочных зазоров – от 50 до 200 мкм. При пайке зазоров меньшей величины из-за активного диффузионного взаимодействия происходит отверждение припоя в процессе заполнения зазора, что приводит к появлению значительных непропаев. Микроструктура паяного соединения представлена зернами твердого раствора на основе никеля и эвтектическими включениями на основе боридов (рис. 3, *б*). Прослойки интерметаллидных включений в паяном шве, которые могли бы охрупчивать паяное соединение, не обнаружены.

Припой ВПр50 не оказывает существенного эрозионного воздействия на оба паяемых материала даже на галтельном участке (рис. 4, *а*). Величина эрозии не превышает 20 мкм для стеллита и 5 мкм для сплава ЖС6У. При этом припой обеспечивает формирование качественного паяного соединения в широком интервале величин сборочных

зазоров – от 10 до 200 мкм. Микроструктура паяного соединения представлена зернами твердого раствора на основе никеля и эвтектическими включениями на основе силицидов и боридов (рис. 4, б). Прослойки интерметаллидных включений в паяном шве, которые могли бы охрупчивать паяное соединение, не обнаружены.

Припой ВПр42 не оказывает существенного эрозионного воздействия на оба паяемых материала даже на галтельном участке (рис. 5, а). Величина эрозии не превышает 40 мкм для стеллита и 10 мкм для сплава ЖС6У (локально – до 30 мкм). При этом припой обеспечивает формирование качественного паяного соединения в широком интервале величин сборочных зазоров – от 10 до 200 мкм. Микроструктура паяного соединения представлена зернами твердого раствора на основе никеля и эвтектическими включениями на основе силицидов и боридов (рис. 5, б). Прослойки интерметаллидных включений в паяном шве, которые могли бы охрупчивать паяное соединение, не обнаружены.

По результатам проведенных исследований видно, что припои ВПр24, ВПр27, ВПр42 и ВПр50 не оказывают существенного эрозионного воздействия на кобальтовый стеллит и не образуют сплошных хрупких интерметаллидных прослоек в паяном шве при обеспечении полного заполнения паяемого зазора. Это позволяет рекомендовать их для пайки стеллита В5К на детали из сплава ЖС6У.

Основными требованиями, предъявляемыми к паяным соединениям износостойких пластин на бандажных полках рабочих лопаток, являются жаростойкость и кратковременная прочность. Паяные соединения должны выдерживать рабочую температуру паяемых материалов. Для стеллита на основе кобальта она составляет 1050 °С, поэтому паяные соединения подвергнуты оценке жаростойкости при температуре 1050 °С при длительности выдержки 100 ч. Микроструктура паяных соединений после испытаний представлена на рис. 6.

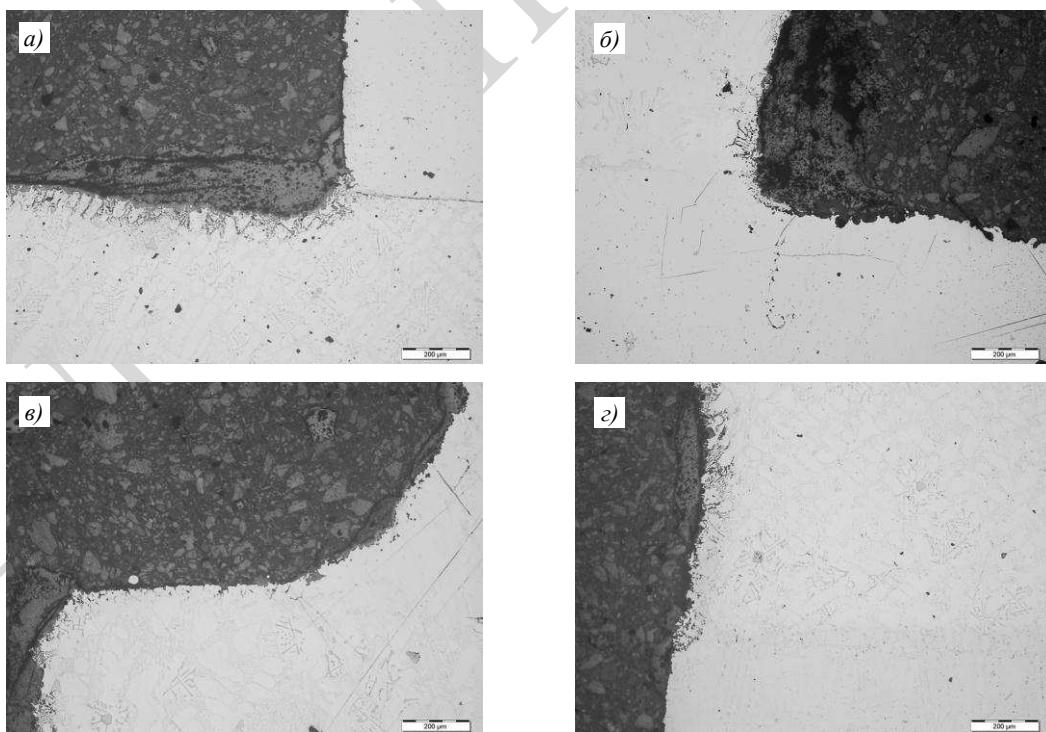


Рис. 6. Микроструктуры ($\times 100$) паяных соединений стеллита и сплава ЖС6У с припоями ВПр24 (а), ВПр27 (б), ВПр42 (в) и ВПр50 (г) после термообработки на воздухе при температуре 1050 °С в течение 100 ч

Как видно из приведенных фотографий микроструктур, галтель и свободный выход паяного соединения, выполненного припоеем ВПр24, не претерпели существенных изменений. Следов выгорания припоя не обнаружено ни в галтельной части, ни в паяном соединении. На границе «паяный шов–сплав В5К» также следов газовой коррозии не обнаружено.

На паяных соединениях, выполненных припоеем ВПр27, в галтельной части видны отчетливые глубокие коррозионные повреждения, достигающие глубины 400 мкм. При этом коррозионные повреждения имеют развитый характер и предположительно располагаются в местах скопления эвтектических боридных выделений. По-видимому, при столь высокой температуре (1050 °С) эвтектические выделения в припое ВПр27 обладают низкой жаростойкостью и выгорают, не образуя защитной оксидной пленки. Со стороны свободного выхода паяного шва столь значительных коррозионных повреждений не обнаружено. За счет высокой диффузионной подвижности бора в узких зазорах (<200 мкм) происходит диффузионное рассасывание эвтектических составляющих припоя ВПр27. В результате этого микроструктура паяного шва представляет собой твердый раствор, обладающий достаточно высокой жаростойкостью, с небольшими эвтектическими включениями, которые не имеют выхода на поверхность и таким образом защищены от окисления твердым раствором.

На паяных соединениях, выполненных припоеем ВПр42, в галтельной части также видны отчетливые глубокие коррозионные повреждения, достигающие глубины 200 мкм. Однако характер их расположения отличается от характера расположения в припое ВПр27. На галтельных участках паяных соединений, выполненных припоеем ВПр42, коррозионные повреждения представлены отдельными язвами, расположенными по границам зерен твердого раствора. В паяном шве, имеющем свободный выход, так же как в случае припоя ВПр27, коррозионные повреждения значительно менее выражены и почти отсутствуют. По-видимому, в случае припоя ВПр42 также происходит выгорание боридных эвтектических выделений, которые располагаются на границе зерен твердого раствора, а меньший объем повреждений (по сравнению с припоеем ВПр27) связан со значительно меньшим содержанием бора в припое (1,2 % – для припоя ВПр42, 2,75 % – для припоя ВПр27) и, соответственно, меньшим содержанием эвтектических включений.

На галтели паяного соединения, выполненного припоеем ВПр50, видны небольшие поверхностные повреждения глубиной не более 50 мкм. По-видимому, их наличие также вызвано боридными эвтектическими составляющими, а значительно меньший размер обусловлен более высоким содержанием хрома в припое ВПр50 (19 % – для припоя ВПр50, 8,5 % – для припоеев ВПр27 и ВПр42), эффективно защищающего паяное соединение от глубокого поражения газовой коррозией. Сами по себе столь малые повреждения не опасны для паяного соединения. Однако в процессе работы паяные соединения бандажной полки испытывают на себе знакопеременные нагрузки как от механического воздействия при соударении/трении лопаток, так и от термоусталостного характера, обусловленного изменением их температуры в процессе эксплуатации. В результате действия усталостных нагрузок эрозионные повреждения могут стать концентраторами напряжений и привести к развитию трещины, которая вызовет разрушение паяного соединения.

Поэтому для пайки стеллита В5К на детали из сплава ЖС6У с рабочей температурой паяного соединения 1050 °С наиболее перспективным является припой ВПр24. Остальные припоя могут быть рекомендованы для использования при более низких температурах эксплуатации после проведения соответствующих исследований жаростойкости паяных соединений.

Проведены испытания на прочность паяных соединений стеллита и сплава ЖС6У. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Таблица 2

Кратковременная прочность паяных соединений ($\sigma_{\text{в.п.с.}}$) стеллита и сплава ЖС26 в разноименном сочетании

Температура испытания, °C	$\sigma_{\text{в.п.с.}}, \text{МПа}/K_{\text{осл}}^*$, для припоя			
	ВПр24	ВПр27	ВПр42	ВПр50
20	<u>495; 600</u> 0,84–1,0	<u>520; 520</u> 0,88	<u>425; 495</u> 0,72–0,84	<u>270; 360</u> 0,46–0,61
1050	<u>285; 250</u> 1,0	<u>205; 220</u> 0,97–1,0	<u>91</u> 0,43	<u>180; 185</u> 0,85–0,86

* $K_{\text{осл}}$ – коэффициент ослабления паяных соединений – отношение прочности паяного соединения к прочности паяемого материала (стеллита).

Как видно из приведенных данных, припой ВПр24 обеспечивает получение паяных соединений с прочностью на уровне 0,84–1,0 от прочности кобальтового износостойкого стеллита.

Заключения

В работе исследована и установлена возможность получения паяных соединений кобальтового износостойкого стеллита В5К с никелевым жаропрочным сплавом ЖС6У с использованием серийных никелевых жаропрочных припоев.

Установлено, что припой ВПр24 обеспечивает получение высокопрочных паяных соединений (коэффициент ослабления паяных соединений 0,84–1,0 от прочности стеллита) с рабочей температурой до 1050 °C. Припой ВПр27, ВПр42 и ВПр50 для столь высокой рабочей температуры не применимы из-за низкой жаростойкости. Однако при проведении дополнительных исследований они могут быть использованы для получения паяных соединений с более низкой рабочей температурой.

Применение нового отечественного кобальтового стеллита В5К совместно с разработанной технологией пайки для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток ГТД позволит значительно повысить их эксплуатационный ресурс и надежность.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Что такое инновации // Наука и жизнь. 2011. № 11. С. 16–21.
2. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. № 2 (11). С. 52–55.
3. Каблов Е.Н. На перекрестке науки, образования и промышленности // Эксперт. 2015. № 15 (941). С. 49–53.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 3. С. 47–54.
5. Асланян Г.Г., Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Сульянова Е.А. Фрактографическое исследование образцов сплава системы Со–Cr–Ni–W–Ta, полученных методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 4 (76). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.06.2022). DOI: 10/18577/2307-6046-2019-04-4-3-10.
6. Богачев И.А., Сульянова Е.А., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование микроструктуры и свойств коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, полученной методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.06.2022). DOI: 10/18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.

7. Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Неруш С.В., Ходырев Н.А. Влияние параметров селективного лазерного сплавления на образование пористости в синтезированном материале коррозионностойкой стали // Труды ВИАМ. 2017. № 8 (56). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4.
8. Marchese G., Basila G., Bassini E. et al. Study of the Microstructure and Cracking Mechanism of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion // Materials. 2018. Vol. 11. P. 106–118. DOI: 10.3390/ma11010106.
9. Wang F., Wu X., Clark D. On direct laser deposited Hastelloy X: Dimension, surface finish, microstructure and mechanical properties // Materials Science and Technology. 2011. Vol. 27. P. 344–356. DOI: 10.1179/026708309X12578491814591.
10. Gu D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms // International Materials Reviews. 2012. Vol. 57. P. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
11. Coykendall J., Cotteler M., Holdowsky J., Mahto M. 3D opportunity in aerospace and defense. Additive manufacturing takes flight. 2014. URL: https://www2.deloitte.com/content/dam/insights/us/articles/additive-manufacturing-3d-opportunity-in-aerospace/DUP_706-3D-Opportunity-Aerospace-Defense_MASTER2.pdf (дата обращения: 19.07.2021).
12. Мазалов П.Б., Сухов Д.И., Сульянова Е.А., Мазалов И.С. Жаропрочные сплавы на основе кобальта // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.06.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-3-10.
13. Лукин В.И., Рыльников В.С., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Припои на никелевой основе для пайки жаропрочных сплавов и сталей // Сварочное производство. 2014. № 7. С. 36–42.
14. Афанасьев-Ходыкин А.Н., Лукин В.И., Рыльников В.С. Высокотехнологичные полуфабрикаты жаропрочных припоев (ленты и пасты на органическом связующем) // Труды ВИАМ. 2013. № 9. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 09.06.2022).
15. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Kablov E.N. What is innovation. Nauka i zhizn, 2011, no. 11, pp. 16–21.
2. Kablov E.N. Additive technologies – the dominant of the national technological initiative. Intellekt i tekhnologii, 2015, no. 2 (11), pp. 52–55.
3. Kablov E.N. At the crossroads of science, education and industry. Ekspert, 2015, no. 15 (941), pp. 49–53.
4. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S., Sidorov V.V. Priority directions of development of technologies for the production of heat-resistant materials for aircraft engine building. Problemy chernoy metallurgii i materialovedeniya, 2013, no. 3, pp. 47–54.
5. Aslanian G.G., Sukhov D.I., Mazalov PB, Sulyanova E.A. Fractographic study of Co–Cr–Ni–W–Ta alloy samples obtained by selective laser melting. Trudy VIAM, 2019, no. 4 (76), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 10, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-3-10.
6. Bogachev I.A., Sulyanova E.A., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Microstructure and properties investigations of Fe–Cr–Ni stainless steel obtained by selective laser melting. Trudy VIAM, 2019, no. 3 (75), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 10, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.
7. Sukhov D.I., Mazalov P.B., Nerush S.V., Khodirev N.A. The influence of SLS parameters on pores formation in stainless steel material. Trudy VIAM, 2017, no. 8 (56), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 10, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4.

8. Marchese G., Basila G., Bassini E. et al. Study of the Microstructure and Cracking Mechanism of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion. Materials, 2018, vol. 11, pp. 106–118. DOI: 10.3390/ma11010106.
9. Wang F., Wu X., Clark D. On direct laser deposited Hastelloy X: Dimension, surface finish, microstructure and mechanical properties. Materials Science and Technology, 2011, vol. 27, pp. 344–356. DOI: 10.1179/026708309X12578491814591.
10. Gu D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms. International Materials Reviews, 2012, vol. 57, pp. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
11. Coykendall J., Cotteler M., Holdowsky J., Mahto M. 3D opportunity in aerospace and defense. Additive manufacturing takes flight. 2014. Available at: https://www2.deloitte.com/content/dam/insights/us/articles/additive-manufacturing-3d-opportunity-in-aerospace/DUP_706-3D-Opportunity-Aerospace-Defense_MASTER2.pdf (accessed: July 19, 2021).
12. Mazalov P.B., Sukhov D.I., Sulyanova E.A., Mazalov I.S. Heat-resistant cobalt-based alloys. Aviation materials and technologies, 2021, no. 3 (64), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 15, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-3-10.
13. Lukin V.I., Rylnikov V.S., Afanasev-Khodykin A.N. Nickel-based solders for soldering heat-resistant alloys and steels. Svarochnoye proizvodstvo, 2014, no. 7, pp. 36–42.
14. Afanasev-Hodykin A.N., Lukin V.I., Rylnikov V.S. High-tech semi-finished high-temperature solders (tape and paste on an organic binder). Trudy VIAM, 2013, no. 9, paper no. 02. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: June 9, 2022).
15. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». Aviacionnye materialy i tehnologii, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

Информация об авторах

Свиридов Александр Владимирович, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Евгенов Александр Геннадьевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Афанасьев-Ходыкин Александр Николаевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Галушка Игорь Александрович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksander V. Sviridov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Aleksander G. Evgenov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Aleksander N. Afansiev-Khodykin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Igor A. Galushka, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 04.07.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.07.2022.

The article was submitted 04.07.2022; approved and accepted for publication after reviewing 27.07.2022.

Научная статья

УДК 620.186

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-37-49

НОВЫЙ ИЗНОСОСТОЙКИЙ СПЛАВ НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ: ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПЛВ. Часть 2*

А.Г. Евгнов¹, С.В. Шуртаков¹, И.Р. Чуманов¹

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

Аннотация. Исследована структура нового износостойкого сплава системы Co–Cr–W–C, полученного методом прямого лазерного выращивания при наплавке на литой жаропрочный сплав на никелевой основе ВЖЛ21. Показана высокая однородность наплавленного металла, отсутствие сегрегаций по вольфраму, кремнию, хрому в отличие от зарубежного аналога Tribaloy T-800. Разработана и реализована схема формирования градиентной наплавки, обеспечивающая исключительно плавный (градиентный) переход не только по легирующим элементам (Al, Mo), но и по элементам основы (Co, Ni, Cr) от литого к наплавленному материалу.

Ключевые слова: износостойкий материал, стеллит, градиентный материал, лазерная газопорошковая наплавка, износостойкий сплав, кобальтовая основа

Для цитирования: Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Чуманов И.Р. Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: особенности структуры металла, полученного методом ПЛВ. Часть 2 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 04. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-37-49.

Scientific article

NEW WEAR-RESISTANT COBALT-BASE ALLOY: FEATURES OF THE STRUCTURE OF THE METAL OBTAINED BY THE DIRECT LASER GROWTH METHOD. Part 2

A.G. Evgenov¹, S.V. Shurtakov¹, I.R. Chumanov¹

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

Abstract. The structure of a new wear-resistant alloy of the system Co–Cr–W–C obtained by direct laser growth during surfacing on a cast high-temperature nickel-based alloy VZhL21. The high uniformity of the deposited metal is shown, the absence of segregations in tungsten, silicon, chromium, in contrast to the foreign analogue Tribaloy T-800. A scheme for the formation of gradient surfacing has been developed and implemented, providing an exceptionally smooth (gradient) transition not only along the alloying elements (Al, Mo), but also along the base elements (Co, Ni, Cr) from the cast to the deposited material.

Keywords: wear-resistant material, stellite, gradient material, laser gas-powder cladding, wear-resistant alloy, cobalt base.

For citation: Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Chumanov I.R. New wear-resistant cobalt-base alloy: features of the structure of the metal obtained by the direct laser growth method. Part 2. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 04. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-37-49.

* Часть 1 – см. «Авиационные материалы и технологии», № 4 (65), 2021.

Введение

В настоящее время сформированы два основных направления применения метода прямого лазерного выращивания (ПЛВ) – лазерной газопорошковой наплавки: выращивание заготовок, преимущественно крупногабаритных, с последующей механической обработкой (включая работы в части градиентных материалов и биметаллических изделий), а также ремонт сложнопрофильных дорогостоящих деталей авиационной и наземной техники после наработки или брака при литье.

Первое направление достаточно активно развивается [1], преимущественно в части наплавки свариваемых материалов: коррозионностойких сталей [2, 3], в том числе с применением различных типов исходных порошков [4], сплавов на основе никеля [5], титана [6], высокоэнтропийных сплавов [7]. Отдельные работы посвящены исследованиям по наплавке более сложных в части технологичности литейных жаропрочных сплавов [8]. Известны работы по получению биметаллических образцов методом ПЛВ [9].

Второе направление получило наибольшее применение в реальном производстве, многие технологии ремонта внедрены в серию на отечественных предприятиях [10, 11]. Ко второму направлению можно отнести и наплавку упрочняющих, износо- и жаростойких элементов на годные детали из жаропрочных сплавов и сталей [12–15], а также наплавку стеллитов [12, 16–18] и формирование покрытий [13, 19, 20]. Технология газопорошковой наплавки для этой цели имеет ряд неоспоримых преимуществ: не требует трудоемкого изготовления профильных фрагментов для напайки, применение исходного материала в виде порошка минимизирует затраты на единицу детали, кроме того, процесс имеет немного ограничений по геометрической форме ремонтируемых (упрочняемых) изделий. Исследованию и моделированию особенностей процесса наплавки посвящено достаточно много работ [21–26]. Проведенные работы свидетельствуют о том, что технологически процесс ПЛВ способен полноценно заменить используемые традиционные технологии восстановления лопаток ГТД при значительном снижении себестоимости на единицу детали [27].

Отечественные порошковые материалы для ремонта деталей методом ПЛВ представлены гаммой жаропрочных сплавов на никелевой основе [11, 28, 29]. Однако для упрочнения и повышения износостойкости контактных поверхностей газопорошковой наплавкой применяются преимущественно зарубежные материалы, несмотря на наличие целой гаммы стеллитов, разработанных еще в СССР. Синтез износостойких материалов по технологии ПЛВ по структурным особенностям можно сравнить с электроискровым легированием – процессом, также обеспечивающим значительно более высокие скорости охлаждения по сравнению с литьем. Вместе с тем влияние тонкодендритной структуры наплавленного материала, высокой дисперсности и изменения морфологии вторых фаз на триботехнические характеристики износостойких зарубежных материалов на кобальтовой основе мало изучено. Для отечественных ПЛВ-материалов таких исследований вообще не проводилось.

Данная работа является продолжением исследования [30] и посвящена изучению структурных особенностей нового износостойкого сплава B5K системы Co–Cr–W–C, легированного Zr, Ni, Si и Ti и полученного методом ПЛВ с различной термической предысторией. Рассмотрены варианты нанесения нового материала традиционной (с выраженной границей раздела) и градиентной (с формированием переходных слоев) наплавкой.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации научного направления 10. «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии получения деталей, полуфабрикатов и конструкций» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [31].

Материалы и методы

Объектом исследования являлся новый износостойкий сплав на кобальтовой основе системы Co–Cr–W–C, дополнительно легированной Zr, Ni, Si и Ti, марки В5К. Материал разработан на основе исследований, представленных в работе [32].

Выплавку сплава В5К проводили в вакуумной индукционной печи. Порошки кобальтового стеллита В5К и жаропрочного сплава на никелевой основе ВЖЛ21 для наплавки изготавливали методом атомизации расплава. Процесс лазерной газопорошковой наплавки проводили на установке Insstek MX600 (Корея). В качестве транспортировочного и защитного газа применяли аргон. Наплавку вели на литые заготовки сплава ВЖЛ21, полученные методом литья по выплавляемым моделям. Литые заготовки предварительно подвергали механической обработке для удаления оксидов и следов взаимодействия с керамической формой.

Микроструктуру гранул и наплавленного материала исследовали на растровом электронном микроскопе Hitachi SU8100, а также на оптическом микроскопе Olympus GX53. Для наплавленного материала исследования проводили в состоянии после ПЛВ и термической обработки при температуре 1100 °С в течение 2–4 ч. Энергодисперсионный (ЭДС) рентгеноспектральный микроанализ – карты распределения элементов и анализ распределения элементов вдоль линии – выполняли на растровом электронном микроскопе Hitachi SU8100, оборудованном приставкой для ЭДС-анализа Oxford X-Max. Карты распределения накапливали с разрешением 1024×1024 точек в течение не менее 10 кадров. Для построения профиля распределения элементов проводили усреднение накопленных данных с не менее пяти параллельных линий на одном поле зрения. Шаг накопления по линии при этом составлял 5 мкм.

Результаты и обсуждение

Частицы порошка кобальтового стеллита В5К имеют преимущественно дендритную структуру (рис. 1, б). Форма большинства частиц сферическая (рис. 1, а), количество дефектных гранул (так называемых «огурцов» и фрагментов неправильной формы) невелико и приблизительно соответствует зарубежным порошкам сплавов подобного назначения на кобальтовой основе [16, 33]. Исследование поперечных срезов частиц (рис. 1, в, г) показывает полное отсутствие замкнутой газовой пористости – характерного дефекта для частиц размером 80–100 мкм и более порошков жаропрочных сплавов и никель-хромовых стеллитов, полученных методом газовой атомизации. Ни на одной из исследованных частиц (даже относительно крупных) подобного дефекта не выявлено, что хорошо согласуется с исследованиями материала близкого класса – сплава Tribaloy T-800 [33]. Однако характерным для данного материала является наличие усадочной пористости в объеме гранул, которая в той или иной степени выявлена на всех исследованных частицах. Вероятно, обе особенности связаны с большим интервалом кристаллизации (~180 °С), что объясняет полноценное протекание дегазации и усадочных процессов при кристаллизации частиц, а также высокий показатель сферичности легированных кремнием и углеродом кобальтовых материалов по сравнению с высокохромистыми никелевыми материалами [13]. Структура поперечного сечения гранул дендритно-ячеистая, соответствующая условиям объемной кристаллизации. В межосных участках хорошо видны дисперсные светлые и темные частицы – карбиды различного состава. На поперечных сечениях в объеме гранул также легко различимы нерасплавленные более мелкие частицы порошка размером от 2–3 до 15 мкм. Такие частицы выявлены на всех исследованных поперечных сечениях, что, очевидно, также связано с большим интервалом кристаллизации сплава. Захват частиц под действием

сил поверхностного натяжения расплава или вследствие энергии соударения – процесс, связанный с малой массой наиболее дисперсных частиц порошка, которые находятся во взвешенном состоянии внутри колонны распыления. Большой интервал кристаллизации и интенсивное «поглощение» дисперсных частиц более крупными в процессе затвердевания обеспечивает для сплава B5K относительно небольшое количество сателлитов по сравнению с порошками жаропрочных сплавов типа ЭП648 или ЭИ698, увеличивая также степень сферичности частиц порошка в целом.

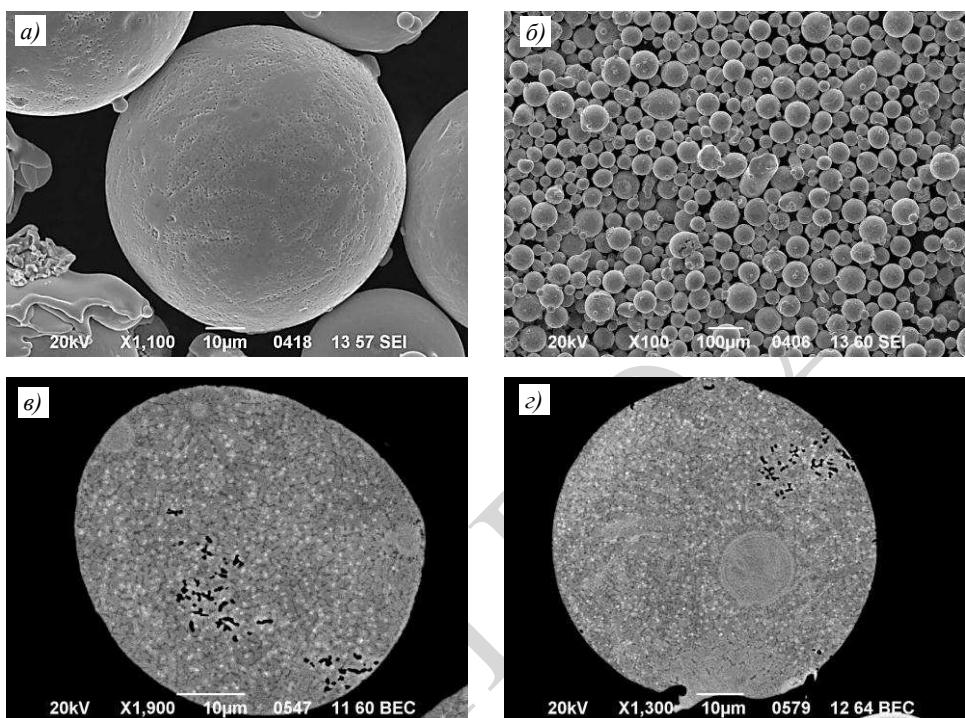


Рис. 1. Микроструктура поверхности (а, б) и поперечных срезов (в, г) частиц порошка сплава B5K

Структура наплавленного материала тонкодендритная (рис. 2, а). На периферии осей дендритов (твердый раствор на основе ϵ -Со) хорошо различимы светлые частицы карбидов типа Me_7C_3 размером до 1,5 мкм, химический состав которых, определенный методом рентгеноспектрального микроанализа, весьма близок к стехиометрическому (рис. 2, в). Протяженность дендритов и увеличенный дендритный параметр свидетельствуют о значительно более низких скоростях кристаллизации по сравнению с газовым распылением, что совпадает с данными работы [33]. Дисперсность фазовых составляющих, выделяющихся в междендритных областях, высокая – только при относительно больших увеличениях различимы субмикронные частицы смеси карбидов типа MeC и фрагментов твердого раствора на основе α -Со преимущественно скелетной морфологии (рис. 2, б, в), схожей с литьем в кокиль (рис. 2, д, е). На тонкую структуру наплавленного материала существенное влияние оказывает дополнительный фактор, связанный со способом подачи порошкового материала при наплавке. В процессе кристаллизации трека отдельные нерасплавленные гранулы при соударении с поверхностью становятся центрами кристаллизации, от которых начинается радиальный рост протяженных дендритов (рис. 2, г), т. е. наблюдается процесс, схожий с образованием сателлитов на поверхности гранул.

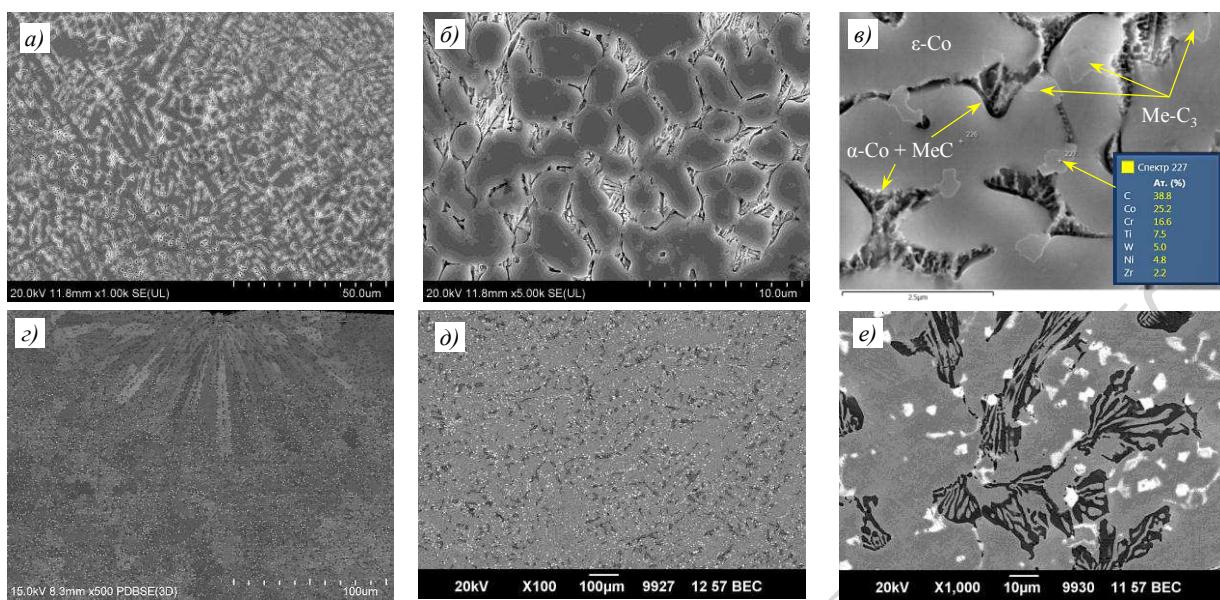


Рис. 2. Микроструктуры (РЭМ) наплавленного методом прямого лазерного выращивания (*a–c*) и литого (*d, e*) сплава B5K

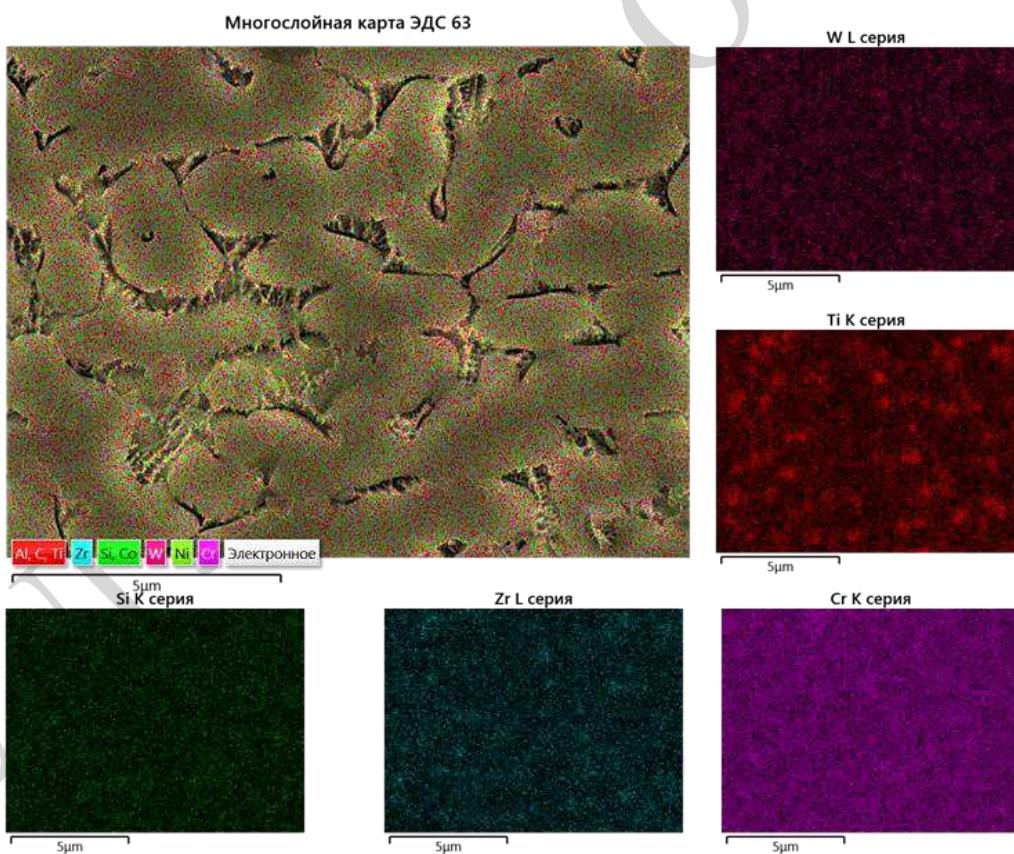


Рис. 3. Микроструктура основного материала сплава ВЖЛ21 и карты распределения элементов

Структура после наплавки отличается равномерным распределением элементов (рис. 3). В отличие от четкой дифференциации кобальт-хромистого твердого раствора и фаз Лавеса с высоким содержанием молибдена и кремния для наплавленных методом

ПЛВ материалов типа Tribaloy T-800 [33], в наплавленном материале B5K карты распределения по вольфраму, кремнию и хрому не выявляют их значительных сегрегаций даже при больших увеличениях. Можно отметить скопления титана и менее выраженные – циркония, присутствующие в составе сложных карбидов типа MeC в междендритных участках. Такая однородность структуры благоприятна с точки зрения внутренних термических напряжений при нагревах и лучших пластических характеристик наплавленного материала. Влияние же столь диспергированной структуры на триботехнические характеристики ПЛВ-металла требует дополнительных полноценных исследований.

После термического воздействия при максимальной температуре эксплуатации (1100°C) дендритная структура наплавленного металла растворяется (рис. 4, а). Расположение частиц карбидов двух типов (светлые и темные частицы) соответствует исходным участкам междендритного пространства (рис. 4, б). Частицы карбидов размером 2–3 мкм (типа Me_7C_3) и 1–1,5 мкм (типа MeC) преимущественно дискретны, иногда соединяются в тонкие цепочки. На микрофотографиях можно заметить неоднородность окраски твердого раствора: присутствуют более светлые и более темные участки, границы которых оторочены частицами карбидов. В соответствии с данными работы [30], это можно объяснить особенностью фазового состава сплава B5K, а именно – присутствием твердых растворов α -Со и ε -Со.

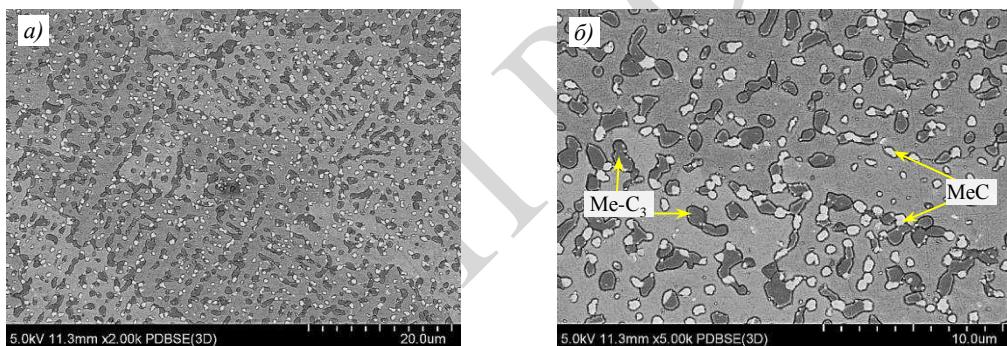


Рис. 4. Микроструктура сплава B5K после термической обработки при максимальной рабочей температуре 1100°C

Исследование переходных зон литой металл/наплавленный материал без термической обработки показывает наличие специфических артефактов. Формирование зон смешения подложки и наплавляемого материала – следствие локального высокоэнергетического воздействия. Морфология и глубина таких зон может быть различной для процесса лазерной наплавки и родственных ему (лазерное поверхностное легирование, лазерное глазурение). При этом интенсивность смешения материала подложки с наплавляемым материалом зависит от энергоскоростных параметров процесса.

При исследовании микроструктуры переходной зоны в режиме композиционного контраста видны характерные вихревые зоны протяженностью 100–150 мкм, отличающиеся также и по морфологии структурных составляющих (рис. 5). Построение карт распределения элементов данного участка показывает резкие колебания по хрому, никелю и кобальту, что свидетельствует об интенсивном подплавлении материала подложки и неполном смешении с наплавляемым стеллитом. При общей небольшой толщине наплавляемого материала и высоких рабочих температурах подобные структурные особенности могут приводить к генерации дополнительных напряжений за счет

различий значений температурного коэффициента линейного расширения никелевой основы подложки и кобальт-хромовой основы наплавляемого материала. С учетом функционального применения наплавочного материала в паре с литейным сплавом, для которого режим термической обработки обусловлен достижением необходимого комплекса механических характеристик, применение отдельной длительной термической обработки для выравнивания химического состава переходной зоны наплавленного материала может быть нежелательным.

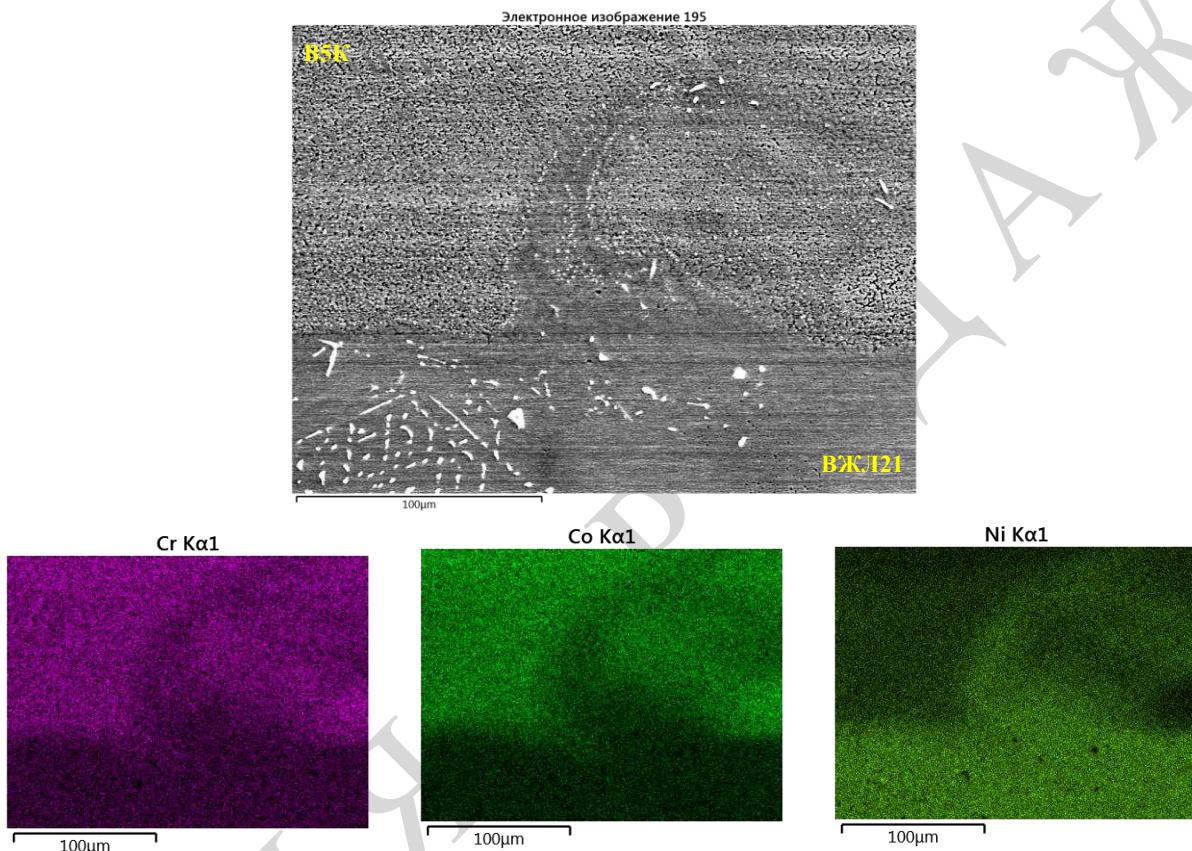


Рис. 5. Микроструктура переходной зоны при наплавке сплава B5K на литую подложку из сплава ВЖЛ21 и карты распределения элементов

Снижение напряжений в системе «подложка–покрытие», помимо термической обработки, возможно при обеспечении градиентного перехода. Технология лазерной газопорошковой наплавки при подаче порошкового материала несколькими питателями теоретически позволяет получать градиентные материалы в любых сочетаниях. В данной работе градиентный материал получен по схеме, разработанной авторами статьи, с использованием чистых порошковых материалов сплава подложки (ВЖЛ21) и наплавляемого материала (кобальтового стеллита B5K), а также их смеси в определенном соотношении. Для исследования выбран градиентный переход, полученный при одновременной подаче чистых порошков ВЖЛ21 и B5K в переходной зоне.

Исследование распределения элементов по линии, перпендикулярной нанесению слоев от литой подложки на высоту 120 мкм, показывает исключительно плавный (градиентный) переход не только по легирующим элементам (Al, Mo), но и по элементам основы (Co, Ni, Cr) (рис. 6).

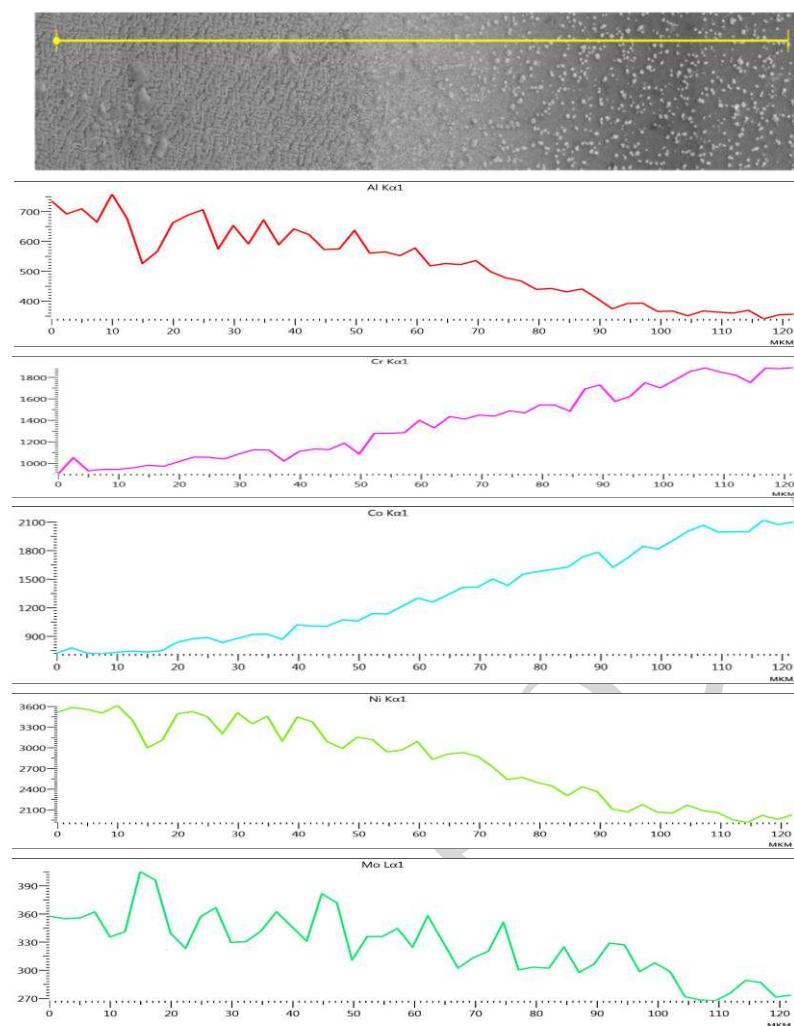


Рис. 6. Микроструктура переходной зоны и распределение элементов по линии, перпендикулярной нанесению слоев

Соответственно изменению химического состава градиентного перехода изменяется и его структура (рис. 7). В зоне литого металла – начальной точке анализа – видна типичная структура жаропрочного никелевого сплава: частицы γ' -фазы кубоидной формы. В 20 мкм от начальной точки наблюдается скругление граней кубоидов, уменьшение плотности их выделений (увеличение расстояния между частицами) и переход в зону глобулярных частиц γ' -фазы, что связано со снижением содержания γ' -образующих элементов: алюминия и титана. В этой области также встречаются относительно крупные эвтектические частицы γ' -фазы неправильной формы, располагающиеся по границам зерен. В следующей зоне (+40 мкм) наряду с эвтектическими фрагментами на фоне дисперсной γ' -фазы видны карбиды (карбосилициды) – ограненные частицы неправильной формы. В следующей зоне (+60 мкм) по композиционному контрасту можно идентифицировать изменение состава основы: более светлый никелевый твердый раствор сменяется темным кобальтовым твердым раствором без видимых четких переходов. При этом какой-либо зависимости в расположении или морфологии карбидов от состава основы на данном участке не наблюдается. «Верхнее» поле проанализированного участка (+80 мкм) представляет собой почти чистый кобальтовый стеллит B5K при значительно более высокой плотности выделения карбидов, соответствующей повышению содержания углерода и кремния.

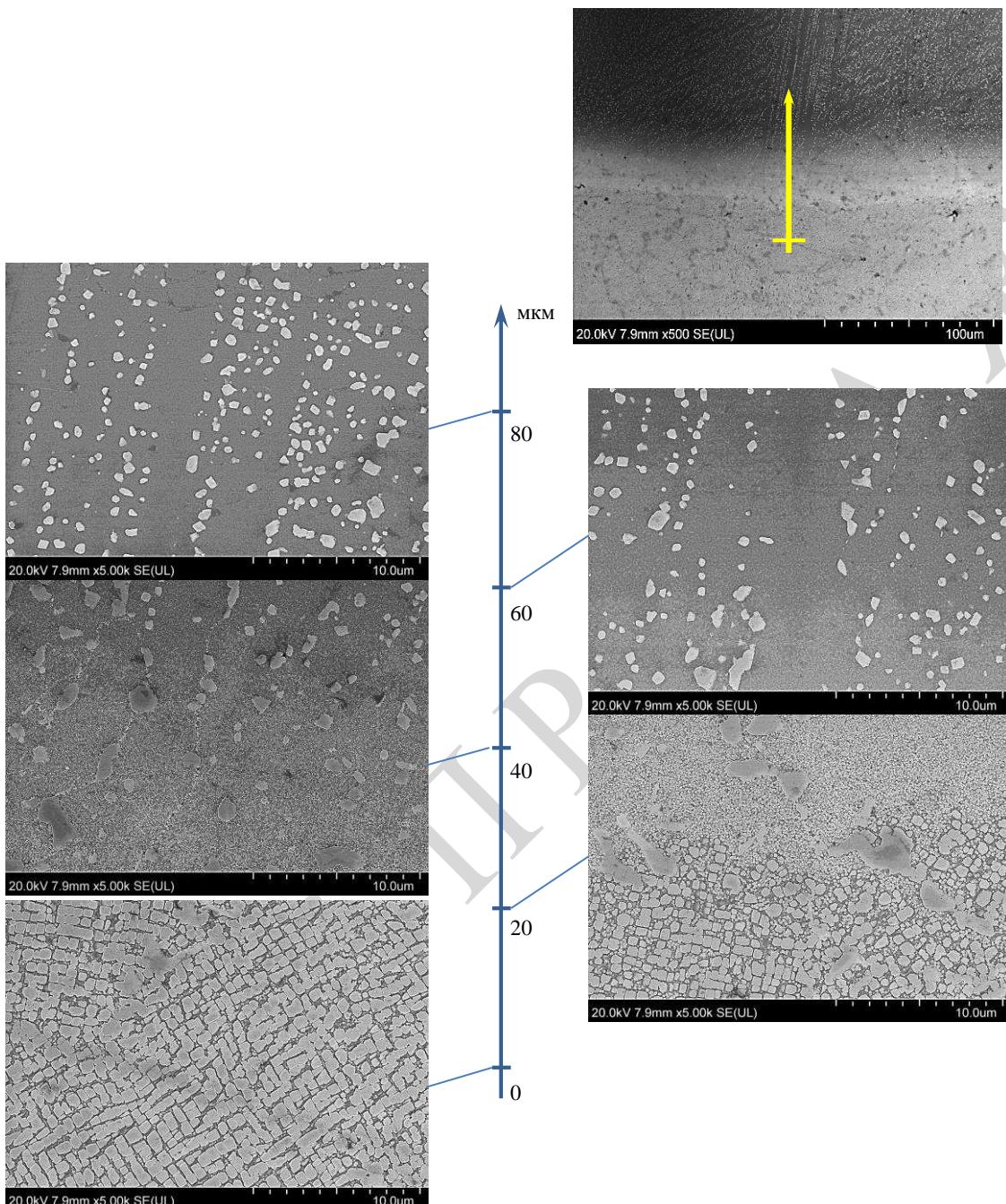


Рис. 7. Изменение микроструктуры переходной зоны сплавов ВЖЛ21/Б5К по линии, перпендикулярной нанесению слоев

Заключения

Исследована структура поверхности и поперечных срезов гранул порошка износостойкого сплава Б5К. Показано полное отсутствие замкнутой газовой пористости для исследованных частиц, но установлено присутствие в объеме гранул усадочной пористости.

Показано, что структура ПЛВ-металла тонкодендритная. В наплавленном материале Б5К карты распределения по вольфраму, кремнию, хрому не выявляют их значительных сегрегаций даже при больших увеличениях, в отличие от зарубежного

сплава-аналога Tribaloy T-800. В переходных зонах выявлены характерные вихревые зоны, отличающиеся по химическому составу и по морфологии структурных составляющих, что свидетельствует об интенсивном подплавлении материала подложки и не-полном смешении с наплавляемым стеллитом.

Для снижения потенциальных напряжений в системе «подложка–покрытие» разработана и реализована схема формирования градиентного перехода. При исследовании распределения элементов по линии, перпендикулярной нанесению слоев от литой подложки на высоту 120 мкм, показан исключительно плавный (градиентный) переход не только по легирующим элементам (Al, Mo), но и по элементам основы (Co, Ni, Cr) от литого к наплавленному материалу. Градиентный переход подтвержден при исследовании микроструктуры переходной зоны. После проведения стендовых и натурных испытаний схема наплавки с градиентным переходом может быть рекомендована для нанесения упрочняющего материала на ресурсные детали.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // Металлы Евразии. 2017. № 1. С. 2–6.
2. Guo D., Yan K., Callaghan M.D. et al. Solidification microstructure and residual stress correlations in direct energy deposited type 316L stainless steel // Materials & Design. 2021. No. 207. P. 1–9.
3. Kuznetsov A., Jeromen A., Levy G. et al. Annual laser beam cladding process feasibility study // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 647–656.
4. Tobar M.J., Amado J.M., Monero J., Yanes A. A study on the effects of the use of gas or water atomized AISI 316L steel powder on the corrosion resistance of laser deposited material // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 606–612.
5. Dindaa G.P., Dasgupta A.K., Mazumder J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability // Materials Science and Engineering. 2009. No. A 509. P. 98–104.
6. Moller M., Baramsky N., Ewald A. et al. Evolutionary-based design and control of geometry aims for AMD-manufacturing of Ti–6Al–4V parts // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 733–742.
7. Doppelstein H., Thiele M., Gurevich E.L. et al. Direct metal deposition of refractory high entropy alloy MoNbTaW // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 624–633.
8. Klimova-Korsmik O., Turichin G., Zemlyakov E. Technology of high-speed direct laser deposition from Ni-based superalloys // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 716–722.
9. Kotoban D., Aramov A., Tarasova T. Possibility of multi-material laser cladding fabrication of nicel alloy and stainless steel // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 634–646.
10. 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: 15.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-4-4.
11. 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.
12. Dahmen M., Gobel M. Mechanical properties and fracture behavior of LMD produced 2.4682 and wrought 2.4630 dissimilar welds // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 426–436.
13. Song B., Hussain T., Voisey K.T. Laser cladding of Ni50Cr: A parametric and dilution study // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 706–715.
14. Vollmer R., Sommitsch C. Evaluation and optimization of the bonding behavior between substrate and coating processed by laser cladding // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 697–705.

15. Abouda E., Dal M., Aubry P. et al. Effects of laser cladding parameters on the microstructure and properties of high chromium hardfacing alloys // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 684–696.
16. Aubry P., Blanc C., Demirci I. et al. Analysis of nikel based hardfacing materials manufactured by laser cladding for sodium fast reactor // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 613–623.
17. Нигай А. Р., Шелестова А. К. Анализ применения покрытий из кобальтовых сплавов в различных областях машиностроения, полученных методом лазерной наплавки // Всерос. науч.-техн. конф. «Студенческая научная весна: Машиностроительные технологии». М.: КвантоФорм, 2015. URL: <http://www.studvesna.ru?go=articles&id=1425> (дата обращения: 01.07.2022).
18. Peng J., Fang X., Marx V., Jasnau U., Palm M. Isothermal oxidation behavior of Tribaloy™ T400 and T800 // Nature Partner Journal. Materials Degradation. 2018. No. 38. P. 1–7.
19. 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.
20. 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.
21. Wirth F., Eisenbarth D., Wegener K. Absorptivity measurements and heat source modeling to simulate laser cladding // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 1424–1434.
22. Amine T., Newkirk J.W., Liou F. An investigation of the effect of direct metal deposition parameters on the characteristics of the deposited layers // Case Studies in Thermal Engineering. 2014. No. 3. P. 21–34.
23. Kuznetsov A., Jeromen A., Levy G. et al. Annual laser beam cladding process feasibility study // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 647–656.
24. Barroi A., Albertazzi Goncalves D., Hermsdorf J. et al. Influence of laser power on the shape of single traks in scanner based laser wire cladding // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 667–673.
25. Montero J., Rodriguez A., Amado J.M., Yanes A.J. Inspection of powder flow during LMD deposition by high speed imaging // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 1319–1328.
26. Arrizubieta J.I., Wegener M., Arntz K. Powder flux regulation in the Laser Material Deposition Process // Phisics Procedia. 2016. No. 83. P. 743–751.
27. Земляков Е.В., Бабкин К.Д., Корсик Р.С. и др. Перспективы использования технологии лазерной наплавки для восстановления лопаток компрессоров газотурбинных двигателей // Фотоника. 2016. № 4 (58). С. 10–23. DOI: 10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22.
28. Каблов Е.Н., Евгеньев А.Г., Оспеникова О.Г. и др. 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.
29. Евгеньев А.Г., Щербаков С.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.
30. Евгеньев 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 // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.11.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-59-69.
31. 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.
32. 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: 15.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-5-5.

33. Durejko T., Łazinska M., Dworecka-Wójcik J., Lipinski S., Varin R.A., Czujko T. The Trib-alloy T-800 Coatings Deposited by Laser Engineered Net Shaping (LENSTM) // Materials. 2019. No. 12. P. 1366. DOI: 10.3390/ma12091366.

References

1. Kablov E.N. Present and future of additive technologies. Metally Evrazii, 2017, no. 1, pp. 2–6.
2. Guo D., Yan K., Callaghan M.D. et al. Solidification microstructure and residual stress correlations in direct energy deposited type 316L stainless steel. Materials & Design, 2021, no. 207, pp. 1–9.
3. Kuznetsov A., Jeromen A., Levy G. et al. Annual laser beam cladding process feasibility study. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 647–656.
4. Tobar M.J., Amado J.M., Monero J., Yanes A. A study on the effects of the use of gas or water atomized AISI 316L steel powder on the corrosion resistance of laser deposited material. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 606–612.
5. Dindaa G.P., Dasgupta A.K., Mazumder J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability. Materials Science and Engineering, 2009, no. A 509, pp. 98–104.
6. Moller M., Baramsky N., Ewald A. et al. Evolutionary-based design and control of geometry aims for AMD-manufacturing of Ti–6Al–4V parts. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 733–742.
7. Doppelstein H., Thiele M., Gurevich E.L. et al. Direct metal deposition of refractory high entropy alloy MoNbTaW. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 624–633.
8. Klimova-Korsmik O., Turichin G., Zemlyakov E. Technology of high-speed direct laser deposition from Ni-based superalloys. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 716–722.
9. Kotoban D., Aramov A., Tarasova T. Possibility of multi-material laser cladding fabrication of nickel alloy and stainless steel. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 634–646.
10. Nerush S.V., Ermolaev A.S., Rogalev A.M., Vasilenko S.A. Research of retailoring process of the rotor blade feather end of the first stage of high-pressure turbine (HPT) from ZS32-VI alloy by laser metal deposition with ZS32-VI metal alloy powder dispersed by atomization. Trudy VIAM, 2016, no. 8 (44), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 15, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-4-4.
11. Korsmik R.S., Turichin G.A., Klimova-Korsmik O.G. et al. Laser powder recovery surfacing of gas turbine engine blades. Vestnik Samarskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroyenie, 2016, vol. 15, no. 3, pp. 60–69. DOI: 10.18287/2541-7533-2016-15-3-60-69.
12. Dahmen M., Gobel M. Mechanical properties and fracture behavior of LMD produced 2.4682 and wrought 2.4630 dissimilar welds. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 426–436.
13. Song B., Hussian T., Voisey K.T. Laser cladding of Ni50Cr: A parametric and dilution study. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 706–715.
14. Vollmer R., Sommitsch C. Evaluation and optimization of the bonding behavior between substrate and coating processed by laser cladding. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 697–705.
15. Abouda E., Dal M., Aubry P. et al. Effects of laser cladding parameters on the microstructure and properties of high chromium hardfacing alloys. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 684–696.
16. Aubry P., Blanc C., Demirci I. et al. Analysis of nickel based hardfacing materials manufactured by laser cladding for sodium fast reactor. Phisics Procedia, 2016, no. 83, pp. 613–623.
17. Nigay A. R., Shelestova A. K. Analysis of the application of coatings from cobalt alloys in various fields of mechanical engineering obtained by laser cladding. All-Rus. Sc.-Tech. Conf. «Student Scientific Spring: Engineering Technologies». Moscow: KvantorForm, 2015. Available at: <http://www.studvesna.ru?go=articles&id=1425> (accessed: July 01, 2022).
18. Peng J., Fang X., Marx V., Jasna U., Palm M. Isothermal oxidation behavior of TribaloyTM T400 and T800. Nature Partner Journal. Materials Degradation, 2018, no. 38, pp. 1–7.
19. Afanasieva L.E., Ratkevich G.V. Laser cladding of NiCrBSiFe–WC coating with multichannel laser. Letters on Materials, 2018, no. 8 (3), pp. 268–273. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-268-273.
20. 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), pp. 470–474. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-4-470-474.

21. Wirth F., Eisenbarth D., Wegener K. Absorptivity measurements and heat source modeling to simulate laser cladding. *Phisics Procedia*, 2016, no. 83, pp. 1424–1434.
22. Amine T., Newkirk J.W., Liou F. An investigation of the effect of direct metal deposition parameters on the characteristics of the deposited layers. *Case Studies in Thermal Engineering*, 2014, no. 3, pp. 21–34.
23. Kuznetsov A., Jeromen A., Levy G. et al. Annual laser beam cladding process feasibility study. *Phisics Procedia*, 2016, no. 83, pp. 647–656.
24. Barroi A., Albertazzi Goncalves D., Hermsdorf J. et al. Influence of laser power on the shape of single traks in scanner based laser wire cladding. *Phisics Procedia*, 2016, no. 83, pp. 667–673.
25. Montero J., Rodriguez A., Amado J.M., Yanes A.J. Inspection of powder flow during LMD deposition by high speed imaging. *Phisics Procedia*, 2016, no. 83, pp. 1319–1328.
26. Arrizubietta J.I., Wegener M., Arntz K. Powder flux regulation in the Laser Material Deposition Process. *Phisics Procedia*, 2016, no. 83, pp. 743–751.
27. Zemlyakov E.V., Babkin K.D., Korsmik R.S. Prospects for the use of laser cladding technology for the restoration of compressor blades for gas turbine engines. *Fotonika*, 2016, no. 4 (58), pp. 10–23. DOI: 10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22.
28. Kablov E.N., Evgenov A.G., Ospennikova O.G. et al. Metal-powder compositions of heat-resistant alloy EP648 produced by FSUE «VIAM» State Research Center of the Russian Federation in technologies of selective laser alloying, laser gas-powder surfacing and high-precision casting of polymers filled with metal powders. *Izvestiya vuzov. Engineering*, 2016, no. 9 (678), pp. 62–80. DOI: 10.18698/0536-1044-2016-9-62-80.
29. Evgenov A.G., Shcherbakov S.I., Rogalev A.M. Testing EP718 and EP648 superalloys powders produced by FSUE «VIAM» for repair of gas turbine engine components using laser-powder braze. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1 (43), pp. 16–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-16-23.
30. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Chumanov I.R., Leshchev N.E. New wear-resistant cobalt-based alloy: effect of silicon and carbon on structure and tribotechnical characteristics. Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 17, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-59-69.
31. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
32. Farafonov D.P., Degovets M.L., Rogalev A.M. Research of experimental compositions of wear-resistant alloys on the basis of cobalt for repair and hardening of working blades of high-pressure turbines by method of laser welding. *Trudy VIAM*, 2017, no. 8 (56), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 15, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-5-5.
33. Durejko T., Łazinska M., Dworecka-Wójcik J., Lipinski S., Varin R.A., Czujko T. The Trib-aloy T-800 Coatings Deposited by Laser Engineered Net Shaping (LENS™). *Materials*, 2019, no. 12, pp. 1366. DOI: 10.3390/ma12091366.

Информация об авторах

Евгенов Александр Геннадьевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Шуртаков Сергей Викторович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Чуманов Илья Рафикович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexander G. Evgenov, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Sergey V. Shurtakov, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Il'ya R. Chumanov, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принятая к публикации после рецензирования 05.03.2022.

The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 05.03.2022.

Научная статья

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-50-59

КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ КАТАНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ПСЕВДО- β -ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ47

Н.А. Ночовная¹, А.А. Ширяев¹, Д.С. Шарапкин¹

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

Аннотация. Приведены результаты исследований структурно-фазового состава и комплекса механических свойств катаных заготовок толщиной 4–6 и 9–12 мм из псевдо- β -титанового сплава ВТ47 в сравнении с механическими свойствами сплавов-аналогов по применению, изготовленных по разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ технологии. Показано, что применение псевдо- β -титанового сплава ВТ47 для изготовления окантовок кромок широкохордных лопаток вентиляторов современных авиационных двигателей из композиционных материалов позволяет существенно снизить их массу в сравнении с традиционными лопatkами, выполненными из металлических материалов.

Ключевые слова: псевдо- β -титановые сплавы, сплав ВТ47, микроструктура, механические свойства, катаные полуфабрикаты

Для цитирования: Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Шарапкин Д.С. Комплекс механических и эксплуатационных свойств катаных заготовок из псевдо- β -титанового сплава ВТ47 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 05. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-50-59.

Scientific article

COMPLEX OF MECHANICAL AND OPERATIONAL PROPERTIES OF ROLLED BLANKS FROM METASTABLE- β -TITANIUM ALLOY VT47

N.A. Nochovnaya¹, A.A. Shiryaev¹, D.S. Sharapkin¹

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

Abstract. There are the results of studies of the structural-phase composition and a complex of mechanical properties of rolled blanks with a thickness of 4–6 and 9–12 mm from metastable- β -titanium alloy VT47 in comparison with the mechanical properties of alloys-analogs in application, manufactured according to the developed at the NRC «Kurchatov institute» – VIAM technology. It is shown that the use of metastable- β -titanium alloy VT47 for the manufacture of edging of the edges of wide-chord fan blades of modern aircraft engines from composite materials can significantly reduce their weight in comparison with traditional blades made of metallic materials.

Keywords: metastable- β -titanium alloys, alloy VT47, microstructure, mechanical properties, rolled semi-finished products

For citation: Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Sharapkin D.S. Complex of mechanical and operational properties of rolled blanks from metastable- β -titanium alloy VT47. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 05. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-50-59.

Введение

Замена металлических материалов в конструкции широкохордных лопаток вентиляторов современных двухконтурных турбореактивных авиационных двигателей (ТРДД) на композиционные материалы позволяет существенно снизить их массу, что в свою очередь снижает общую массу двигателя, повышает его эффективность, удельную мощность и экономичность [1, 2].

В процессе эксплуатации широкохордные лопатки вентилятора испытывают значительные механические нагрузки, ударное и эрозионное воздействие окружающей среды [3]. При таких условиях эксплуатации кромки лопаток, изготовленных из композиционных материалов, расслаиваются и ломаются, что требует обязательного усиления, как правило, передней, но в ряде конструкций боковой и задней кромок широкохордной лопатки вентилятора специальными металлическими накладками, включенными в ее аэродинамический профиль [4, 5]. Высокопрочные титановые сплавы в наибольшей степени отвечают требованиям, предъявляемым при изготовлении подобных усиливающих передних или задних кромок лопатки.

Относительно низкая, по сравнению с другими металлическими конструкционными материалами, технологичность и высокая трудоемкость обработки титановых сплавов усложняют технологические процессы изготовления сложнoproфильных изделий из них и существенно повышают стоимость, что требует поиска оптимальных решений в части применения сплавов с учетом их технологических характеристик, подходов и методов их обработки для обеспечения требуемого комплекса эксплуатационных свойств и экономичности процесса изготовления. Из сплавов на основе железа для изготовления окантовки возможно применять лишь относительно труднодеформируемые коррозионностойкие стали аустенитного класса типа X18H10T. Однако это существенно увеличивает массу и снижает весовую эффективность конструкции лопатки и всего двигателя в целом.

Для высокопрочных псевдо- β -титановых сплавов при значениях предела прочности в интервале 1000–1250 МПа после упрочняющей термической обработки характерны высокие характеристики пластичности и ударной вязкости [6, 7]. Данные сплавы в закаленном состоянии обладают высоким запасом технологической пластичности, что позволяет изготавливать из них изделия сложной конфигурации. В результате применение высокопрочных псевдо- β -титановых сплавов для изготовления передней кромки широкохордной лопатки вентилятора перспективного двигателя целесообразно для повышения ее износостойкости и увеличения долговечности.

Особым преимуществом псевдо- β -титановых сплавов является их большая, по сравнению с $(\alpha + \beta)$ -титановыми сплавами, глубина прокаливаемости [8], что предопределяет высокую технологическую пластичность и возможность проведения полного цикла упрочняющей термической обработки заготовок и изделий из них в вакуумных и аргоново-вакуумных печах без существенных поводок и коробления [9].

Вместе с тем ряд вопросов в части отработки технологии изготовления и последующей термической обработки для обеспечения высокого уровня и однородности механических свойств остаются актуальными и для псевдо- β -титановых сплавов [10].

Анализ научно-технической, нормативной документации и патентных источников позволил установить, что при изготовлении окантовки кромок широкохордной лопатки вентилятора перспективных и находящихся на стадии разработки ТРДД наиболее рациональным с позиции стоимости производства, надежности и работоспособности изделия следует считать подход, основанный на комбинации методов пластической деформации исходного катаного полуфабриката в квази-изотермических условиях

с получением профилированной заготовки и последующей механической обработкой на специализированном металлообрабатывающем оборудовании.

Необходимо отметить, что применение профилирования в квази-изотермических условиях оправданно для снижения объема механической обработки, так как для технологических подходов, преимущественно основанных на механической обработке, характерен наиболее низкий коэффициент использования металла (КИМ).

Вместе с тем следует отметить, что развитие отрасли металлообработки, в том числе применительно к высокопрочным титановым сплавам, идет быстрыми темпами и к настоящему времени многие вопросы механической обработки высокопрочных сплавов типа Ti-5553 успешно решены.

Наиболее значимое увеличение КИМ возможно за счет реализации технологических схем с широким применением методов интенсивной обработки давлением, что позволяет сформировать сложный аэродинамический профиль защитной окантовки непосредственно в процессе штамповки. При этом для таких методов свойственны технические ограничения как в части применяемых заготовок (требуется преимущественно мелкозернистая или сверхмелкозернистая структура) и их размеров, так и по трудоемкости и стоимости изготовления, что обусловлено многостадийностью процесса штамповки и большим количеством различной крупногабаритной штамповой оснастки, выполняемой, как правило, из жаропрочных сплавов и штамповых сталей.

Применение для изготовления окантовки кромок широкохордной лопатки вентилятора традиционных титановых сплавов ВТ6 и ОТ4 обусловлено рядом причин. В первую очередь тем, что высокотехнологичные листовые титановые сплавы группы ОТ4, а также ВТ6 (сплав-аналог Ti-6-4, США) – широко распространены в авиационном материаловедении и всесторонне изучены. Однако при достаточно высоком уровне прочностных характеристик сплав ВТ6 – труднодеформируемый и малотехнологичный материал, что несколько ограничивает возможность получения разнотолщинных заготовок сложного профиля. Малолегированные сплавы типа ОТ4 обладают высокой технологичностью, но не способны к упрочнению термической обработкой.

Применительно к технологической схеме, объединяющей наиболее рациональное сочетание обработки металлов давлением и механической обработки, применение псевдо- β -титановых сплавов технологически оправданно благодаря их высокой технологической пластичности и способности к эффективному упрочнению путем проведения термической обработки практически без поводок и коробления. Псевдо- β -титановые сплавы, в частности новый высокопрочный псевдо- β -титановый сплав марки ВТ47, с однофазной β -структурой обладают высокой технологической пластичностью как при горячей, так и при холодной обработке давлением. В термически упрочненном состоянии исходная умеренно крупнозернистая β -структура с внутризеренными выделениями вторичной α -фазы за счет своей высокой пластичности обеспечивает одновременно высокую прочность и пластичность материала.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 9.2. «Материалы на основе титана с регламентированной β структурой» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [11].

Материалы и методы

Исследования проведены на горячекатаных заготовках толщиной 4–6 и 9–12 мм из высокопрочного псевдо- β -титанового сплава ВТ47 [12–15]. Слитки массой ~30 кг

изготовлены методом тройного вакуумно-дугового переплава в условиях производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Термическую обработку проводили в камерных печах сопротивления. Механические свойства при растяжении в интервале температур от -70 до $+400$ °C, малоцикловая усталость (МЦУ) при 20 °C, длительная прочность и предел ползучести при температуре 350 °C определены в соответствии с ГОСТ 1497–84, ГОСТ 9651–2016, ГОСТ 11150–84, ГОСТ 25.502–79, ГОСТ 3248–81, ГОСТ 10145–81 на универсальных испытательных машинах. Исследования твердости по Роквеллу проведены в соответствии с ГОСТ 9013–89 [16].

Образцы для исследования микроструктуры изготавливали по стандартной методике. Травление полированных микрошлифов осуществляли в реактиве на водной основе с содержанием 2,5 % (объемн.) фтороводородной кислоты (HF) и 5 % (объемн.) азотной кислоты (HNO₃).

Металлографический анализ проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии при увеличениях от $\times 50$ до $\times 5000$.

Результаты и обсуждение

По результатам анализа научно-технических источников, возможностей типового технологического оборудования предприятий отрасли и требований к уровню механических и эксплуатационных свойств получаемых изделий разработана технологическая схема с режимами изготовления катаных заготовок толщиной 4–6 и 9–12 мм из псевдо- β -титанового сплава марки ВТ47 для окантовки кромки широкохордной лопатки вентилятора из полимерных композиционных материалов, которая включает следующие основные операции:

- выплавку слитков из псевдо- β -титанового сплава методом тройного вакуумно-дугового переплава;
- горячую обработку давлением слитков путем осадки и проведения последующих всесторонних ковок с целью обеспечения регламентированной зеренной структуры;
- ковку промежуточного деформированного полуфабриката на сутунку и ее механическую обработку;
- предварительную горячую прокатку сутунок на промежуточные катаные заготовки;
- окончательную прокатку заготовок в ($\alpha + \beta$)-области на финальную толщину (в одну или несколько стадий в зависимости от требуемой толщины);
- резку и механическую обработку катаных заготовок толщиной 4–6 и 9–12 мм для последующего профилирования и изготовления окантовки путем механической обработки;
- проведение упрочняющей термической обработки изделия.

Упрочняющая термическая обработка катаных заготовок из сплава ВТ47, изготовленных по разработанной технологии, проведена по традиционным режимам (закалка на β -структуре и старение), выбранным на основании ранее проведенных исследований: для катаных заготовок толщиной 4–6 мм выбрана температура старения $T_{\text{п.п.}} = 225$ °C, для 9–12 мм – $T_{\text{п.п.}} = 185$ °C.

Проведены исследования однородности структурно-фазового состояния по сечению катаных заготовок, которые показали, что применяемая технология изготовления обеспечивает достаточно однородную по сечению β -структуре в закаленном состоянии и ($\alpha + \beta$)-структуре, состоящую из матричной β -фазы и вторичной α -фазы пластинчатой морфологии после старения (рис. 1).

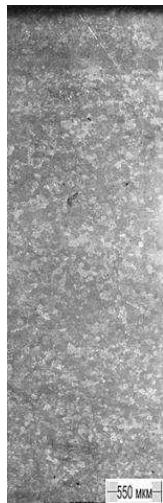


Рис. 1. Структура (ОМ, $\times 50$) катаной заготовки толщиной 4–6 мм из псевдо- β -титанового сплава BT47 после упрочняющей термической обработки

Результаты исследования микроструктуры методами оптической и растровой электронной микроскопии приведены на рис. 2.

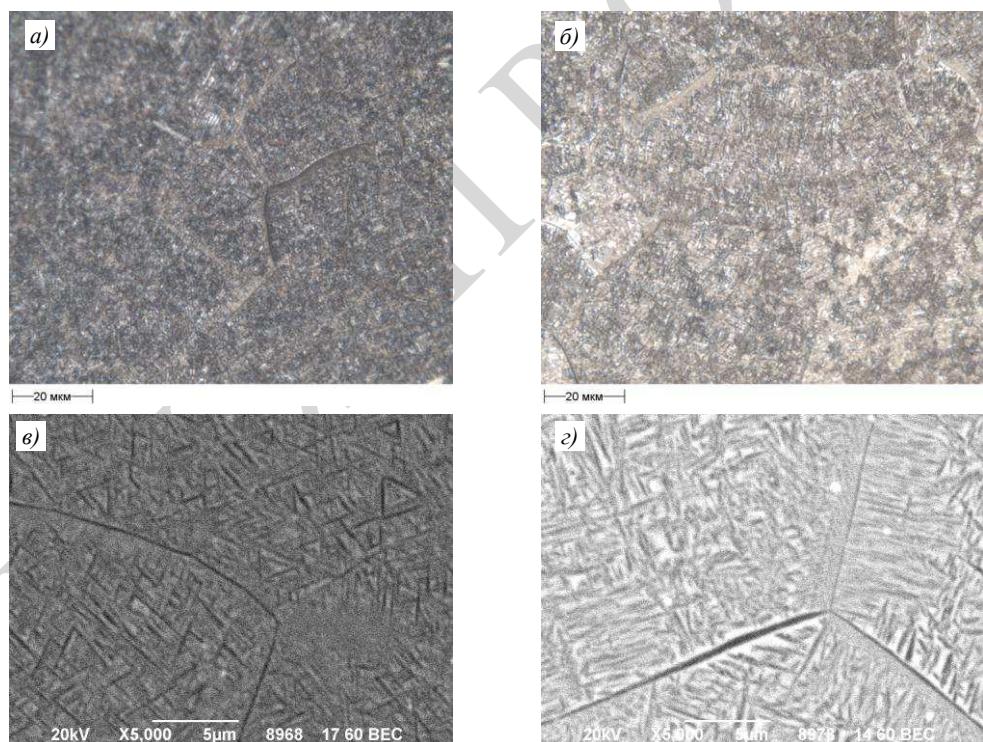


Рис. 2. Микроструктура (*a*, *б* – ОМ, $\times 1000$; *в*, *г* – РЭМ, $\times 5000$) катаных заготовок толщиной 4–6 (*а*, *в*) и 9–12 мм (*б*, *г*) из псевдо- β -титанового сплава BT47 после упрочняющей термической обработки

Согласно результатам металлографического анализа, структурно-фазовый состав катаных заготовок из сплава BT47, изготовленных по разработанной технологии, представлен большим количеством частиц вторичной α -фазы пластинчатой морфологии, выделившихся в процессе старения. Более низкая температура старения, выбранная для

катаных заготовок толщиной 4–6 мм, в совокупности с большей степенью деформационной проработки структуры заготовок прогнозируемо приводят к уменьшению размеров пластин вторичной α -фазы, более однородной зеренной структуре и распределению внутризеренных вторичных выделений.

Проведенные исследования по установлению критической скорости «самозакаливания» показали, что охлаждение катаных заготовок с температуры закалки из β -области до 400 °C со скоростью >5,1 (для толщины 4–6 мм) и 6,8 °C/мин (для толщины 9–12 мм) обеспечивает получение метастабильного структурно-фазового состояния, т. е. преимущественно β -структуре с незначительным количеством оксидов иттрия (рис. 3). Для переходных скоростей охлаждения также характерна преимущественно β -структура с незначительным количеством зарождающихся частиц вторичной α -фазы. Исходя из представленных результатов, для реализации процесса упрочняющей термической обработки заготовок и деталей можно рекомендовать не только применение термического оборудования для обработки в воздушной атмосфере, но и вакуумных и аргоно-вакуумных печей.

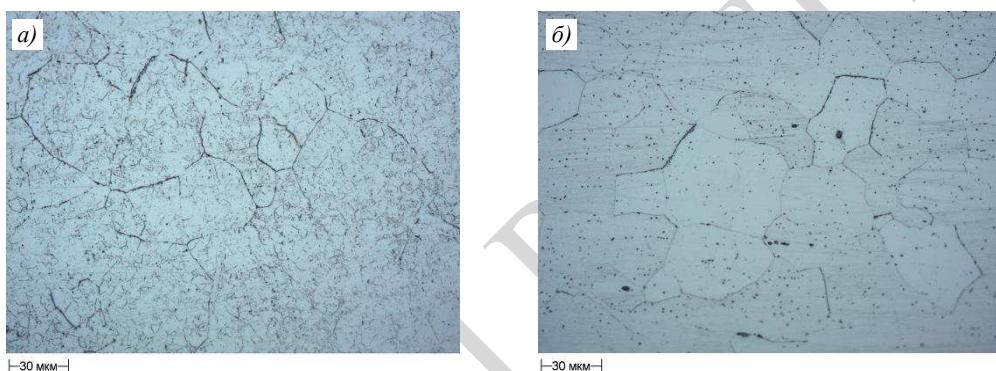


Рис. 3. Микроструктура (ОМ, $\times 500$) катаных заготовок толщиной 4–6 (а) и 9–12 мм (б) из псевдо- β -титанового сплава BT47 после закалки и охлаждения со скоростью ~(5,1–5,2) (а) и ~6,8 °C/мин (б)

Результаты исследований эксплуатационных (механических) и физических свойств катаных заготовок толщиной 4–6 и 9–12 мм из псевдо- β -титанового сплава BT47 приведены в табл. 1–5.

Анализ результатов исследований механических свойств при растяжении показал, что более низкая температура старения, выбранная для катаных заготовок толщиной 4–6 мм, обеспечивает более высокий уровень прочностных характеристик как при комнатной (на 14–16 %), так и при повышенных температурах. При температуре испытания 400 °C разница между режимами обработки по уровню прочностных свойств уменьшается. Для комнатной температуры характерно соответствие более низкого уровня пластичности и ударной вязкости более высокому уровню прочностных характеристик, однако при повышенных температурах испытаний подобная зависимость практически не выражена. Оба режима упрочняющей термической обработки обеспечивают высокий уровень значений модуля упругости.

Анализ результатов исследования механических свойств катаных заготовок толщиной 4–6 и 9–12 мм позволил установить, что разработанная технология изготовления и упрочняющей термической обработки обеспечивает требования, предъявляемые к материалу окантовок широкохордной лопатки вентилятора перспективных ТРДД. Для катаных заготовок из сплава BT47 характерны высокие значения длительной прочности при температуре 350 °C и сопротивления малоцикловой усталости при 20 °C, превышающие аналогичные значения для сплавов-аналогов по применению (BT6 и Ti-6-4).

Таблица 3

**Малоцикловая усталость катаных заготовок
из псевдо-β-титанового сплава ВТ47 при температуре 20 °С**

Характеристика	Толщина катаных заготовок, мм	K _t	σ _{max}	Количество циклов N*
Малоцикловая усталость (МЦУ) на базе N = 2·10 ⁴ циклов (R _σ = 0,1; f = 4 Гц)	4–6	1,1	750	<u>22680–30060</u> <u>26393</u>
		2,6	450	<u>20650–29200</u> <u>23390</u>
	9–12	1,1	700	<u>15190–59700</u> <u>27701</u>
		2,6	440	<u>17600–47330</u> <u>31305</u>

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

Таблица 4

**Характеристики длительной работоспособности катаных заготовок из псевдо-β-титанового сплава ВТ47* при температуре 350 °С
в сравнении со сплавом-аналогом**

Характеристика	Толщина катаных заготовок, мм	Напряжение, МПа	Время до разрушения, ч
Предел длительной прочности	От 4 до 6	930	100
	От 9 до 12	800	100
	Сплав ВТ6	610*	100
Предел ползучести по допуску 0,2 % по остаточной деформации	От 4 до 6	690	100
	От 9 до 12	610	100
	Сплав ВТ6	380	100

* Авиационные материалы: справочник: в 12 т. М.: ВИАМ, 2010. Т. 6: Титановые сплавы. 96 с.

Таблица 5

Физико-механические свойства катаных заготовок из псевдо-β-титанового сплава ВТ47

Свойства	Значения свойств
Твердость по Роквеллу HRC	39,5 (для толщины 4–6 мм); 37,5 (для толщины 9–12 мм)
Плотность*, г/см ³	4,76–4,79 4,78

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

Высокопрочный псевдо-β-титановый сплав марки ВТ47 обладает преимуществом по сравнению с российским и зарубежным аналогами по применению – сплавами ВТ6 (РФ) и Ti-6-4 (США) – по пределу прочности при комнатной температуре на 17–36 % при сохранении пластичности на уровне 7–18 % и ударной вязкости 3,2–5,6 Дж/м².

Заключения

Показано, что применение титановых сплавов для изготовления защитной окантовки кромки широкохордных лопаток вентилятора позволит повысить эффективность и снизить общую массу ТРДД, а применение псевдо-β-титанового сплава ВТ47 взамен традиционно применяемых сплавов ВТ6 и ОТ4 – повысить комплекс эксплуатационных свойств изделия при сохранении высокой технологичности изготовления.

Исследования структуры методами оптической и растровой электронной микроскопии позволили установить соответствие морфологических особенностей и топологии распределения по объему материала структурных составляющих, а также уточнить значение критической скорости «самозакаливания» сплава.

Анализ результатов исследования механических свойств катаных заготовок позволил установить, что разработанная технология обеспечивает высокий уровень прочностных характеристик, длительной прочности, ползучести и сопротивления малоцикловой усталости, превышающий аналогичные значения для сплавов-аналогов по назначению ВТ6 и Ti-6-4, при сохранении пластичности и ударной вязкости на высоком уровне.

Список источников

1. Михалкин А.А. Рабочие лопатки вентилятора перспективных ТРДД // Авиационно-космическая техника и технология. 2013. № 9 (106). С. 97–100.
2. Гриневич Д.В., Яковлев Н.О., Славин А.В. Критерии разрушения полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-92-111.
3. Нихамкин М.Ш., Семенова И.В., Любчик О.Л., Гладкий И.Л. Моделирование повреждения посторонними предметами полых лопаток вентилятора ГТД // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2011. Т. 13. № 1 (2). С. 326–329.
4. Metal leading edge on composite blade airfoil and shank: pat. EP 3045661; filed 13.01.16; publ. 20.07.16.
5. Каримбаев Т.Д., Луппов А.А., Афанасьев Д.В., Пальчиков Д.С. О формировании технических требований к полимерному материалу перспективной рабочей лопатки вентилятора ТРДД // Двигатель. 2015. № 1 (97). С. 4–10.
6. Kolli R.P., Devaraj A. A review of metastable beta titanium alloys // Metals. 2018. Vol. 8. P. 1–41.
7. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications / ed. by C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH, 2003. 513 p.
8. Моисеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития // Металловедение и термическая обработка металлов. 1998. № 12. С. 11–14.
9. Boyer R. Aerospace applications of beta titanium alloys // JOM. 1994. No. 6. P. 20–23.
10. Ильин А.А., Скворцова С.В., Дзунович Д.А., Панин П.В., Шалин А.В. Влияние параметров термической и термомеханической обработки на текстурообразование в листовых полуфабрикатах из титановых сплавов // Технология машиностроения. 2012. № 8 (122). С. 8–12.
11. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. № 5–6. С. 40–44.
12. 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.
13. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо- β -титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температурой гомогенизации на структуру и свойства сплава ВТ47. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2020. № 6–7 (89). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-3-10.
14. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо- β -титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температурой гомогенизации на структуру и свойства сплава ВТ47. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2020. № 8 (90). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-11-19.
15. Каблов Е.Н., Волкова Е.Ф., Филонова Е.В. Влияние РЗЭ на фазовый состав и свойства нового жаропрочного магниевого сплава системы Mg–Zn–Zr–РЗЭ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 7 (745). С. 19–26.
16. 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://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-101-117.

References

1. Mikhalkin A.A. Fan blades of promising turbofan engines. Aerospace Engineering and Technology, 2013, no. 9 (106), pp. 97–100.
2. Grinevich D.V., Yakovlev N.O., Slavin A.V. The criteria of the failure of polymer matrix composites (review). Trudy VIAM, 2019, no. 7 (79), paper no. 11. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: November 15, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-92-111.
3. Nikhamkin M.Sh., Semenova I.V., Lyubchik O.L., Gladky I.L. Modeling damage by extraneous objects of hollow blades of the GTD fan. Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk, 2011, vol. 13, no. 1 (2), pp. 326–329.
4. Metal leading edge on composite blade airfoil and shank: pat. EP 3045661; filed 13.01.16; publ. 20.07.16.
5. Karimbaev T.D., Luppov A.A., Afanasyev D.V., Palchikov D.S. On the formation of technical requirements for the polymer material of a promising working spatula of the TRDD fan. Dvigatel, 2015, no. 1 (97), pp. 4–10.
6. Kolli R.P., Devaraj A. A review of metastable beta titanium alloys. Metals, 2018, vol. 8, pp. 1–41.
7. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications. Ed. C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH, 2003, 513 p.
8. Moiseev V.N. Beta-titan alloys and prospects for their development. Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov, 1998, no. 12, pp. 11–14.
9. Boyer R. Aerospace applications of beta titanium alloys. JOM, 1994, no. 6, pp. 20–23.
10. Ilyin A.A., Skvortsova S.V., Dzunovich D.A., Panin P.V., Shalin A.V. The effect of thermal and thermomechanical processing parameters on texture formation in sheet semi-finished products from titanium alloys. Tekhnologiya mashinostroyeniya, 2012, no. 8 (122), pp. 8–12.
11. Kablov E.N. Marketing of materials science, aircraft industry and industry: present and future. Direktor po marketingu i sbytu, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.
12. High-strength tethanes-based alloy and product made of high-strength titan-based alloy: pat. 2569285 Rus. Federation; filed 29.12.14; publ. 20.11.15.
13. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Davydova E.A. Investigation of structural and phase transformations in metastable β-titanium alloys and effect of cooling rate from homogenization temperature on structure and properties of VT47 alloy. Part 1. Trudy VIAM, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 12, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-67-3-10.
14. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Davydova E.A. Investigation of structural and phase transformations in metastable β-titanium alloys and effect of cooling rate from homogenization temperature on structure and properties of VT47 alloy. Part 2. Trudy VIAM, 2020, no. 8 (90), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 12, 2021). 10.18577/2307-6046-2020-0-8-11-19.
15. Kablov E.N., Volkova E.F., Filonova E.V. The effect of RZE on the phase composition and properties of the new heat-resistant magnesium alloy of the MG-ZN-ZR-RZE system. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, 2017, no. 7 (745), pp. 19–26.
16. Oreshko E.I., Utkin D.A., Erasov V.S., Lyakhov A.A. Methods of measurement of hardness of materials (review). Trudy VIAM, 2020, no. 1, paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 12, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-101-117.

Информация об авторах

Надежда Алексеевна Ночовная, заместитель начальника лаборатории, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Андрей Александрович Ширяев, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Дмитрий Сергеевич Шарапкин, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Nadejda A. Nochovnaya, Deputy Head of Laboratory, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Andrey A. Shiryaev, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Dmitry S. Sharapkin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.12.2021; одобрена и принятая к публикации после рецензирования 10.12.2021.
The article was submitted 03.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 10.12.2021.

Научная статья

УДК 669.721.5:662.612.12

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-60-74

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ПОРОГ ВОСПЛАМЕНЕНИЯ И ОГНЕСТОЙКОСТЬ ДЕФОРМИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВМД16

M.B. Акинина¹, И.В. Мостяев¹, Е.Ф. Волкова¹, А.А. Алиханян¹

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

Аннотация. Определен температурный порог воспламенения деформируемого магниевого высокопрочного жаропрочного сплава марки ВМД16. Исследовано влияние легирующих элементов на температурный порог воспламенения данного сплава. Изложены результаты исследования влияния высокотемпературного воздействия пламени газовой горелки на структуру и фазовый состав штамповок из магниевого сплава ВМД16. Установлено, что высокая температура воспламенения данного сплава объясняется наличием в его составе легирующих элементов из иттриевой и цериевой подгрупп, которые вызывают образование на поверхности материала термостойкой защитной оксидной пленки.

Ключевые слова: магниевый сплав, деформируемый сплав, воспламеняемость, температурный порог, оксидная пленка, редкоземельные элементы, иттрий, микроструктура, LPSO-фазы

Для цитирования: Акинина М.В., Мостяев И.В., Волкова Е.Ф., Алиханян А.А. Исследование влияния легирующих элементов на температурный порог воспламенения и огнестойкость деформируемого магниевого сплава марки ВМД16 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 06. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-60-74.

Scientific article

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON THE TEMPERATURE THRESHOLD OF IGNITION AND FIRE RESISTANCE OF A VMD16 WROUGHT MAGNESIUM ALLOY

M.V. Akinina¹, I.V. Mostyaev¹, E.F. Volkova¹, A.A. Alikhanyan¹

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

Abstract. The temperature threshold of ignition of VMD16 high-strength heat-resistant wrought magnesium alloy has been determined. The influence of alloying elements on the temperature threshold of ignition of the VMD16 magnesium alloy has been studied. The results of the study of the influence of the high-temperature effect of the flame of a gas burner on the structure and phase composition of forgings from the VMD16 magnesium alloy are presented. It has been established that the high ignition temperature of the VMD16 magnesium alloy is explained by the presence in its composition of alloying elements from the yttrium and cerium subgroups, which cause formation of a heat-resistant protective oxide film on the surface of the material.

Keywords: magnesium alloy, wrought alloy, flammability, temperature threshold, oxide film, rare earth elements, yttrium, microstructure, LPSO-phases

For citation: Akinina M.V., Mostyaev I.V., Volkova E.F., Alikhanyan A.A. Investigation of the influence of alloying elements on the temperature threshold of ignition and fire resistance of a VMD16 wrought magnesium alloy. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 06. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-60-74.

Введение

Ввиду того, что в настоящее время в области авиационной транспортной системы предусмотрено осуществление мер по значительному снижению удельного расхода топлива пассажирских самолетов, одной из ключевых задач при создании современной авиационной техники является снижение массы и повышение весовой эффективности конструкции летательного аппарата [1–5].

Магниевые сплавы являются одними из наиболее легких конструкционных материалов. При замене деталей из алюминиевых сплавов на детали из магниевых сплавов достигают весовой экономии в 25–30 %. При этом отдельные магниевые сплавы, содержащие редкоземельные элементы (РЗЭ), по своей весовой эффективности заметно превосходят некоторые конструкционные алюминиевые сплавы средней прочности.

Так, например, в 2020 г. на Международном авиасалоне Singapore Airshow 2020 компания ST Engineering представила концепцию новых авиационных пассажирских кресел для дальних перелетов, которые позиционируются как первые кресла в отрасли, в каркасе которых преобладают детали из магниевого сплава. В настоящее время каркас авиационных пассажирских кресел состоит более чем на 40 % из деталей, изготовленных из алюминиевых сплавов.

Прототип трехместного сиденья имеет массу ~12 кг, кронштейны подлокотника, задние стойки и силовые трубы изготовлены из магниевого сплава. Для сравнения показано, что задняя стойка сиденья из алюминиевого сплава имеет массу 874 г, а задняя стойка из магниевого сплава – 550 г, что на 37 % меньше (рис. 1) [6].



Рис. 1. Задние стойки сиденья из магниевого (справа) и алюминиевого сплавов (слева) авиационного пассажирского кресла

Представители компании ST Engineering также сообщили, что в будущем предприятие собирается снизить массу прототипа сиденья до 11 кг, например путем замены ограничителя багажа из алюминиевого сплава на ограничитель из магниевого сплава.

Однако внедрение магниевых сплавов в конструкции деталей и узлов планера в изделиях авиационной техники в последние годы было ограничено в связи с возможностью воспламенения этих материалов при достижении высоких температур – более 450–500 °С. Магний обладает высокой химической активностью и большим сродством к кислороду по сравнению с алюминием, в результате чего образуется оксид магния

(MgO). Тонкая оксидная пленка защищает металл до температуры 450 °C, при более высоких температурах она неустойчивая и начинает разлагаться. Как показали исследования [7], процесс загорания возможен после достижения температуры плавления эвтектики и в значительной мере зависит от состояния структуры и фазового состава сплава.

Ранее за рубежом в соответствии с параграфом 3.3.3 стандарта SAE AS8049C Aircraft Seat Standard (США) использование магниевых сплавов в салоне самолета, в частности в конструкции пассажирских кресел, было ограничено. Тем не менее Федеральным управлением гражданской авиации США проведен большой объем исследований по воспламеняемости магниевых сплавов с применением полномасштабного моделирования возгорания самолета. Установлено, что сплав WE43, содержащий РЗЭ, обладает хорошей устойчивостью к воспламенению, сопоставимой с устойчивостью алюминиевых сплавов, используемых в конструкции авиационных пассажирских кресел [8, 9].

В настоящее время в странах ЕС и США по утвержденной версии стандарта SAE AS8049C запрет на использование магниевых сплавов в конструкции пассажирских кресел снят. Признано экономически и технологически выгодным расширение применения пожаробезопасных высокопрочных магниевых сплавов нового поколения в конструкции авиационных изделий при условии, что они прошли комплекс испытаний в соответствии с требованиями Aircraft Materials Fire Test Handbook-DOT/FAA/AR-00/12 (Справочник по тестам на воспламеняемость для авиационных материалов Федерального управления гражданской авиации США).

В настоящее время за рубежом разработаны новые пожаробезопасные сплавы на основе магния, содержащие РЗЭ, кальций и другие элементы, значительно повышающие опасную температуру воспламенения магниевых сплавов до ~(850–900) °C [10–20].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ также разработан деформируемый магниевый высокопрочный жаропрочный сплав нового поколения марки ВМД16 системы Mg–Zn–Zr, дополнительно содержащий РЗЭ иттриевой и цериевой подгрупп [21, 22].

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 8.4. «Высокопрочные коррозионностойкие свариваемые магниевые и литейные алюминиевые сплавы для изделий авиакосмической техники нового поколения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [23].

Цель данной работы – определение температурного порога воспламенения и изучение влияния легирующих элементов на огнестойкость деформируемого магниевого сплава марки ВМД16.

Материалы и методы

В качестве материала для исследования выбраны объемные штамповки из деформируемого магниевого высокопрочного жаропрочного сплава марки ВМД16.

Испытания на воспламеняемость проводили на образцах размером $(120\pm5)\times(10\pm1)\times(5\pm2)$ мм под воздействием пламени газовой горелки (ГОСТ 21204–97) с диаметром сопла 40 мм, обеспечивающей создание факела пламени с температурой 1100 ± 50 °C. Для регистрации температуры воспламенения в центральной части образца просверлено глухое отверстие, в которое зачеканен королек термопары. В процессе испытания регистрировали время начала воспламенения образца и продолжительность самостоятельного горения.

При исследовании особенностей фазового состава и микроструктуры, а также при проведении фрактографического анализа образцов применяли современное оборудование – растровый и просвечивающий электронные микроскопы.

Использовали также растровый электронный микроскоп с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа. Фотографии выполнены в режиме СОМРО, изображение в котором формируется обратноотраженными электронами. Контрастность изображения определяется средним атомным номером элементов, образующих фазы, – чем больше средний атомный номер исследуемой области (фазы), тем светлее данный участок выглядит на фотографии.

Исследование тонкой структуры проведено на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G2 F20 S-TWIN (фирма FEI, Нидерланды) с термополевым вольфрамовым катодом типа Шоттки при ускоряющем напряжении 200 кВ. Съемка выполнена в сканирующем режиме на нижний светлопольный детектор. Подготовка образцов для исследований осуществлена в несколько операций: сначала проведена их электроэррозионная резка на станке Арта 120 с механическим утонением на SiC-бумаге до толщины в 100 мкм, затем выполнена струйная электролитическая полировка при температуре -40°C и напряжении 14 В на установке TenuPol-5 в среде азотно-спиртового электролита следующего состава: соотношение объемных частей CH_3OH и HNO_3 составило 85:15. На последней стадии осуществлена ионная полировка для удаления пассивационной пленки, образующейся при электролитической полировке. Ионная полировка выполнена на установке PIPS II в среде аргона при ускоряющем напряжении 1,5 кВ в течение 1 ч.

Результаты и обсуждение

Опубликованные в зарубежной научно-технической литературе сведения о температуре возможного воспламенения магниевого сплава WE43, содержащего иттрий и гадолиний, в компактном состоянии без защитных покрытий несколько разнятся между собой. Так, в работе [24] указано, что температура возможного воспламенения для сплава WE43 составляет $\geq 750^{\circ}\text{C}$. Согласно результатам исследований, представленным в работе [25], температура воспламенения образцов из сплава WE43 составляет $\sim 644^{\circ}\text{C}$. Такую разницу температур воспламенения для одного и того же сплава можно объяснить использованием различных способов нагрева образцов при проведении испытаний и, соответственно, равномерностью распределения тепла на поверхности и внутри испытываемого образца: в работе [24] представлен индукционный нагрев, а в работе [25] показано, что образец нагревали в печи сопротивления.

С учетом опыта зарубежных коллег выбран способ нагрева образцов пламенем газовой горелки, позволяющий изучить поведение сплава в условиях, близких к пожару на борту воздушного судна. Для ускорения процесса нагрева использовали тонкие образцы (толщиной ~ 5 мм), что способствовало достижению высокой концентрации тепловой энергии в малом объеме материала и, следовательно, повышало вероятность воспламенения.

Основными параметрами исследования при проведении испытания на воспламеняемость являлись максимально достигнутая температура нагрева поверхности образцов, продолжительность экспозиции пламенем горелки до возможного воспламенения и продолжительность остаточного горения образца в случае прекращения температурного воздействия (при отводе источника пламени). Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты испытаний на воспламеняемость образцов из штамповки сплава ВМД16

Условный номер образца	Толщина образца, мм	Продолжительность экспозиции пламенем горелки, с	Продолжительность остаточного горения до воспламенения, с	Температура воспламенения, $^{\circ}\text{C}$
1	5,07	171	220	975
2	4,91	106	5	977
3	4,90	182	244	846
4	5,06	193	33	833
5	5,02	79	3	844

Пороговая температура, при которой начинается процесс горения образцов из сплава ВМД16, составляет 833°C ; большинство образцов нагрелись до более высокой температуры: $844\text{--}977^{\circ}\text{C}$. В процессе проведения испытания все образцы сильно деформировались и вздулись (рис. 2).



Рис. 2. Образец 4 из сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний под воздействием пламени газовой горелки

Достижение такой высокой температуры воспламенения магниевого сплава ВМД16 можно объяснить наличием в его составе легирующих элементов из иттриевой и цериевой подгрупп (в частности, иттрия), которые при высоких температурах способствуют образованию на поверхности образца более термостойких оксидов по сравнению с MgO . Ключевая роль в обеспечении защитной функции в процессе окисления отводится оксиду иттрия (Y_2O_3), однако также присутствует синергетический эффект оксидов других легирующих элементов, образующих плотную пленку на поверхности образцов.

При нагреве на поверхности образцов наблюдаются непрерывный рост и, как следствие, утолщение защитного оксидного слоя, состоящего из MgO и оксидов легирующих элементов, при этом сами образцы раздуваются изнутри парами магния. Интенсивная пластическая деформация инициирует растрескивание оксидного слоя на поверхности образцов, после чего расплавленный магний вступает в реакцию с кислородом с выделением большого количества тепловой энергии, приводящей к возгоранию сплава.

При отводе источника пламени и, соответственно, прекращении температурного воздействия образцы 2, 4 и 5 самозатухли в течение 3–33 с. На рис. 3 представлен фрагмент образца со следами твердых продуктов горения черного цвета, предположительно состоящих из магния, неодима и иттрия [26, 27]. Наличие таких следов указывает на точки на поверхности образца, где возникли первые очаги пламени и начался процесс сгорания, который прекратился после отвода источника пламени ввиду быстрого образования на поверхности нового слоя оксидной пленки.



Рис. 3. Фрагмент образца 2 из сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний под воздействием пламени газовой горелки

Образцы 1 и 3 в процессе проведения огневых испытаний очень сильно деформировались с образованием множественных трещин на поверхности оксидного слоя. По этой причине после отвода источника пламени поврежденный защитный слой оказался

не способен на быстрое образование и утолщение новой оксидной пленки, предотвращающей контакт воздуха с жидким металлом, что привело к полному сгоранию частей образцов, подвергшихся непосредственному воздействию пламени горелки. На рис. 4 видно, что на поверхности образца присутствуют следы продуктов горения в виде порошка белого цвета, предположительно являющихся смесью оксидов магния и лантана [28].



Рис. 4. Фрагмент образца 1 из сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний под воздействием пламени газовой горелки

Микроструктура самозатухших после отвода источника пламени образцов 2, 4 и 5 практически идентична и представляет собой равноосные зерна, по границам которых расположены крупные эвтектические частицы (рис. 5). По мере удаления от зоны воздействия высокой температуры можно наблюдать незначительное увеличение размера зерен. Вблизи краев образца встречаются отдельные участки, имеющие поры в местах расположения эвтектических частиц.

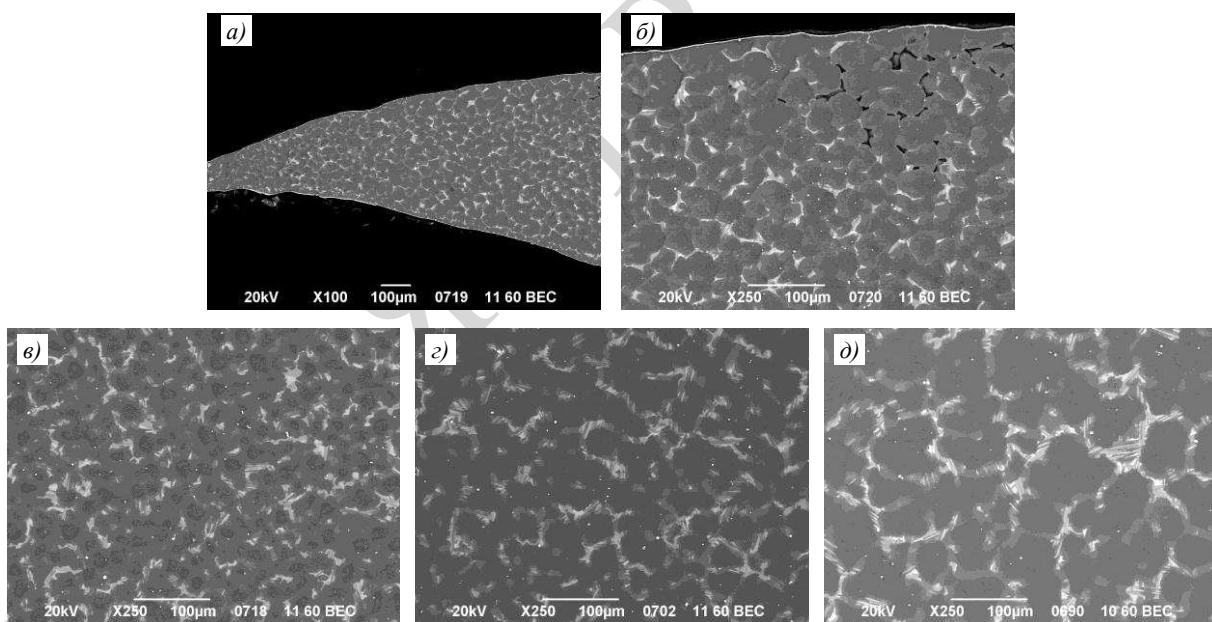


Рис. 5. Микроструктура образца 4 из штамповки сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний в зоне воздействия высокой температуры (а – ×100; б–д – ×250), а также на расстоянии 0,5 (в); 1,5 (г) и 3 см (д) от нее

Микроструктура образцов 2, 4 и 5 после проведения огневых испытаний соответствует структуре сплава в литом состоянии (рис. 6, а) [29]. В структуре образца в литом состоянии выявлено содержание двух основных групп составляющих: зерна твердого раствора на основе магния и эвтектические частицы, представленные выделениями по границам зерен двух интерметаллидных фаз – на основе магния, цинка, лантана и неодима, а также на основе магния, иттрия и цинка (рис. 6, б и в).

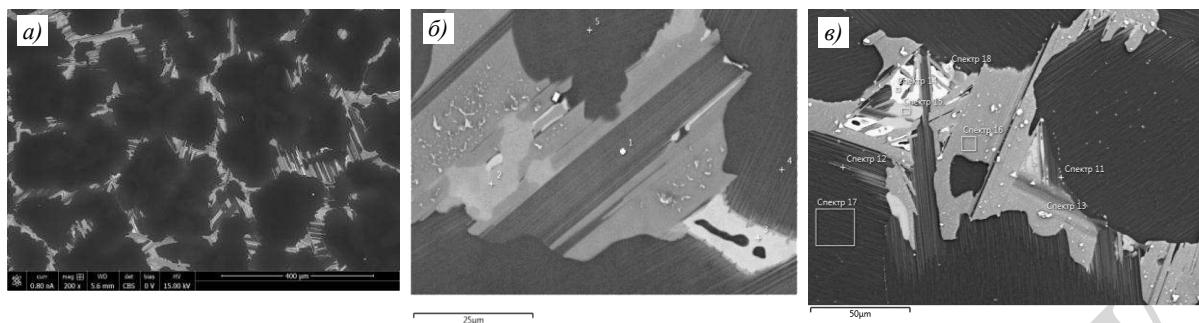


Рис. 6. Микроструктура образца из сплава ВМД16 в литом состоянии: общий вид (*а* – $\times 200$) и эвтектическая составляющая (*б* – $\times 2500$; *в* – $\times 1500$)

В объеме эвтектики обнаружены частицы различных размера и морфологии, содержащие в основном иттрий (более темные области эвтектической составляющей), а также цинк (рис. 6, *б* (спектр 1) и рис. 7, *а*). В более светлых областях исследуемых эвтектических составляющих выявлено наличие лантана и неодима (рис. 6, *б* (спектры 2, 3) и рис. 7, *б*, *в*). В объеме эвтектики также обнаружены гидриды иттрия (на спектрограмме фиксируется только иттрий – рис. 6 (спектр 18) и рис. 7, *г*) и агломераты мелкодисперсных частиц на основе цинка и магния (рис. 6 (спектр 13) и рис. 7, *д*).

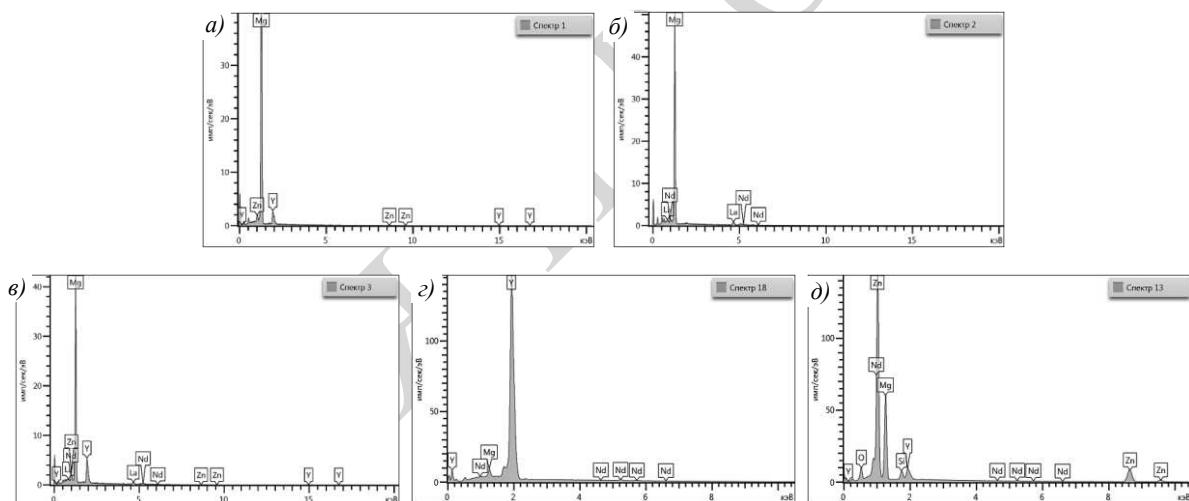


Рис. 7. Данные качественного рентгеноспектрального микроанализа эвтектической составляющей сплава ВМД16 в литом состоянии

Под воздействием высокой температуры при проведении огневых испытаний вследствие растворения эвтектической составляющей концентрация иттрия в магниевой матрице увеличивается, что приводит к образованию на поверхности образцов термостойкого оксидного слоя, состоящего из смеси оксидов MgO и Y_2O_3 . Образование такого более стабильного и плотного по сравнению с MgO защитного слоя значительно повышает температуру воспламенения сплава.

При сравнении микроструктуры образца 4 до (рис. 8) и после (рис. 5) воздействия пламенем горелки наблюдаются утонение границ зерен и частичное растворение фрагментов эвтектической составляющей, что подтверждает переход некоторой части иттрия в оксидный слой на поверхности образца.

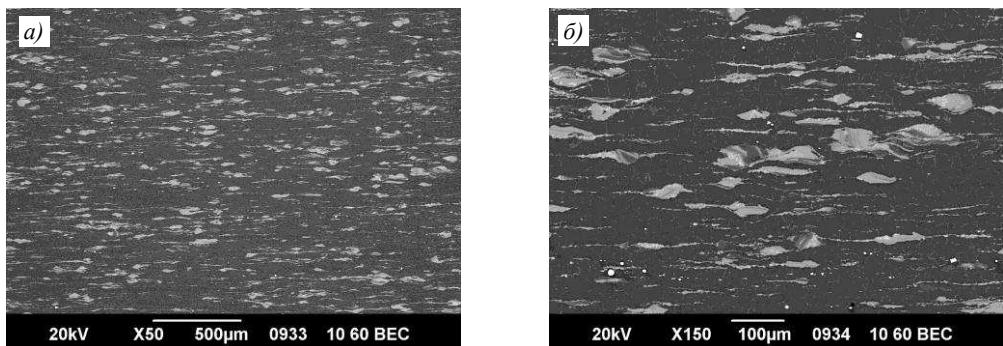


Рис. 8. Микроструктура (*а* – $\times 50$; *б* – $\times 150$) образца из штамповки сплава ВМД16 в исходном состоянии (после деформации)

Изучение особенностей тонкой структуры сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний продолжено методом просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что структура исследованных образцов представлена зернами твердого раствора на основе магния с пластинами LPSO-фазы в объеме зерен и эвтектической составляющей, располагающейся по границам зерен (рис. 9). Пластины LPSO-фазы в объеме зерна преимущественно однослойные (рис. 9, *а*). Границы зерен имеют вид ломанных линий, проходящих вдоль кристаллографических направлений $(001)_{\text{Mg}}$ (рис. 9, *б*).

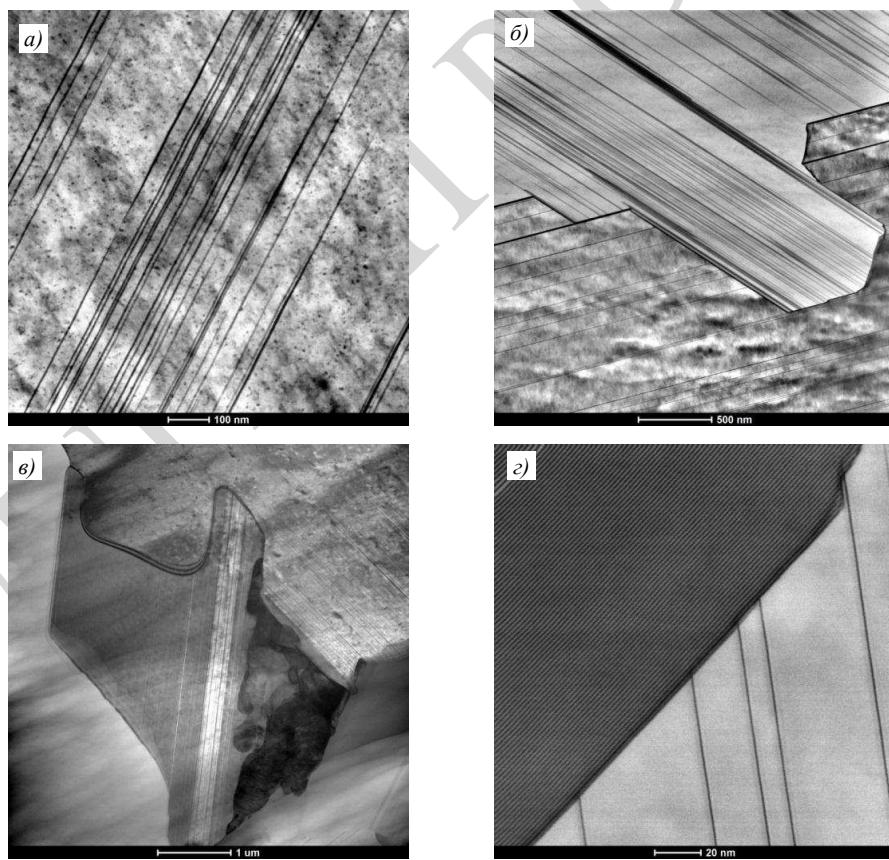


Рис. 9. Структура образца 4 из штамповки сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний на расстоянии 0,5 см от зоны воздействия высокой температуры: *а* – пластины LPSO-фазы в объеме зерен; *б* – граница между зерном (внизу) и эвтектикой; *в* – фрагмент эвтектической составляющей; *г* – внутренняя структура эвтектической составляющей вблизи границы с зерном

В структуре также встречаются частицы гидрида иттрия и частицы, имеющие повышенное содержание циркония. Эвтектическая составляющая представлена интерметаллидными соединениями двух видов: одни имеют повышенное содержание цинка и иттрия, другие – лантана и неодима (рис. 9, в и г; рис. 10).

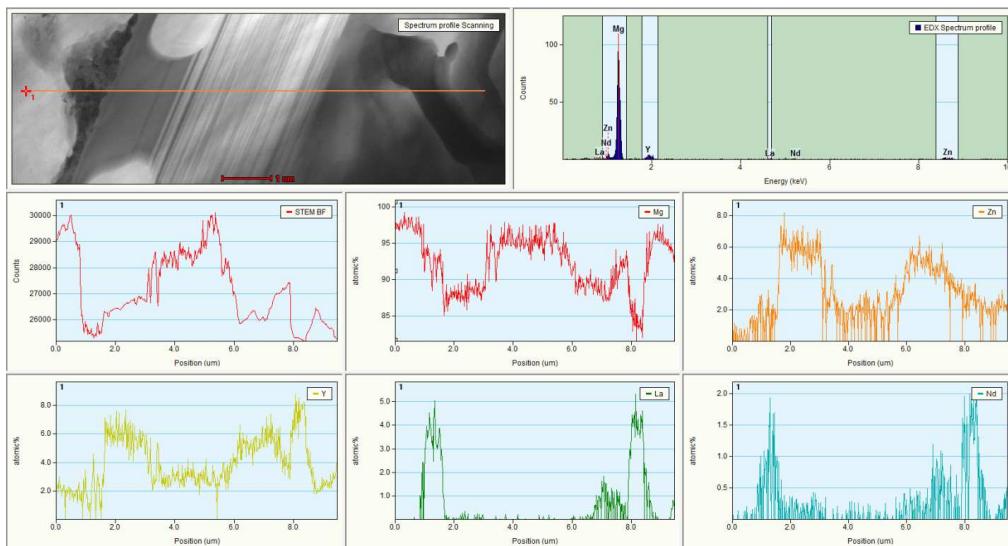


Рис. 10. Результаты энергодисперсионного анализа по профилю через эвтектику в образце 4 из штамповки сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний на расстоянии 1 см от зоны воздействия высокой температуры (ось абсцисс – позиция по линии от начальной точки исследования, мкм; ось ординат – содержание элемента, % (атомн.))

Тонкая структура образца 4 из штамповки сплава ВМД16 в исходном состоянии также представлена зернами твердого раствора с пластинами LPSO-фазы и частицами интерметаллидных фаз, сформированными по границам зерен (рис. 11, а). Пластины LPSO-фаз преимущественно двух- и трехслойные, распределены в зернах достаточно равномерно и пронизывают объем каждого зерна (рис. 11, б).

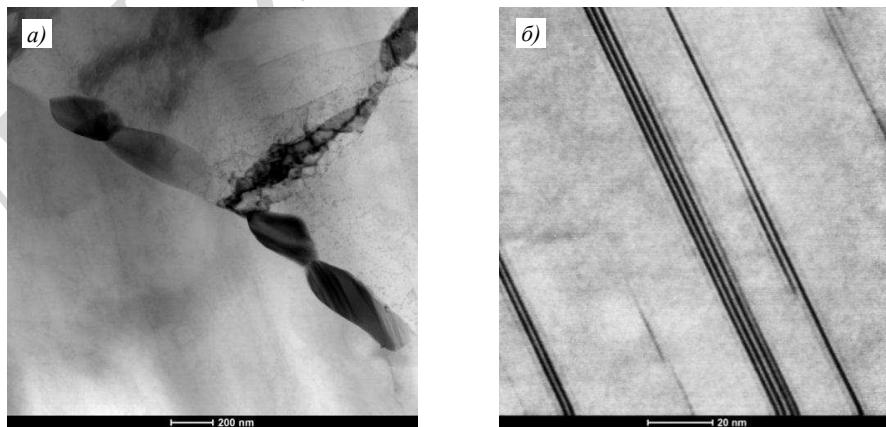


Рис. 11. Микроструктура образца 4 из штамповки сплава ВМД16 в исходном состоянии (после деформации): а – частицы интерметаллидов на границе зерен; б – пластины LPSO-фазы

При сравнении тонкой структуры деформированного полуфабриката (штамповка) и слитка характер выделения LPSO-пластин отличается в основном шириной многослойных пластин (рис. 12).

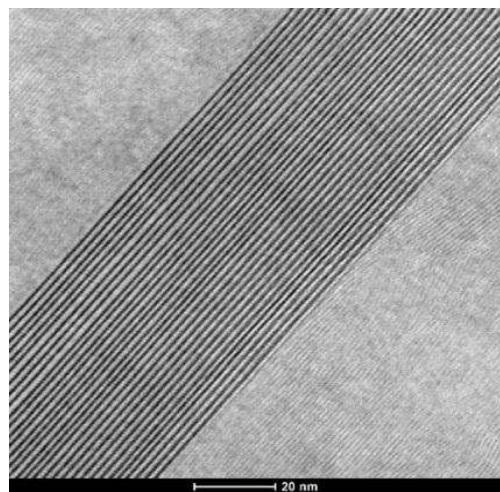


Рис. 12. Пластины LPSO-фазы в структуре образца из слитка сплава ВМД16

Ранее установлено, что для формирования LPSO-фаз в магниевых сплавах необходимо присутствие одного или нескольких элементов из иттриевой подгруппы РЗЭ (Y, Gd, Dy и др.), а также цинка [21, 30–35]. Высокотемпературное воздействие пламенем газовой горелки приводит к растворению эвтектической составляющей сплава ВМД16 и увеличению концентрации иттрия в магниевой матрице, который затем вступает в реакцию с кислородом и образует на поверхности термостойкую защитную оксидную пленку, состоящую из смеси оксидов MgO и Y₂O₃. Как следствие, из-за существенного обеднения пластин LPSO-фазы иттрием под воздействием высокой температуры при проведении огневых испытаний количество слоев пластин LPSO-фазы заметно уменьшается.

Дополнительно проведен фрактографический анализ образцов из сплава ВМД16 в исходном деформированном состоянии (штамповка) и после проведения огневых испытаний. Общий вид изломов приведен на рис. 13, *а* и рис. 14, *а*. В образце, вырезанном из штамповки сплава ВМД16 в исходном состоянии (после деформации), разрушение прошло внутризеренно по хрупким частицам упрочняющей фазы и с образованием мелкоямочного рельефа (рис. 13, *б*). В образце 2, подвергшемся воздействию пламени горелки, разрушение прошло с образованием малопластичного ямочного рельефа, хрупкого разрушения по упрочняющей фазе не наблюдается (рис. 14, *б*).

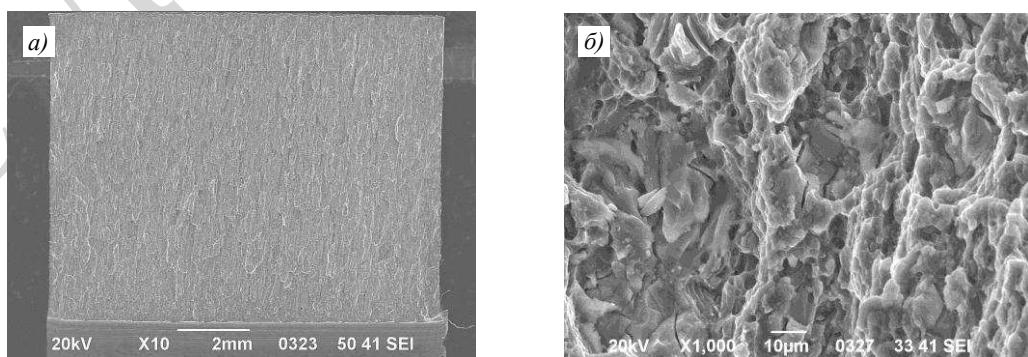


Рис. 13. Строение излома образца из штамповки сплава ВМД16 в исходном состоянии (после деформации): *а* – общий вид излома; *б* – внутризеренное разрушение

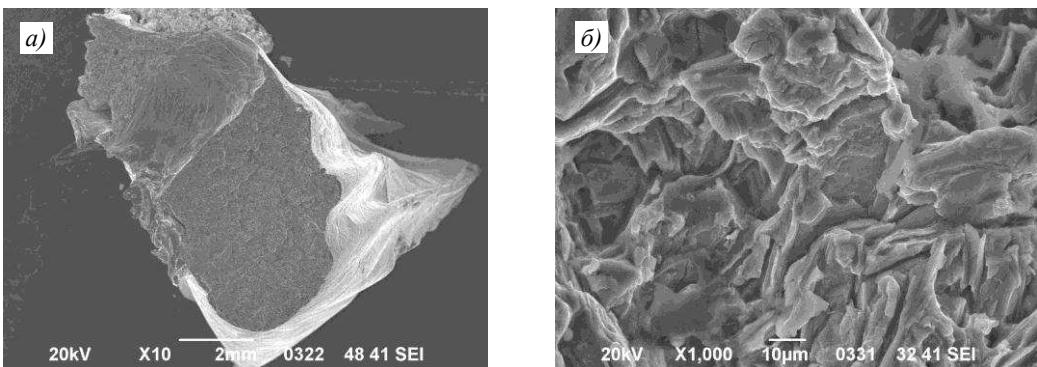


Рис. 14. Строение излома образца 2 из штамповки сплава ВМД16, подвергшегося воздействию пламени горелки: *а* – общий вид излома; *б* – внутризеренное разрушение

Заключения

Установлено, что минимальный температурный порог воспламенения образцов из магниевого сплава ВМД16 системы Mg–Zn–Zr–РЗЭ составляет ≥ 833 °С, что, по мнению зарубежных коллег, позволяет считать сплав пожаробезопасным [25]. Высокую температуру воспламенения данного сплава можно объяснить наличием в его составе легирующих элементов из иттриевой и цериевой подгруппы.

Микроструктура образцов из сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний соответствует структуре сплава в литом состоянии, пластины LPSO-фазы в объеме зерна преимущественно однослойные. Высокотемпературное воздействие пламенем газовой горелки вызывает растворение эвтектической составляющей сплава и увеличение концентрации иттрия в магниевой матрице.

Увеличение концентрации растворенного в магниевой матрице иттрия, приводящее к образованию на поверхности образцов термостойкой защитной оксидной пленки, состоящей из смеси оксидов MgO и Y₂O₃, следует учитывать как ключевой фактор, влияющий на повышение температуры воспламенения магниевого сплава ВМД16.

Список источников

- Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение: итоги и перспективы // Вестник Российской академии наук. 2002. Т. 72. № 1. С. 3–12.
- Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2002. М.: МИСИС; ВИАМ, 2002. С. 23–47.
- Припадчев А.Д., Султанов Н.З., Шаталова Т.Н., Тихонова О.А. Методика экономической оценки пассажирских самолетов: учеб. пособие. Оренбург: ОГУ, 2009. 121 с.
- Трофимов Н.В., Леонов А.А., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Литейные магниевые сплавы (обзор) // Труды ВИАМ. 2016. № 12 (48). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-12-1-1.
- Каблов Е.Н., Акинина М.В., Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Леонов А.А. Исследование особенностей фазового состава и тонкой структуры литейного магниевого сплава МЛ9 в литом и термообработанном состояниях // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
- Magnesium alloy economy seat design introduces new weight savings // Runway Girl Network: aviation news service. URL: <http://www.runawaygirlnetwork.com> (дата обращения: 01.11.2021).
- Волкова Е.Ф., Рохлин Л.Л., Овсянников Б.В. Современные деформируемые магниевые сплавы: состояние и перспективы применения в высокотехнологичных отраслях промышленности: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2021. 392 с.

8. Marker T. The Use of Magnesium in Airplane Interiors // The Sixth Triennial International Fire and Cabin Safety Research Conference. Atlantic City, 2010. URL: <http://www.fire.tc.faa.gov/2010Conference/conference.asp> (дата обращения: 02.11.2021).
9. Marker T. Task Group Session on New Flammability Test for Magnesium-Alloy Seat Structure // International Aircraft Materials Fire Test Working Group Meeting. Bremen, 2011. URL: <http://www.fire.tc.faa.gov/meetings/meetings.asp> (дата обращения: 02.11.2021).
10. Фролов А.В., Мухина И.Ю., Леонов А.А., Уридия З.П. Влияние легирования редкоземельными металлами на свойства и структуру литейного магниевого сплава экспериментального состава системы Mg–Zr–Zn–Y–Nd // Труды ВИАМ. 2016. № 3 (39). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-3-3.
11. Волкова Е.Ф., Акинина М.В., Мостяев И.В. Пути повышения основных механических характеристик магниевых деформируемых сплавов // Труды ВИАМ. 2017. № 10 (58). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-2-2.
12. Леонов А.А., Трофимов Н.В., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Тенденции развития литейных магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.
13. Dvorsky D., Kubasek J., Vojtech D., Minarik P. Novel aircraft Mg–Y–Gd–Ca alloys with high ignition temperature and suppressed flammability // Materials Letters. 2020. Vol. 264. Art. 127313. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.
14. Kubásek J., Minárik P., Hosová K. et al. Novel magnesium alloy containing Y, Gd and Ca with enhanced ignition temperature and mechanical properties for aviation applications // Journal of Alloys and Compounds. 2021. Vol. 877. Art. 160089. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.160089.
15. Dvorsky D., Kubasek J., Vojtech D. et al. The effect of Y, Gd and Ca on the ignition temperature of extruded magnesium alloys // Materials and technology. 2020. Vol. 54. Is. 5. P. 669–675. DOI: 10.17222/mit.2019.284.
16. Дуюнова В.А., Уридия З.П. Исследование воспламеняемости литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr // Литейщик России. 2012. № 11. С. 21–23.
17. Fan J., Chen Z., Yang W. et al. Effect of yttrium, calcium and zirconium on ignition-proof principle and mechanical properties of magnesium alloys // Journal of Rare Earth. 2012. Vol. 30. P. 74–78.
18. Ding J., Zhao W.M., Qin L., Li Y.Y. Study of Ca and Ce additions on different ignition resistance behavior of magnesium alloy // Materials Science Forum. 2014. Vol. 788. P. 7–11.
19. Han D., Zhang J., Huang J. et al. A review on ignition mechanisms and characteristics of magnesium alloys // Journal of Magnesium and Alloys. 2020. Vol. 8. P. 329–344.
20. Tekumalla S., Gupta M. An insight into ignition factors and mechanisms of magnesium based materials: a review // Materials & Design. 2017. Vol. 113. P. 84–98.
21. Волкова Е.Ф., Антипов В.В., Заводов А.В. Исследование тонкой структуры и фазового состава магниевого сплава ВМД16 в литом и гомогенизированном состояниях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2019. № 3. С. 3–8.
22. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В. О природе жаропрочности деформируемого магниевого сплава системы Mg–Zn–Zr–PЗЭ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2021. № 4 (790). С. 21–27.
23. 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.
24. Ravi Kumar N.V., Blandin J.J., Suèry M., Grosjean E. Effect of alloying elements on the ignition resistance of magnesium alloys // Scripta Materialia. 2003. Vol. 49. P. 225–230. DOI: 10.1016/S1359-6462(03)00263-X.
25. Liu M., Shih D.S., Parish C., Atrens A. The ignition temperature of Mg alloys WE43, AZ31 and AZ91 // Corrosion Science. 2012. Vol. 54. P. 139–142. DOI: 10.1016/j.corsci.2011.09.004.

26. Liu C., Lu S., Fu Y., Zhang H. Flammability and the oxidation kinetics of the magnesium alloys AZ31, WE43, and ZE10 // Corrosion Science. 2015. Vol. 100. P. 177–185. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.07.020.
27. Aydin D.S., Bayindir Z., Hoseini M., Pekguleryuz M.O. The high temperature oxidation and ignition behavior of Mg–Nd alloys. Part I: The oxidation of dilute alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2013. Vol. 569. P. 35–44.
28. Kim Y.M., Yim C.D., Kim H.S., You B.S. Key factor influencing the ignition resistance of magnesium alloys at elevated temperatures // Scripta Materialia. 2011. Vol. 65. P. 958–961. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.08.019.
29. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В., Алиханян А.А. Особенности влияния бесфлюсовой плавки на структуру и свойства магниевого сплава ВМД16 в литом состоянии // Металловедение и термическая обработка металлов. 2021. № 8 (794). С. 18–25.
30. Kawamura Y., Yamasaki M. Formation and Mechanical Properties of Mg97Zn1RE2 Alloys with Long-Period Stacking Ordered Structure // Materials Transactions. 2007. Vol. 48. Is. 11. P. 2986–2992.
31. Hagihara K., Kinoshita A., Sugino Y. et al. Effect of long-period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg97Zn1Y2 extruded alloy // Acta Materialia. 2010. Vol. 58. P. 6282–6293.
32. Hagihara K., Yokotani N., Umakoshi Y. Plastic deformation behavior of Mg12YZn with 18R long-period stacking ordered structure // Intermetallics. 2010. Vol. 18. P. 267–276.
33. Abe E., Ono A., Itoi T. et al. Polytypes of long-period stacking structures synchronized with chemical order in a dilute Mg–Zn–Y alloy // Philosophical Magazine Letters. 2011. Vol. 91. Is. 10. P. 690–696.
34. Hagihara K., Kinoshita A., Fukusumi Y. High-temperature compressive deformation behavior of Mg97Zn1Y2 extruded alloy containing a long period stacking ordered (LPSO) phase // Material Science and Engineering: A. 2013. Vol. 560. P. 71–79.
35. Noda M., Matsumoto R., Kawamura Y. Forging Induces Changes in the Formability and Microstructure of Extruded Mg96Zn2Y2 Alloy with a Long-Period Stacking Order Phase // Material Science and Engineering: A. 2013. Vol. 563. P. 21–27.

References

1. Kablov E.N. Aviation materials science: results and prospects. Vestnik Rossiyskoy akademii nauk, 2002, vol. 72, no. 1, pp. 3–12.
2. Kablov E.N. Aviation materials science in the 21st century. Prospects and tasks. Aviation materials. Selected works of VIAM 1932–2002. Moscow: MISIS; VIAM, 2002, pp. 23–47.
3. Podadchev A.D., Sultanov N.Z., Shatalova T.N., Tikhonova O.A. Methodology for economic assessment of passenger aircraft: textbook. Orenburg: OSU, 2009, 121 p.
4. Trofimov N.V., Leonov A.A., Duyunova V.A., Uridiya Z.P. Cast magnesium alloys (review). Trudy VIAM, 2016, no. 12, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-12-1-1.
5. Kablov E.N., Akinina M.V., Volkova E.F., Mostyaev I.V., Leonov A.A. The research of aspects of phase composition and fine structure of magnesium alloy ML9 in the as-cast and heat-treated conditions. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2020, no. 2 (59), pp. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
6. Magnesium alloy economy seat design introduces new weight savings. Runway Girl Network: aviation news service. Available at: <http://www.runawaygirlnetwork.com> (accessed: November 01, 2021).
7. Volkova E.F., Rokhlin L.L., Ovsyannikov B.V. Modern deformable magnesium alloys: the state and prospects of use in high-tech industries: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2021, 392 p.
8. Marker T. The Use of Magnesium in Airplane Interiors. The Sixth Triennial International Fire and Cabin Safety Research Conference. Atlantic City, 2010. Available at: <http://www.fire.tc.faa.gov/2010Conference/conference.asp> (accessed: November 02, 2021).

9. Marker T. Task Group Session on New Flammability Test for Magnesium-Alloy Seat Structure. International Aircraft Materials Fire Test Working Group Meeting. Bremen, 2011. Available at: <http://www.fire.tc.faa.gov/meetings/meetings.asp> (accessed: November 02, 2021).
10. Frolov A.V., Muhina I.Yu., Leonov A.A., Uridiya Z.P. An influence of rare-earth metals doping on properties and structure of the experimental Mg–Zr–Zn–Y–Nd casting magnesium alloy. Trudy VIAM, 2016, no. 3, paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-3-3.
11. Volkova E.F., Akinina M.V., Mostyaev I.V. The ways of rising of wrought magnesium alloys main mechanical characteristics. Trudy VIAM, 2017, no. 10 (58), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-2-2.
12. Leonov A.A., Trofimov N.V., Duyunova V.A., Uritia Z.P. Trends in the development of cast magnesium alloys with an increased ignition temperature (review). Trudy VIAM, 2021, no. 2 (96), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.
13. Dvorsky D., Kubasek J., Vojtech D., Minarik P. Novel aircraft Mg–Y–Gd–Ca alloys with high ignition temperature and suppressed flammability. Materials Letters, 2020, vol. 264, art. 127313. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.
14. Kubásek J., Minárik P., Hosová K. et al. Novel magnesium alloy containing Y, Gd and Ca with enhanced ignition temperature and mechanical properties for aviation applications. Journal of Alloys and Compounds, 2021, vol. 877, art. 160089. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.160089.
15. Dvorsky D., Kubasek J., Vojtech D. et al. The effect of Y, Gd and Ca on the ignition temperature of extruded magnesium alloys. Materials and technology, 2020, vol. 54, is. 5, pp. 669–675. DOI: 10.17222/mit.2019.284.
16. Duyunova V.A., Uridia Z.P. The study of the ignorance of casting magnesium alloys of the system Mg–Zn–Zr. Liteyshchik Rossii, 2012, no. 11, pp. 21–23.
17. Fan J., Chen Z., Yang W. et al. Effect of yttrium, calcium and zirconium on ignition-proof principle and mechanical properties of magnesium alloys. Journal of Rare Earth, 2012, vol. 30, pp. 74–78.
18. Ding J., Zhao W.M., Qin L., Li Y.Y. Study of Ca and Ce additions on different ignition resistance behavior of magnesium alloy. Materials Science Forum, 2014, vol. 788, pp. 7–11.
19. Han D., Zhang J., Huang J. et al. A review on ignition mechanisms and characteristics of magnesium alloys. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, vol. 8, pp. 329–344.
20. Tekumalla S., Gupta M. An insight into ignition factors and mechanisms of magnesium based materials: a review. Materials & Design, 2017, vol. 113, pp. 84–98.
21. Volkova E.F., Antipov V.V., Zavodov A.V. The study of the thin structure and phase composition of the magnesium alloy VMD16 in a cast and homogenized states. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, 2019, no. 3, pp. 3–8.
22. Volkova E.F., Mostyaev I.V., Akinina M.V. On the nature of the heat resistance of the deformable magnesium alloy of the system Mg–Zn–Zr–RZ·E. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, 2021, no. 4 (790), pp. 21–27.
23. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». Aviacionnye materialy i tehnologii, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
24. Ravi Kumar N.V., Blandin J.J., Suèry M., Grosjean E. Effect of alloying elements on the ignition resistance of magnesium alloys. Scripta Materialia, 2003, vol. 49, pp. 225–230. DOI: 10.1016/S1359-6462(03)00263-X.
25. Liu M., Shih D.S., Parish C., Atrens A. The ignition temperature of Mg alloys WE43, AZ31 and AZ91. Corrosion Science, 2012, vol. 54, pp. 139–142. DOI: 10.1016/j.corsci.2011.09.004.
26. Liu C., Lu S., Fu Y., Zhang H. Flammability and the oxidation kinetics of the magnesium alloys AZ31, WE43, and ZE10. Corrosion Science, 2015, vol. 100, pp. 177–185. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.07.020.

27. Aydin D.S., Bayindir Z., Hoseini M., Pekguleryuz M.O. The high temperature oxidation and ignition behavior of Mg–Nd alloys. Part I: The oxidation of dilute alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 569, pp. 35–44.
28. Kim Y.M., Yim C.D., Kim H.S., You B.S. Key factor influencing the ignition resistance of magnesium alloys at elevated temperatures. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 65, pp. 958–961. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.08.019.
29. Volkova E.F., Mostyaev I.V., Akinina M.V., Alikhanyan A.A. Features of the influence of unstealous melting on the structure and properties of the magnesium alloy VMD16 in a cast in a state. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2021, no. 8 (794), pp. 18–25.
30. Kawamura Y., Yamasaki M. Formation and Mechanical Properties of Mg97Zn1RE2 Alloys with Long-Period Stacking Ordered Structure. *Materials Transactions*, 2007, vol. 48, is. 11, pp. 2986–2992.
31. Hagihara K., Kinoshita A., Sugino Y. et al. Effect of long-period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg97Zn1Y2 extruded alloy. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, pp. 6282–6293.
32. Hagihara K., Yokotani N., Umakoshi Y. Plastic deformation behavior of Mg12YZn with 18R long-period stacking ordered structure. *Intermetallics*, 2010, vol. 18, pp. 267–276.
33. Abe E., Ono A., Itoi T. et al. Polytypes of long-period stacking structures synchronized with chemical order in a dilute Mg–Zn–Y alloy. *Philosophical Magazine Letters*, 2011, vol. 91, is. 10, pp. 690–696.
34. Hagihara K., Kinoshita A., Fukusumi Y. High-temperature compressive deformation behavior of Mg97Zn1Y2 extruded alloy containing a long period stacking ordered (LPSO) phase. *Material Science and Engineering: A*, 2013, vol. 560, pp. 71–79.
35. Noda M., Matsumoto R., Kawamura Y. Forging Induces Changes in the Formability and Microstructure of Extruded Mg96Zn2Y2 Alloy with a Long-Period Stacking Order Phase. *Material Science and Engineering: A*, 2013, vol. 563, pp. 21–27.

Информация об авторах

Акинина Мария Владимировна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Волкова Екатерина Федоровна, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Алиханян Арман Артакович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Maria V. Akinina, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Ekaterina F. Volkova, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Arman A. Alikhanyan, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 20.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.12.2021.

The article was submitted 20.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 22.12.2021.

Научная статья

УДК 666.3

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-75-83

СПОСОБЫ СОЕДИНЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC С КЕРАМИЧЕСКИМИ И МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ МАТЕРИАЛАМИ (обзор)

С.А. Евдокимов¹, Н.Е. Щеголева¹, А.А. Качаев¹

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

Аннотация. Рассмотрены методы соединения керамоматричных композиционных материалов на основе карбида кремния, армированных непрерывными волокнами карбида кремния либо углерода, керамических и металлических материалов. Определены основные проблемы и пути их решения при проведении процессов склеивания и высокотемпературной пайки. Регулировка состава припоя, контроль толщины межфазного реакционного слоя и согласование температурного коэффициента линейного расширения позволит получать качественные соединения керамических материалов на основе SiC и металлов, что в свою очередь обеспечит изготовление деталей сложного профиля.

Ключевые слова: керамические композиционные материалы, пайка, сварка, металлические композиционные материалы, карбид кремния, реакционно-связанный карбид кремния, диффузионное соединение

Для цитирования: Евдокимов С.А., Щеголева Н.Е., Качаев А.А. Способы соединения керамических композиционных материалов на основе SiC с керамическими и металлическими материалами (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 07. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-75-83.

Scientific article

METHODS FOR JOINING CERAMIC COMPOSITE MATERIALS BASED ON SiC WITH CERAMIC AND METALLIC MATERIALS (review)

S.A. Evdokimov¹, N.E. Shchegoleva¹, A.A. Kachaev¹

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

Abstract. Methods of joining ceramic-matrix composite materials based on silicon carbide, reinforced with continuous fibers of silicon carbide or carbon, with ceramic and metallic materials are considered. The main problems and the ways to solve them during the processes of gluing and high-temperature soldering, are determined. Adjusting the composition of the solder, controlling the thickness of the interfacial reaction layer and matching the coefficient of thermal expansion will make it possible to obtain high-quality joints of ceramic materials based on SiC and metals, which in turn will ensure the manufacture of parts with a complex profile.

Keywords: ceramic composite materials, brazing, welding, metal composite materials, silicon carbide, reaction bonded silicon carbide, diffusion bonding

For citation: Evdokimov S.A., Shchegoleva N.E., Kachaev A.A. Methods for joining ceramic composite materials based on SiC with ceramic and metallic materials (review). Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 07. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-75-83.

Введение

В настоящее время для изготовления деталей газотурбинных и турбореактивных двигателей самолетов применяют материалы нового поколения, такие как керамоматричные композиционные материалы (КМК) на основе карбида кремния (SiC), армированные непрерывными волокнами карбида кремния либо углерода, керамические и металлокерамические композиционные материалы. Данные материалы используются для изготовления деталей, подвергающихся термомеханическому воздействию в процессе эксплуатации двигателя [1–3]. В отличие от традиционных материалов КМК сохраняют прочностные характеристики даже при высоких температурах, что в свою очередь снижает требования к системе охлаждения. Обладая значительно меньшей массой, по сравнению с традиционными жаропрочными сплавами, КМК являются безальтернативным выбором при проектировании установок нового поколения. Тем не менее при явных преимуществах данного типа материалов имеются и значительные проблемы, которые возникают при креплении к деталям, выполненным из металлокодергящих материалов [4]. Свойства керамики, которые делают ее привлекательной по отношению к традиционным материалам, являются серьезным препятствием при получении качественного соединения. Из-за химической инертности керамических и керамоматричных композиционных материалов затруднено использование методов, применяемых для соединения металлов. Поэтому для получения соединения надлежащего качества требуется приложение высоких температур и давления [5].

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

Проблемы соединения

Среди методов соединения, используемых в настоящее время, можно найти обычную механическую сборку клепочного или болтового типа. Такой тип сборки часто оказывается неподходящим из-за больших объема и массы и/или плохих динамических характеристик получаемого соединения. Известны также методы соединения, в которых используется пайка (реакционная, нереакционная и диффузионная) для сборки вместе двух частей из КМК, керамического и металлокодергящего композиционного материала. Тем не менее данные методы трудно использовать для пайки деталей из керамического и металлокодергящего материала по причине значительного различия термомеханических и физико-химических свойств материалов. Таким примером является температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) [6, 7], значения которого для некоторых материалов приведены в табл. 1.

Значения ТКЛР для металлического сплава в 2–5 раз превышают значения аналогичного параметра для используемых КМК и керамических композиционных материалов, что создает значительные трудности во время охлаждения деталей после проведения процессов пайки, сварки и соединения, а также в процессе эксплуатации. Относительная усадка металлической детали приводит к образованию зоны сжатия и зоны растяжения соответственно в месте паяного соединения с деталью из керамического материала. Это приводит к возникновению изгибающего напряжения в месте соединения, которое может привести к разрушению одной из деталей. Обычно разрушению подвергаются детали, выполненные из КМК и керамического композиционного материала, поскольку данный тип материалов обладает низкими ударными характеристиками, что в свою очередь приводит к возникновению локальной деформации паяного соединения. Кроме того, из-за высокой реакционной способности между углеродом (или SiC) и металлами, в наибольшей степени с переходными, керамическими и металлическими деталями образуются хрупкие химические соединения типа MeC , MeSi или кремнезема. Такие соединения значительно снижают прочностные характеристики соединения.

Таблица 1

**Температурные коэффициенты линейного расширения (ТКЛР)
для некоторых материалов**

Материал	ТКЛР: $\alpha \cdot 10^6, K^{-1}$
Cf/SiC	3,0–3,1
Ti	8
Al	23,5
Cu	16,5
Ni	13
Ag	19,5
Nb	7,2
Mo	5,2
W	4,43
Zr	5,2
Co	6,8
Ta	6,7
C	1,5
TiAl	10,8
CrMo	12,5
SiC	4,8
Ti ₃ SiC ₂	9,1
TiC	7,4

Соединение с использованием методов диффузии

Одним из вариантов снижения рассогласованности значений температурного коэффициента линейного расширения является [8] соединение композиционного материала с керамической матрицей SiC и металла через нанопленку в виде фольги. Нанофольга из титана и алюминия толщиной 15–100 нм при общей толщине 30–100 мкм используется в качестве припоя. Диффузионное соединение композиционного материала с керамической матрицей SiC и металла может быть реализовано при температуре не более 1200 °C, тогда прочность соединений на сдвиг при комнатной температуре достигает 180–300 МПа. При этом установлено, что температура сварки не влияет на структуру и свойства свариваемого металла. Значительное влияние на качество сварного шва оказывает продолжительность выдержки. На рис. 1 показана микроструктура сварного шва соединения композиционного материала с керамической матрицей SiC и металла с использованием титановой фольги [8].

С увеличением продолжительности выдержки с 1 до 4 ч наблюдается снижение микротрещин в сварном шве. Следует отметить значительную разницу качества шва при переходе от 1 до 2 ч выдержки. Это связано с изменением карбосилицидных фаз и снижением термического напряжения в процессе охлаждения.

В патente [9] показан способ соединения композиционного материала с керамической матрицей SiC через нанопленку из титана и алюминия. Способ представляет собой технологию диффузионного соединения композиционного материала с керамической матрицей SiC через нанофольгу и относится к области сварочного производства. Для получения плотного соединения между композиционными материалами и керамоматричными композитами на основе SiC традиционно используют припой систем Ag–Cu–Ti и Cu–Ti, однако термостойкость данных соединений не превышает 500 °C, поэтому предложено использовать припой в виде многослойной наноразмерной фольги из титана и алюминия с последующим формированием в горячем прессе. Результатом данного метода является высокая прочность соединения при температуре 1100 °C.

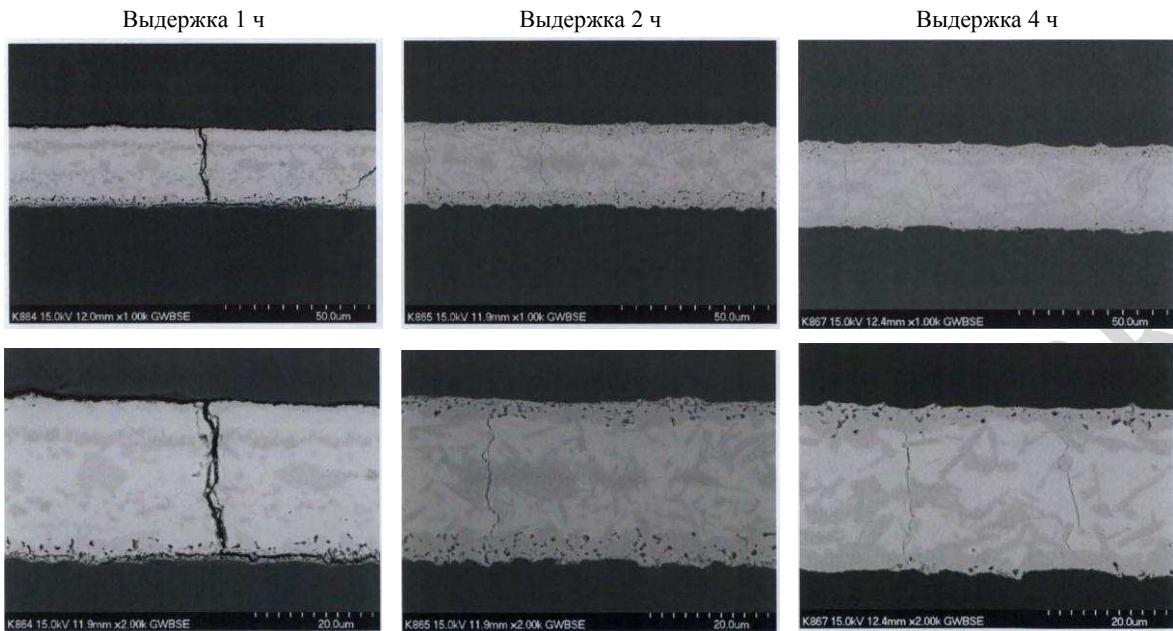


Рис. 1. Микроструктура сварного шва соединения композиционного материала с керамической матрицей SiC и металла с использованием титановой фольги

Керамика на основе SiC имеет низкие значения ударной вязкости и пластической деформации даже при высоких температурах, в связи с чем возникают трудности при применении методов соединения, в которых предусмотрено создание давления. Поэтому для соединения материалов из SiC разработан метод термохимического связывания, который основан на высокотемпературном капиллярном действии, диффузии и межфазных реакциях между припоем и соединяемыми деталями. Для обеспечения согласованности по значениям ТКЛР и необходимой прочности соединения выбран твердый припой в виде сплава на основе кремния (<50 % (по массе)) и двух металлов из группы хрома, кобальта, железа и ванадия. Припой наносится равномерно на все соединяемые поверхности с последующей термообработкой при температуре не более 1600 °С в инертной атмосфере. Получаемые таким образом соединения обладают повышенными физико-механическими свойствами, что позволяет использовать данный метод для изготовления деталей, испытывающих повышенные механические напряжения [10].

Реакционная и нереакционная пайка

В патенте [11] рассмотрен метод соединения деталей из керамического композиционного и металлосодержащего материала. Метод основан на реакционной пайке с применением припоя типа Al–Si. Данный метод подходит для соединения деталей, выполненных из реакционно-связанного карбида кремния с остаточной пористостью и легирующей добавкой в виде несвязанного алюминия. Припой типа Al–Si обладает высокой теплопроводностью и промежуточным интервалом плавления по сравнению с припоями типа Cu–Si и Au–Si. Полученные соединения обладают высокими эксплуатационными свойствами и могут быть использованы в различных областях промышленности.

Применение нереакционной пайки [12] с использованием припоя на основе никеля, кремния и алюминия с последующей термообработкой при температуре, не превышающей 1150 °С, позволяет получить соединение, обладающее высокой твердостью,

трещиностойкостью, термостойкостью, низкой плотностью, низким ТКЛР и высокой жесткостью, однако рабочая температура полученного соединения не превышает 1000 °С. Компания Snecma для соединения деталей, выполненных из металла и керамики на основе SiC и/или углерода, предложила способ, относящийся к высокотемпературной пайке. На деталь, изготовленную из сплава на основе никеля, наносили припой типа NiFeCrSiTi, а на деталь, изготовленную из керамического композиционного материала на основе карбida кремния, наносили припой, представляющий собой эвтектическую смесь ZrSi₂ и Si, затем проводили термообработку в несколько этапов. Первый этап проводили при температуре выше температуры ликвидус припоя NiFeCrSiTi с последующим охлаждением, второй этап – при температуре выше температуры ликвидуса припоя ZrSi₂ и Si с последующим охлаждением.

Пайка композиционных материалов на основе SiC в основном достигается за счет взаимодействия между углеродом и компонентами промежуточного слоя с образованием химических связей [13–15]. Прочность соединения во многом зависит от типа, размера и распределения смеси, т. е. степени реакции на границе раздела. Недостаточная скорость и полнота протекания реакции приведет к ослаблению межфазного взаимодействия, в то время как чрезмерное протекание реакции – к снижению прочностных характеристик получаемого соединения с образованием более хрупких фаз на границе раздела. Поэтому при проведении процесса пайки необходимо контролировать толщину интерметаллидного слоя путем выбора соответствующих технологических параметров процесса [16, 17]. Одним из таких параметров является температура. Выбор температуры пайки должен основываться на температурах солидус и ликвидус для выбранного припоя для полноты протекания процесса взаимодействия на границе раздела [18, 19].

Соединение с использованием полимерной клеевой композиции

Рассмотрен способ соединения керамических и композиционных материалов, включающий подготовку соединяемых поверхностей, нанесение слоя полимерной клеевой композиции, содержащей поликарбосилан (ПКС), полиорганосилазан (ПСЗ), органический пероксид (пероксид дикумила, бензоила, трет-бутила, лаурила) в качестве отвердителя и порошковый наполнитель в виде карбida кремния, углерода, оксидов алюминия, циркония, иттрия, а также нитрида и карбida бора, с последующей термообработкой при температуре 700–1600 °С в атмосфере инертного газа. Результаты соединения керамических материалов с использованием органических клеевых соединений представлены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты соединения керамических материалов с использованием органических наполнителей [20]

Материал	Состав клеевой композиции		Прочность при сдвиге, МПа (при 20 °С)
	кремнийорганическое связующее	порошковый наполнитель	
SiC/SiC	ПКС-1 + ПСЗ-2 + перекись лаурила	SiC	520
SiC/C	ПКС-2 + ПСЗ-1 + перекись трет-бутила	SiC + C	260
Al ₂ O ₃ /SiC	ПКС-1 + ПСЗ-1 + перекись лаурила	Al ₂ O ₃ + SiC + Y ₂ O ₃ + ZrO ₂	590
Si ₃ N ₄ /SiC	ПКС-1 + ПСЗ-1 + перекись бензоила	Si ₃ N ₄ + SiC	640
SiC/BN	ПКС-1 + ПСЗ-1 + перекись дикумила	SiC + B ₄ C + BN	490

Как следует из данных, представленных в табл. 2, способ позволяет получать kleевые соединения керамических и композиционных материалов, обладающих высокими механическими и прочностными характеристиками, – со значениями прочности при сдвиге 260–640 МПа. Это объясняется тем, что в предлагаемом способе соединения керамических и композиционных материалов совокупность состава kleевой композиции и режимов термообработки соединяемых материалов приводит к образованию с высоким выходом (не менее 90 % (по массе)) неорганического остатка, представляющего собой сложную гетерогенную смесь нитрида и карбида кремния с порошковым наполнителем. При этом происходит диффузионное проникновение элементов kleевого состава и продуктов его термодеструкции через поверхность соединяемых материалов, что еще более усиливается за счет чисто физических процессов в случае материалов с открытой пористостью. Высокие эксплуатационные свойства kleевых конструкций остаются практически постоянными в широком интервале температур – от 20 до 1600 °C [20].

Комбинированный метод соединения

Исследования по соединению монолитной керамики SiC и металлического сплава Kovar (аналоги – сплавы НК29 и НК29-ВИ) представлены в работе [21]. Процесс соединения сплава и монолитной керамики представляет собой комбинацию высокотемпературной пайки и kleевого соединения. Припой Ni–Si (наполняющий слой) в виде пасты наносили на молибденовый диск с последующей сушкой на воздухе. Затем композицию SiC/(Ni–Si)Mo/Kovar соединяли при температуре 1350 °C в течение 10 мин в вакууме. Скорость нагрева составила 10 и 5 °C/мин до и после 1300 °C соответственно. Для обеспечения контакта между слоями использовали оснастку с механическим зажимом (усилие ~1 кПа). Исследование микроструктуры образцов соединения SiC/Kovar проводили при помощи оптического и электронного сканирующего микроскопа (SEM) с EDS-анализом.

На рис. 2 показана микроструктура поперечного сечения соединения SiC/Kovar, полученного в результате соединения многослойной системы SiC/Ni–Si/Mo/Kovar при проведении процессов склеивания и высокотемпературной пайки. Элементный состав области соединения приведен в табл. 3.

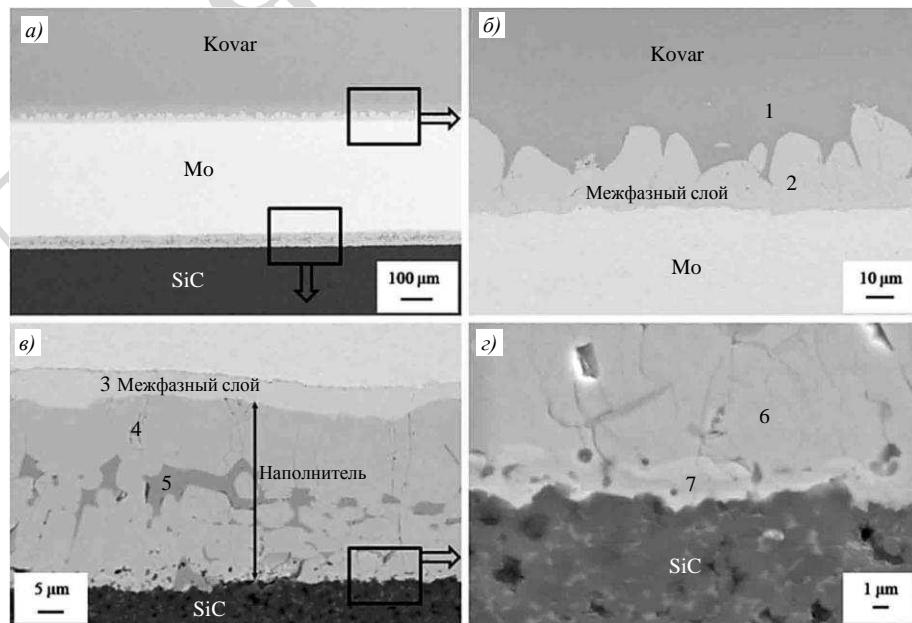


Рис. 2. Микроструктура соединения SiC/Kovar (a), межфазная граница Kovar/Mo (б), зона Mo/Ni–Si/SiC (в) и межфазная граница SiC/Ni–Si (г) [20]

Таблица 3

Элементный состав зон соединения SiC/Kovar [21]

Условный номер зоны	Содержание элементов в зонах соединения, % (атомн.)				
	Fe	Ni	Co	Mo	Si
1	45,4	31,0	11,2	12,4	—
2	28,7	14,0	8,5	47,5	1,3
3	—	1,5	—	63,1	35,4
4	4,1	23,2	1,7	36,9	34,1
5	10,9	49,3	3,3	—	36,5
6	2,1	21,2	0,6	38,9	37,2
7	—	16,7	—	51,0	34,3

На рис. 2, *a*, *в*, *г* показана граница раздела SiC/промежуточный слой. Следует отметить, что взаимодействие керамики и промежуточного слоя с образованием новых соединений отсутствует. На границах раздела Kovar/Mo и Mo/Ni–Si (рис. 2, *б*, *в*) наблюдается рост межфазных слоев за счет активного взаимодействия компонентов kleевой композиции. Кроме того, в наполняющем слое (рис. 2, зоны 4 и 6) обнаружены следы компонентов металлического сплава (Fe и Co) и высокое содержание Ni без Mo (рис. 2, зона 5). Наличие Fe и Co обусловлено капиллярной инфильтрацией жидкой фазы на границе Kovar/Mo в границу раздела SiC/Ni–Si.

Применение рассмотренных методов позволит получать качественные соединения керамических материалов на основе SiC и металлов, что в свою очередь обеспечит изготовление деталей сложного профиля.

Заключения

Все большее применение при изготовлении узлов и деталей перспективной техники находят керамические и керамоматричные материалы. Благодаря своим уникальным свойствам данные материалы позволяют значительно повысить характеристики готового изделия. Однако следует отметить, что свойства, которые делают керамику привлекательной по отношению к традиционным материалам, являются серьезным препятствием при получении качественных соединений. Из-за химической инертности керамических и керамоматричных композиционных материалов затруднено использование методов, применяемых для соединения металлов. Решением поставленных задач является регулировка состава припоя и контроль толщины межфазного реакционного слоя, а также разработка высокотемпературных припоев, которые могут сохранить превосходные высокотемпературные характеристики композитов на основе керамической матрицы.

Решение поставленных задач в совокупности с применением рассмотренных методов позволит получать качественные соединения керамических материалов на основе SiC и металлов, что в свою очередь обеспечит изготовление деталей сложного профиля.

Список источников

- 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.
- 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: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-24-38.

3. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексашин В.М. Углепластики на основе бензоксазиновых олигомеров – перспективные материалы // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
4. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Jadoon A.K. Employing reactive synthesis for metal to ceramic joining for high temperature applications // Journal of Materials Science. 2004. No. 39. P. 593–604.
6. Palit D., Meier A. Reaction kinetics and mechanical properties in the reactive brazing of copper to aluminum nitride // Journal of Materials Science. 2006. No. 41 (21). P. 7197–7209.
7. Park J.-W. A Framework for Designing Interlayers for Ceramic-to-Metal Joints // Massachusetts Institute of Technology. 2002. P. 18–24.
8. Greenhut V.A. Joining of Ceramic-Metal Systems: An Overview // Concise Encyclopedia of Advanced Ceramic Materials. 1991. P. 259–263. DOI: 10.1016/B978-0-08-034720-2.50074-5.
9. Technology for diffusion connection of SiC ceramic matrix composite through nano foil: pat. CN 105585326 A; filed 24.12.15; publ. 18.05.16.
10. Braze for silicon carbide bodies: pat. US 5447683; filed 08.11.93; publ. 05.09.95.
11. Method for brazing ceramic-containing bodies, and articles made thereby: pat. US 7270885 B1; filed 15.11.04; publ. 18.09.07.
12. Compositions for joining and assembling parts made of sic-based materials: pat. FR 1051870; filed 09.09.05; publ. 16.03.10.
13. Hafez K.M., El-Sayed M.H., Naka M. Joining of alumina ceramics to metals // Science and Technology of Welding & Joining. 2005. No. 10 (2). P. 125–130. DOI: 10.1179/174329305X19312.
14. Schwartz M.M. Brazing. ASM International, 2003. P. 7–13.
15. Hunt R.M., Goods S.H., Ying A. et al. Diffusion Bonding Beryllium to Reduced Activation Ferritic Martensitic Steel: Development of Processes and Techniques // Fusion Engineering and Design. 2012. No. 87. P. 1550–1557.
16. Blugan G., Kuebler J., Bissig V., Janczak-Rusch J. Brazing of silicon nitride ceramic composite to steel using SiC-particle-reinforced active brazing alloy // Ceramics International. 2007. No. 33 (6). P. 1033–1039.
17. Laser brazing for ceramic-to-metal joining: pat. US 5407119; filed 10.12.92; publ. 18.04.95.
18. Bissig V., Galli M., Janczak-Rusch J. Comparison of three different active filler metals used for brazing ceramic-to-ceramic and ceramic-to-metal // Advanced Engineering Materials. 2006. No. 8 (3). P. 191–196.
19. Galli M., Botsis J., Janczak-Rusch J. Relief of the residual stresses in ceramic-metal joints by a layered braze structure // Advanced Engineering Materials. 2006. No. 8 (3). P. 197–201.
20. Способ соединения керамических и композиционных материалов: пат. RU 2047636 C1; заявл. 14.07.92; опубл. 10.11.95.
21. Liu G.W., Valenza F., Muolo M.L., Passerone A. SiC/SiC and SiC/Kovar joining by Ni–Si and Mo interlayers // Journal of Materials Science. 2010. No. 16 (45). P. 4299–4307.

References

1. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Svetlov I.L. Highly efficient cooling of GTE hot section blades. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. 2 (47), pp. 3–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-3-14.
2. Kablov E.N., Bondarenko Yu.A., Echin A.B. Development of technology of cast superalloys directional solidification with variable controlled temperature gradient. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. S, pp. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
3. Kablov E.N., Valueva M.I., Zelenina I.V., Khmelnitskiy V.V., Aleksashin V.M. Carbon plastics based on benzoxazine oligomers – perspective materials. Trudy VIAM, 2020, no. 1, paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 11, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.

4. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Jadoon A.K. Employing reactive synthesis for metal to ceramic joining for high temperature applications. Journal of Materials Science, 2004, no. 39, pp. 593–604.
6. Palit D., Meier A. Reaction kinetics and mechanical properties in the reactive brazing of copper to aluminum nitride. Journal of Materials Science, 2006, no. 41 (21), pp. 7197–7209.
7. Park J.-W. A Framework for Designing Interlayers for Ceramic-to-Metal Joints. Massachusetts Institute of Technology, 2002, pp. 18–24.
8. Greenhut V.A. Joining of Ceramic–Metal Systems: An Overview. Concise Encyclopedia of Advanced Ceramic Materials, 1991, pp. 259–263. DOI: 10.1016/B978-0-08-034720-2.50074-5.
9. Technology for diffusion connection of SiC ceramic matrix composite through nano foil: pat. CN 105585326 A; filed 24.12.15; publ. 18.05.16.
10. Braze for silicon carbide bodies: pat. US 5447683; filed 08.11.93; publ. 05.09.95.
11. Method for brazing ceramic-containing bodies, and articles made thereby: pat. US 7270885 B1; filed 15.11.04; publ. 18.09.07.
12. Compositions for joining and assembling parts made of sic-based materials: pat. FR 1051870; filed 09.09.05; publ. 16.03.10.
13. Hafez K.M., El-Sayed M.H., Naka M. Joining of alumina ceramics to metals. Science and Technology of Welding & Joining, 2005, no. 10 (2), pp. 125–130. DOI: 10.1179/174329305X19312.
14. Schwartz M.M. Brazing. ASM International, 2003, pp. 7–13.
15. Hunt R.M., Goods S.H., Ying A. et al. Diffusion Bonding Beryllium to Reduced Activation Ferritic Martensitic Steel: Development of Processes and Techniques. Fusion Engineering and Design, 2012, no. 87, pp. 1550–1557.
16. Blugan G., Kuebler J., Bissig V., Janczak-Rusch J. Brazing of silicon nitride ceramic composite to steel using SiC-particle-reinforced active brazing alloy. Ceramics International, 2007, no. 33 (6), pp. 1033–1039.
17. Laser brazing for ceramic-to-metal joining: pat. US 5407119; filed 10.12.92; publ. 18.04.95.
18. Bissig V., Galli M., Janczak-Rusch J. Comparison of three different active filler metals used for brazing ceramic-to-ceramic and ceramic-to-metal. Advanced Engineering Materials, 2006, no. 8 (3), pp. 191–196.
19. Galli M., Botsis J., Janczak-Rusch J. Relief of the residual stresses in ceramic-metal joints by a layered braze structure. Advanced Engineering Materials, 2006, no. 8 (3), pp. 197–201.
20. Method of combining ceramic and composite materials: pat. RU 2047636 C1; filed 14.07.92; publ. 10.11.95.
21. Liu G.W., Valenza F., Muolo M.L., Passerone A. SiC/SiC and SiC/Kovar joining by Ni–Si and Mo interlayers. Journal of Materials Science, 2010, no. 16 (45), pp. 4299–4307.

Информация об авторах

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

Щеголева Наталья Евгеньевна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Качаев Артем Алексеевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Natalya E. Shchegoleva, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 06.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.12.2021.

The article was submitted 06.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 17.12.2021.

Научная статья

УДК 699.81

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-84-97

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И РАСЧЕТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОГНЕ- И ТЕПЛОЗАЩИТЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

А.Н. Гаращенко¹, А.В. Виноградов¹, Н.В. Кобылков¹, А.А. Никольчинкин², Е.А. Антипов¹

¹ Акционерное общество «Центральный научно-исследовательский институт специального машиностроения», г. Хотьково, Московская обл., Россия; tsniiism@tsniiism.ru

² Акционерное общество «Корпорация «Московский институт теплотехники», Москва, Россия; info@corp-mit.ru

Аннотация. Рассмотрены результаты исследований на стенде лучистого нагрева образцов огнезащиты на основе базальтоволокнистого материала МБОР при воспроизведении условий высокотемпературного воздействия на конструкции и изделия при пожаре. На примере материала МБОР показана возможность оценки эффективного коэффициента теплопроводности подобных материалов при высоких температурах с использованием данных измерений температуры образцов при испытаниях. Продемонстрирована роль подобных экспериментальных исследований, а также теплотехнических расчетов, проводимых с учетом их результатов, как при выборе рациональных материалов и определении толщины огне- и теплозащиты, так и при подтверждении работоспособности конструкций и изделий при задаваемых условиях высокотемпературного воздействия.

Ключевые слова: огнезащита, теплозащита, базальтоволокнистые материалы, стандартный и углеводородный режим пожара, предел огнестойкости, эффективный коэффициент теплопроводности

Для цитирования: Гаращенко А.Н., Виноградов А.В., Кобылков Н.В., Никольчинкин А.А., Антипов Е.А. Экспериментальное и расчетное моделирование огне- и теплозащиты композиционных материалов в условиях высокотемпературного воздействия // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 08. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-84-97.

Scientific article

EXPERIMENTAL AND COMPUTATIONAL MODELING OF FIRE AND THERMAL PROTECTION COMPOSITE MATERIALS UNDER HIGH-TEMPERATURE EXPOSURE

А.Н. Garashchenko¹, А.В. Vinogradov¹, Н.В. Kobylkov¹, А.А. Nikolchenkin², Е.А. Antipov¹

¹Joint Stock Company «Central Research Institute for Special Machinery», Khotkovo, Moscow Region, Russia; tsniiism@tsniiism.ru

²Joint Stock Company «Corporation «Moscow Institute of Heat Engineering», Moscow, Russia; info@corp-mit.ru

Abstract. The results of studies on the stand of radiant heating of fire protection samples based on basalt fiber material MBOR when reproducing the conditions of high-temperature exposure to structures and products in case of fire are considered. The possibility of estimating the effective coefficient of thermal conductivity of such materials at high temperatures using measurement data of the temperature of samples during tests is shown on the example of MBOR. The role of such experimental studies as well as thermo-technical calculations, conducted on the basis of their results, is demonstrated both when choosing rational materials and determining the thickness of fire and thermal protection, and when confirming the operability of structures and products under specified conditions of high-temperature exposure.

Keywords: fire protection, thermal protection, basalt fiber materials, standard and hydrocarbon fire mode, fire resistance limit, effective coefficient of thermal conductivity

For citation: Garashchenko A.N., Vinogradov A.V., Kobylkov N.V., Nikolchenkin A.A., Antipov E.A. Experimental and computational modeling of fire and thermal protection composite materials under high-temperature exposure. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 08. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-84-97.

Введение

Для различных конструкций и изделий гражданского и военного назначения требуется обеспечение их работоспособности в условиях высокотемпературных воздействий. Они могут реализовываться как при их штатной эксплуатации, так и в аварийных ситуациях (при пожарах). Трудности при решении этой актуальной задачи связаны со многими причинами, в числе которых разнообразие объектов защиты и применяемых при их изготовлении материалов, различие режимов по интенсивности и продолжительности воздействия, различие требуемых показателей их термо- или огнестойкости и т. д. Решается эта задача путем использования тепло- и огнезащиты, рациональное проектирование которой требует проведения соответствующих экспериментов и расчетов.

В данной статье представлена методика и результаты исследований огнезащиты на основе одного из видов базальтоволокнистых материалов, а также показана возможность проведения исследований по этой методике других огне- и теплозащитных материалов. Для различных конструкций и изделий требуется обеспечение их работоспособность при пожаре или после него. При этом важнейшим показателем является предел огнестойкости. Причем для многих объектов защиты (в частности, конструкций и изделий из полимерных композитов, имеющих низкую теплостойкость) требуемой огнестойкости невозможно добиться применением тонкослойных вслучивающихся огнезащитных покрытий. Для этого требуется конструктивная огнезащита значительной толщины на основе плит или матов с высокой термостойкостью.

Подтверждение заданной огнестойкости предполагает проведение огневых испытаний натурных образцов конструкций и изделий по стандартизованным или согласованным в должном порядке методикам. Известно, что для подготовки и проведения таких экспериментов, как правило, требуются значительные затраты времени и средств, причем во многих случаях в экспериментах не обеспечивается необходимое воспроизведение условий, характерных для развития конкретного сценария пожара, и требуется соответствующая обработка, анализ и объективная трактовка результатов таких испытаний. К тому же невозможно с помощью подобных дорогостоящих огневых экспериментов рассмотреть различные варианты исполнения как самих конструкций и изделий, так и их огнезащиты.

Интенсивность огневого воздействия на них определяется изменением во времени температуры высокотемпературной газовой среды или падающего теплового потока. В большинстве случаев задается так называемый стандартный температурный режим, который фигурирует во многих отечественных и международных нормативных документах и описывается следующей зависимостью «температура–время»:

$$T_{\text{cp}} = T_0 + 345 \cdot \lg(8t + 1), \quad (1)$$

где T_{cp} – температура газовой среды (при испытаниях – это средняя температура в огневой печи), °C; T_0 – температура до начала теплового воздействия (принимается равной температуре окружающей среды) °C; t – время, исчисляемое от начала огневого воздействия, мин.

Этот режим учитывается при обеспечении и подтверждении требуемой огнестойкости конструкций в строительной, нефтехимической, атомной отраслях, на транспорте и т. д. Задается он и для многих изделий и конструкций военной техники – в частности, для корабельных конструкций. Возможны и другие режимы, которые соответствуют конкретным сценариям развития пожара. Возможны и «немонотонные» режимы, когда после интенсивного нарастания температуры происходит ее постепенное снижение. Это характерно, например, для отсеков кораблей Военно-морского флота – в частности, подводных лодок, где такие режимы характеризуются интенсивным воздействием газовой среды с температурой на уровне 800–900 °С в течение 10–15 мин с последующим постепенным снижением ее в течение десятков минут. Для гражданской и военной авиации предусмотрено, что при испытаниях образцов конструкций и агрегатов их работоспособность должна обеспечиваться при воздействии газовой среды с температурой 1100 °С в течение 5 или 15 мин, что в соответствие с принятой в отрасли терминологией обеспечивает их огнестойкость и огненепроницаемость.

В последнее время все чаще рассматривается углеводородный режим, при котором происходит быстрое возрастание температуры газовой среды до уровня 1000–1150 °С. Он фигурирует в нормативных документах и задается для объектов нефтехимической промышленности, нефтяных платформ и прочих объектов, а также изделий военной техники при наличии углеводородного горючего. Такой температурный режим описывается следующей зависимостью «температура–время»:

$$T_{\text{cp}} = T_0 + 1080(1 - 0,325e^{-0,167t} - 0,64e^{-2,5t}). \quad (2)$$

Большое разнообразие конструкций и изделий, а также режимов огневого воздействия показало целесообразность комплексного подхода к обеспечению их пожаробезопасности. Он должен включать предварительные исследования образцов на лабораторно-стендовом оборудовании с оценкой эффективности и выбором рациональных вариантов огнезащиты. Предполагается анализ результатов таких исследований с целью определения теплофизических характеристик (ТФХ) материалов, необходимых для последующего проведения теплотехнических расчетов. Они должны проводиться в ходе проектирования для обоснованного выбора материалов, рационального конструктивного исполнения и толщины огнезащиты (или теплозащиты), а также для оценки и обоснования уровня огнестойкости конструкций и изделий.

Материалы и методы

Анализ публикаций по методам и результатам испытаний образцов на лабораторно-стендовом оборудовании, проведенный в работе [1], показал, что наиболее приемлемым для экспериментальных исследований различных средств огнезащиты является стенд лучистого нагрева, в котором в качестве источника нагрева используется пакет мощных галогенных ламп накаливания. Стенды лучистого нагрева, которые используются до настоящего времени, первоначально создавались, например, в МГТУ им. Н.Э. Баумана для испытаний материалов и элементов аэрокосмической техники [2]. В то же время необходимый опыт и возможности по исследованиям на подобном оборудовании различных средств огнезащиты и теплозащиты конструкций и изделий ракетно-космической и других видов техники из полимерных композитов и других материалов имеются в АО «ЦНИИСМ», что отражено, в частности, в статьях [3, 4]. Важно отметить, что имеющийся стенд лучистого нагрева удалось приспособить для проведения исследований конструктивной огнезащиты при относительно большой

продолжительности высокотемпературного воздействия на образцы. Исследования проводят на лабораторном стенде, схема которого представлена в работе [5], а общий вид показан на рис. 1.



Рис. 1. Общий вид стенда лучистого нагрева во время испытания

Нагреватель представляет собой пакет галогенных ламп КГ220-2500, расположенных в два ряда и охватывающих площадь 400×400 мм. Мощность одной лампы 2500 Вт (всего в пакете 63 лампы). Таким образом, общая мощность нагревателя составляет 157,5 кВт. Лампы установлены в специальные штекеры, объединенные в шины, которые кабелями подключены к системе управления нагревом. Отражающий экран нагревателя, за которым расположены штекеры, охлаждается водой, что позволяет увеличить длительность эксперимента. На общем виде стенда, показанного в процессе испытания, видна углерод-углеродная пластина, под которой размещаются термопары, регистрирующие температуру на поверхности образца и обеспечивающие управление режимом нагрева.

Этот режим регулируется путем изменения мощности нагревателя и задается таким образом, чтобы температура нагреваемой поверхности приблизительно соответствовала температуре газовой среды при пожаре. Такой режим нагрева позволяет достаточно точно воспроизводить стандартный или иной задаваемый температурный режим высокотемпературного воздействия на образцы. В то же время результаты измерений температуры нагреваемой поверхности и на различном расстоянии от нее при испытаниях являются важной информацией для последующего теплотехнического анализа и проектных расчетов огнезащиты и огнестойкости конструкций и изделий.

Первоначально из числа известных средств огнезащиты на стенде лучистого нагрева и на предшествующих ему версиях проводили испытания преимущественно образцов вспучивающихся огнезащитных покрытий. Несомненным достоинством таких испытаний является возможность визуального наблюдения за образцом в процессе нагрева, что позволяет оценить кратность вспучивания, а также получить информацию о динамике последующего уменьшения толщины вспущенного слоя, т. е. о стойкости пенококса. Известно, что именно эти параметры в основном определяют огнезащитную эффективность таких покрытий [6, 7]. При проведении испытаний возможно перемещение образца, что обеспечивает заданное расстояние от поверхности пенококса до греющей панели и позволяет более точно оценить динамику изменения его толщины.

При проведении испытаний вспучивающихся покрытий продолжительность высокотемпературного воздействия по стандартному режиму, как правило, составляла 10–30 мин. Но вспучивающиеся огнезащитные составы имеют ограниченную сферу применения. Они, как показано в работах [6, 7], практически неприменимы для обеспечения огнестойкости конструкций и изделий из полимерных композитов, а также при реализации наиболее жестких параметров огневого воздействия – например, при углеводородном режиме пожара. Для решения таких задач должна использоваться конструктивная огнезащита на основе термостойких плит или матов. Важной составной частью исследований и проектирования такой огнезащиты являются испытания на стенде лучистого нагрева. Его удалось приспособить для этого благодаря обеспечению работы нагревателя в форсированном режиме и недопущению перегрева (охлаждения) клемм галогенных ламп накаливания. Это позволило увеличить продолжительность воздействия при требуемом уровне нагрева до десятков минут и даже до 1 ч и более.

Кроме оценки огнезащитной эффективности, эксперименты на стенде лучистого нагрева позволяют получить важную информацию для определения высокотемпературных ТФХ – в частности, наиболее важного показателя для огнезащитных и/или теплозащитных материалов – эффективного коэффициента теплопроводности. Подобный подход практикуется в работе [8], в которой предложена методика экспериментов, предусматривающая измерение температуры нагреваемой поверхности (а также под пластиной из углерод-углеродного материала) и по толщине образца исследуемой высокотемпературной теплоизоляции (теплозащиты). Нагрев осуществляется потоком продуктов сгорания ацетилено-кислородной или пропано-кислородной смеси от многофакельной горелки с температурой до 1700 К. Но при этом удается обеспечить только относительно небольшую зону нагрева, поэтому размер образцов не превышает 50×50 мм. Возникает также проблема «краевого эффекта» при исследованиях материалов конструктивной огнезащиты, имеющей в большинстве случаев значительную толщину. Из-за этого проведение испытаний на стенде лучистого нагрева, несомненно, предпочтительнее, чем по предложененной методике [8].

Возможности исследований на таком стенде проиллюстрируем на примере варианта огнезащиты на основе рулонного базальтоволокнистого материала марки МБОР-20Ф, имеющего слой алюминиевой фольги на поверхности. Базальтоволокнистые материалы известны своей высокой эффективностью и имеют относительно низкую стоимость, что позволяет успешно использовать их для защиты различных конструкций и изделий гражданского и военного назначения. Например, материал МБОР различной толщины обычно используется совместно с клеевым огнезащитным составом ПЛАЗАС в качестве конструктивной огнезащиты несущих металлоконструкций, воздуховодов и т. д.

Результаты и обсуждение

На стенде проведена серия испытаний образцов размером 300×200 мм, состоящих из одного, двух и трех слоев материала МБОР-20Ф толщиной по 20 мм при отсутствии или наличии слоев клеевого огнезащитного состава ПЛАЗАС. Решали задачу по обеспечению огнезащиты и заданной огнестойкости силовой конструкции из полимерного композита (полиуретана марки СКУ-ПФЛ-100) толщиной 20 мм. Задавали и воспроизводили стандартный режим огневого воздействия, описываемый зависимостью (1). На рис. 2 представлены заимствованные из работы [1] результаты измерений температуры с помощью термопар, установленных на поверхности образца, на границе «огнезащита–полиуретановая пластина», а также между каждым слоем материала МБОР-20Ф.

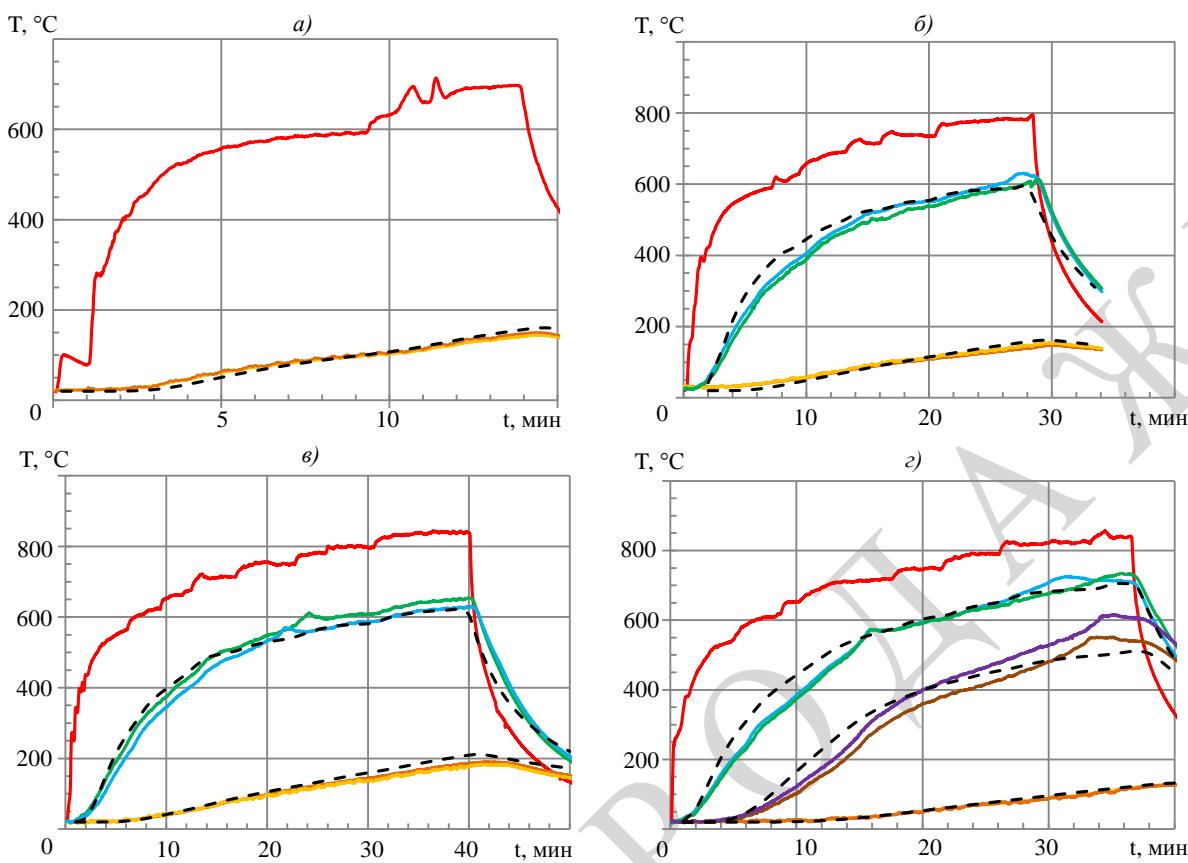


Рис. 2. Изменение во времени температуры на нагреваемой поверхности огнезащиты (—) и пластины из полиуретана (—, —) для образцов, состоящих из одного (а), двух (б, в) и трех слоев материала МБОР-20Ф (г), а также температуры на границе первого-второго (—, —) и второго-третьего (—, —) слоев материала МБОР-20Ф; — расчет

Наличие подобной экспериментальной информации позволило уточнить ТФХ для материала МБОР – в данном случае коэффициент теплопроводности. Для этого использовали методику и компьютерную программу [9], предназначенную для расчетов температурных полей в многослойной пластине. Она основана на численном решении системы уравнений, включающей уравнение нестационарной теплопроводности и граничные условия для нагреваемой поверхности. В данном случае использовали граничное условие 1-го рода, и в этом качестве брали временные зависимости температуры на нагреваемой поверхности образцов (максимальные по значениям зависимости на рис. 2). По существу, решали некое подобие обратной задачи с определением значения эффективного коэффициента теплопроводности исследуемого материала при высоких температурах (значение удельной теплоемкости для материала МБОР задавали равным 1000 Дж/(кг·К)).

Производителем материала МБОР указана только плотность материала ($110 \text{ кг}/\text{м}^3$) и данные по коэффициенту теплопроводности при температурах до 300°C : $0,032 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{K})$ при 0°C ; $0,035$ при 20°C ; $0,052$ при 125°C ; $0,122 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{K})$ при 300°C . Принимали линейное изменение этого параметра между всеми контрольными точками, а в качестве искомой величины – его значение при условной температуре 1200°C . Учитывали также следующие данные по ТФХ полиуретана СКУ-ПФЛ-100:

- коэффициент теплопроводности, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{K})$: $0,207$ при 0°C ; $0,21$ при 25°C ; $0,213$ при 50°C ; $0,219$ при 100°C ; $0,225$ при 150°C ;

- удельная теплоемкость, Дж/(кг·К): 1521 при 0 °C; 1616 при 25 °C; 1714 при 50 °C; 1933 при 100 °C; 2221 при 150 °C;
- плотность 1130 кг/м³.

Проведена серия расчетов температурных полей с сопоставлением результатов с данными измерений с помощью термопар. Получено, что прогнозируемое значение эффективного коэффициента теплопроводности при температуре 1200 °C может быть принято равным 0,44 Вт/(м·К). На рис. 2 представлены результаты сопоставления расчетно-экспериментальных исследований при указанных эффективных ТФХ для материала МБОР. Получено их удовлетворительное соответствие.

Следует отметить, что результаты определения ТФХ для подобных материалов при высоких температурах содержатся в различных публикациях. Например, в работе [10] представлены данные по изменению эффективного коэффициента теплопроводности базальтоволокнистых материалов для диапазона изменения его плотности с 80 до 120 кг/м³. Этот коэффициент определяли для температур до 500 °C как на приборе GHP 456 Tian фирмы Netzsch, так и с помощью расчетов. Испытания на стенде лучистого нагрева с анализом их результатов изложенным способом представляются более оправданными, поскольку позволяют оценить уровень значений коэффициента теплопроводности в гораздо большем температурном диапазоне и практических условиях воздействия.

На рис. 3 представлены заимствованные из работы [1] результаты измерений температуры для образцов при наличии клеевого огнезащитного состава ПЛАЗАС толщиной ~0,7 мм между слоями материала МБОР-20Ф. Кроме экспериментальных, на эти графики (как и на рис. 2) нанесены расчетные кривые. Они получены в результате расчетов с помощью относительно простой методики и компьютерной программы [9] при указанных эффективных ТФХ для материала МБОР. Видно, что они располагаются существенно ниже, чем соответствующие экспериментальные кривые (особенно в начальный период нагрева). Это является свидетельством влияния влаги, содержащейся в клеевом составе, на процессы тепломассопередачи в слоях такой конструктивной огнезащиты и на повышение ее эффективности. Эффектом от такого влияния можно целенаправленно воспользоваться для обеспечения более высокого предела огнестойкости защищаемых элементов. В настоящее время методы инженерных расчетов с учетом указанных сложных процессов тепломассопереноса во влагосодержащих материалах отсутствуют. Проводимые расчеты, по существу, имеют характер научных изысканий [11–13].

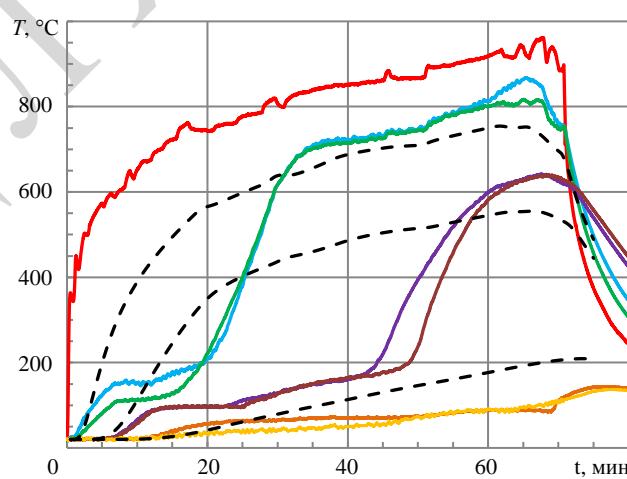


Рис. 3. Изменение во времени температуры на нагреваемой поверхности огнезащиты (—) и пластины из полиуретана (—, —) для образцов, состоящих из трех слоев материала МБОР-20Ф со слоями состава ПЛАЗАС между ними, а также температуры на границе первого-второго (—, —) и второго-третьего (—, —) слоев огнезащиты; —— расчет

Кроме исследований рассматриваемого варианта конструктивной огнезащиты при стандартном температурном режиме (рис. 2 и 3), удалось провести первые испытания при воспроизведении более жесткого углеводородного режима пожара, описываемого зависимостью (2). Проведено четыре испытания образцов, при которых в качестве защищаемого элемента использовали пластину, но не из полиуретана, а из стали толщиной 3 мм (два из них – при воспроизведении стандартного температурного режима, а два других – углеводородного). Более жесткий режим удалось воспроизвести путем значительного увеличения уровня напряжения, подаваемого на греющую панель стенда.

Испытывали образцы, состоящие из двух слоев материала МБОР-20Ф при отсутствии или наличии клеевого огнезащитного состава ПЛАЗАС, как между слоями, так и на поверхности стальной пластины. На рис. 4 и 5 представлены результаты измерений: температуры поверхности огнезащиты, температуры с обеих сторон стальной пластины, а также на границе между слоями материала МБОР-20Ф. На эти графики нанесены также расчетные кривые, полученные в ходе расчетного моделирования при использовании указанных ранее ТФХ для базальтоволокнистого материала.

Сопоставление расчетно-экспериментальных исследований показало (как и на рис. 2) хорошее соответствие результатов для образца без клеевого состава при воспроизведении стандартного режима для продолжительности порядка 60–90 мин, т. е. для времени огневого воздействия, при котором обычно используется конструктивная огнезащита (рис. 4, а). При воспроизведении углеводородного режима аналогичное сопоставление показало существенно больший уровень значений экспериментальных кривых по сравнению с расчетными (рис. 4, б). Это свидетельствует о том, что для более «жестких» режимов (в данном случае при уровне температур порядка 1000–1100 °C) невозможно пользоваться значениями эффективного коэффициента теплопроводности при высоких температурах, которые определены в условиях менее интенсивного воздействия. Визуальный осмотр состояния образца после этого испытания показал, что при столь высоких температурах произошли существенные изменения структуры базальтоволокнистого материала. Отмечена значительная усадка наиболее прогретых слоев материала МБОР, а также частичное оплавление (спекание) волокон с появлением пустот в поверхностном слое образца. В ходе осмотра образцов после испытаний при воспроизведении стандартного режима столь значительных изменений структуры не выявлено [1].

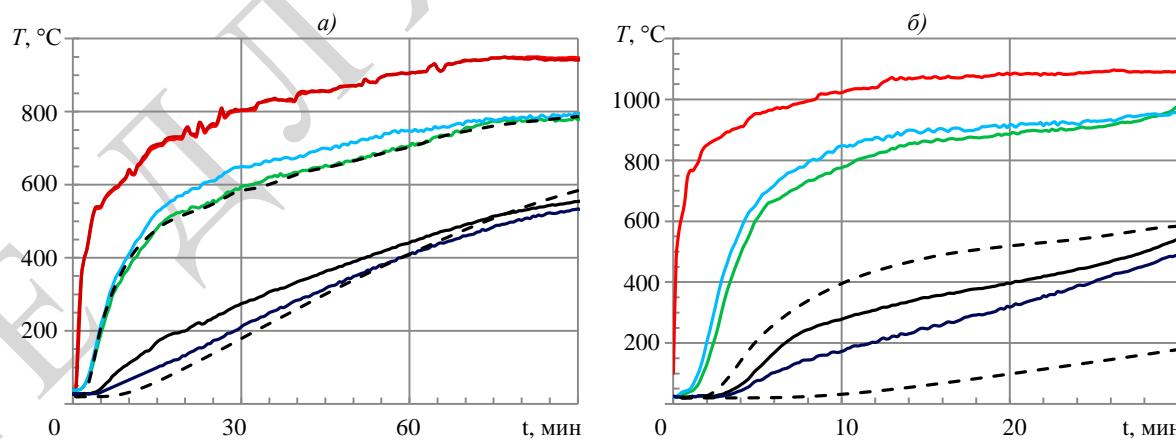


Рис. 4. Изменение во времени температуры на нагреваемой поверхности образцов огнезащиты, состоящих из двух слоев материала МБОР-20Ф (—, —), при воспроизведении стандартного (а) и углеводородного режима (б); температуры между слоями материала МБОР-20Ф (—, —), а также температуры на границах «стальная пластина–огнезащита» (—) и «стальная пластина–теплоизоляция» (—); —— расчет температуры стальной пластины и между слоями материала МБОР-20Ф

В идеальном варианте такие изменения могли бы учитываться в математической модели процесса теплопередачи и при расчете температурных полей в материалах, структура которых может деградировать, а толщина может уменьшаться при нагреве. Но тогда расчет должен был бы проводиться с помощью более сложной методики и компьютерной программы, чем используемые обычно. Пока такие инженерные методики отсутствуют. В то же время, как в нашей стране, так и за рубежом, существует общепринятое понятие «эффективный коэффициент теплопроводности» для различных материалов. Сопоставление результатов, представленных на рис. 4, *а* и *б*, свидетельствует, что значения эффективной теплопроводности должны быть значительно больше указанных ранее, т. е. их определение для материала МБОР должно проводиться на основании экспериментов при соответствующем (более «жестком») режиме нагрева.

Два других эксперимента при использовании стальной пластины проводили с клеевым составом ПЛАЗАС на границах между слоями материала МБОР и «огнезащита–пластина» (рис. 5). Представлены (как и на рис. 4) расчетные кривые, полученные с учетом зафиксированной в эксперименте зависимости для температуры поверхности образца и указанных ранее значений ТФХ для материала МБОР. Сопоставление расчетно-экспериментальных исследований для стандартного режима показало, что экспериментальные кривые располагаются (как и на рис. 4, особенно в начальный период нагрева) выше расчетных кривых, связано это с положительным эффектом от использования влагосодержащего состава ПЛАЗАС. При испытании не сразу удалось обеспечить уровень нагрева поверхности, необходимый для воспроизведения стандартного режима (рис. 4, *а*). Но практикуемый подход с использованием теплотехнических расчетов позволяет получить важную информацию при анализе результатов таких (кажущихся некондиционными) испытаний.

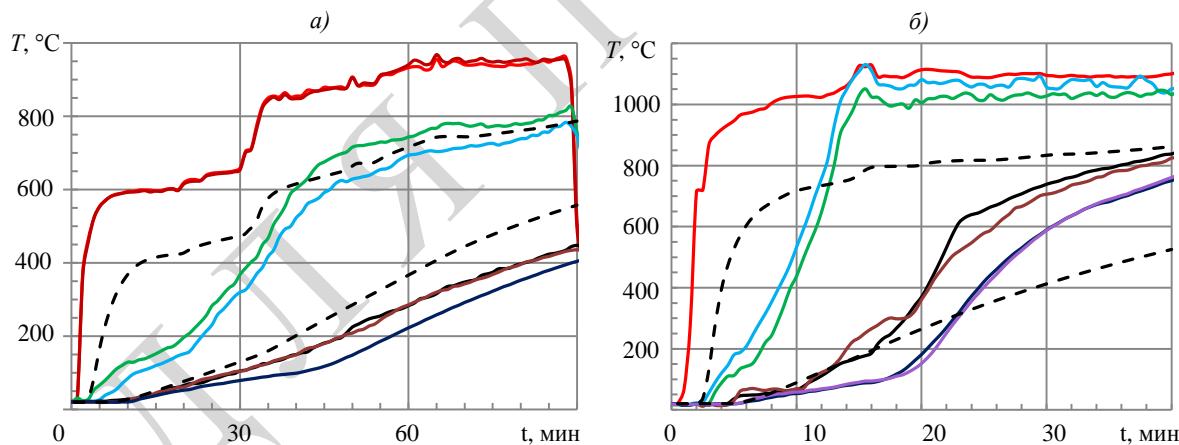


Рис. 5. Изменение во времени температуры на нагреваемой поверхности образца огнезащиты (—, —) и пластины из стали на ее границе с огнезащитой (—, —) и с теплоизоляцией (—, —), а также между слоями материала МБОР-20Ф (—, —) при наличии слоев состава ПЛАЗАС; — расчет

При испытаниях образца с клеевым составом в условиях воспроизведения углеводородного режима зафиксирован значительно больший рост температуры, чем при отсутствии клеевых прослоек (рис. 5, *б*). Это выглядит не совсем логичным (рис. 4, *б*), но подтверждает тот факт, что при уровне температур 1000–1100 °С происходят критические изменения состояния базальтоволокнистого материала и, как следствие, значительный рост температуры защищаемой пластины. Соответственно, расчетные кривые

располагаются значительно ниже экспериментальных (рис. 5, б). Как и ожидалось, при визуальном осмотре образца после испытания зафиксирована значительная деградация материала – усадка, оплавление, образование пустот.

Таким образом, проводимые испытания, наряду с оценкой работоспособности вариантов конструктивной огнезащиты и получением важной информации для оценки эффективных ТФХ материалов, позволяют оценивать их термостойкость. Подобная информация является важной, в частности, для выбора наиболее эффективных средств огнезащиты. Это тем более востребовано в условиях, когда на рынке нередки случаи появления некачественных материалов у недобросовестных производителей [14]. Результаты по оценке качества и термостойкости базальтоволокнистых материалов типа МБОР представлены в работе [8]. Зафиксировано состояние после выдержки образцов в термопечи. Но более объективная информация по термостойкости может быть получена на стенде лучистого нагрева.

Более точное определение критической для данного базальтоволокнистого материала температуры требует проведения дополнительных экспериментов. Обеспечение высоких пределов огнестойкости защищаемых элементов при использовании подобных относительно дешевых материалов возможно, но только за счет соответствующей толщины огнезащиты, при которой появляются «жертвенные» слои, которые тем не менее вносят свой вклад в обеспечение требуемой огнестойкости.

Другим известным вариантом обеспечения заданной огнезащитной или теплоизолирующей способности при воздействии экстремальных температур является использование более термостойких (по сравнению с базальтоволокнистыми) низкоплотных материалов. Известен большой перечень таких материалов, используемых преимущественно в качестве теплозащиты (высокотемпературной теплоизоляции) элементов конструкций и изделий в аэрокосмической, ракетной и других областях техники. Как правило, они имеют значительно большую (чем базальтоволокнистые материалы) стоимость. Во многих публикациях представлены результаты их испытаний при конкретных режимах воздействия и определения высокотемпературных ТФХ.

Например, авторами работы [10] проведены исследования высокопористого материала из волокон оксида циркония, который предназначен для использования при температурах до 2500 °С (пористость ~90 %, плотность 627 кг/м³). Принцип исследований аналогичен обсуждаемому в данной статье. Он основан на получении и анализе результатов экспериментов на образцах материала в потоке продуктов сгорания ацетилено-кислородной или пропано-кислородной многофакельной горелки. Обработка полученных с помощью термопар результатов измерений температуры на поверхности под тонкой пластины из углерод-углеродного материала, а также по толщине образцов позволила определить эффективный коэффициент теплопроводности. Его величина составила 0,317 Вт/(м·К) [5]. Причем, по мнению авторов статьи, не следует ожидать существенной зависимости этого коэффициента от температуры.

В работе [15] определен эффективный коэффициент теплопроводности теплозащитных материалов на основе тугоплавких волокон из аморфного тугоплавкого оксида кремния (SiO_2) плотностью 140–150 кг/м³. Измерена теплопроводность в интервале температур от 20 до 1500 °С модифицированным стационарным методом радиального теплового потока (метод «цилиндра») в среде азота, аргона и в вакууме. Установлен рост значений коэффициента теплопроводности до уровня 0,2–0,3 Вт/(м·К) при температуре 1500 °С. Представлены также результаты по определению эффективного коэффициента теплопроводности материала на основе волокон из $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ в среде аргона. Установлен рост коэффициента теплопроводности до уровня 0,35–0,38 Вт/(м·К) при температуре 1700 °С [15].

Можно констатировать, что изложенный в данной статье подход, предусматривающий использование стенда лучистого нагрева, может быть использован при исследованиях подобных термостойких или любых других материалов, в том числе для определения температурной зависимости их теплопроводности (в пределах возможностей по уровню воспроизводимых температур на таком стенде).

В качестве примера на рис. 6 представлены результаты измерений с помощью термопар температур на наружной и внутренней поверхностях пластины из термостойкого теплоизолятора. В данном случае это материал марки ТКО-72. В ходе двух испытаний оценивали эффективность его использования в качестве высокотемпературной теплоизоляции элементов из композиционных материалов в зоне камеры сгорания одного из агрегатов. Материал ТКО-72 (как и подобный ему материал ALTRA-72) имеет плотность $\sim 130 \text{ кг}/\text{м}^3$ и состоит из керамических поликристаллических волокон высокой чистоты – в основном на основе Al_2O_3 , а также SiO_2 . Рабочая температура применения 1600–1650 °C, температура плавления волокон ~ 2000 °C.

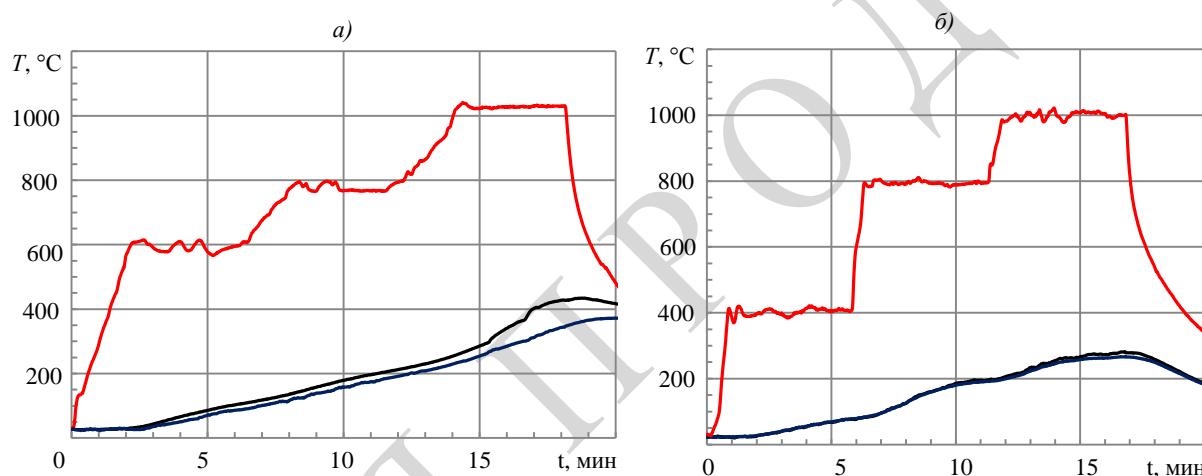


Рис. 6. Изменение во времени температуры на нагреваемой (—) и необогреваемой (—, —) поверхности в ходе двух испытаний образцов из материала ТКО-72 толщиной 25 мм

На стенде испытывали образцы материала ТКО-72 размером 300×200×25 мм. Термопары размещали на обеих поверхностях образцов под пластинами из углерод-углеродного материала толщиной 0,5 мм (рис. 1). Осуществляли ступенчатый нагрев до температуры ~ 1000 °C в течение ~ 20 мин. Результаты измерений с помощью термопар, представленные на рис. 6, могут использоваться для оценки коэффициента теплопроводности материала (в представленной статье эти данные не приводятся). При проведении этих двух и последующих экспериментов продемонстрирована возможность воспроизведения на стенде высокотемпературного воздействия на образцы в течение продолжительного времени. Это было реализовано в ходе рассматриваемых в данной статье исследований образцов огнезащиты из материала МБОР.

Заключения

Таким образом, в данном случае рассмотрены результаты исследований на стенде лучистого нагрева варианта конструктивной огнезащиты конструкций и изделий на основе рулонного базальтоволокнистого материала МБОР. При испытаниях воспроизводились условия высокотемпературного воздействия при пожаре, приведенные

в нормативных документах. На примере материала МБОР показана возможность оценки эффективного коэффициента теплопроводности подобных материалов при высоких температурах с использованием данных измерений температуры образцов при испытаниях.

Отмечена роль подобных экспериментальных исследований для оценки огнезащитной (теплозащитной) эффективности, а также термостойкости исследуемых материалов. Продемонстрирована целесообразность использования теплотехнических расчетов, проводимых с учетом результатов подобных испытаний, для выбора рациональных материалов и определения толщины огне- и теплозащиты, а также для обоснования или подтверждения работоспособности конструкций и изделий при задаваемых условиях высокотемпературного воздействия.

Список источников

- Гаращенко А.Н., Виноградов А.В., Дашибаев И.З. и др. Исследования вариантов конструктивной огнезащиты на основе рулонного базальтового материала МБОР на стенде лучистого нагрева // Пожаровзрывобезопасность. 2020. Т. 29. № 6. С. 28–39. DOI: 10.18322/PVB.2020.29.06.28-39.
- Елисеев В.Н., Товстоног В.А. Теплообмен и тепловые испытания материалов и конструкций аэрокосмической техники при радиационном нагреве. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 396 с.
- Виноградов А.В., Кульков А.А., Пашутов А.В. О возможностях исследования характеристик и моделирования натурных тепловых нагрузений на образцы и узлы конструкций из композиционных материалов в условиях лабораторной экспериментальной базы ОАО ЦНИИСМ // Труды МИТ. 2014. Т. 14, ч. 1. С. 136–144.
- Курмашова И.А., Виноградов А.В., Соловьева Е.А. Исследование материалов для теплоизолирующих костюмов // Вопросы оборонной техники. Сер. 15: Композиционные неметаллические материалы в машиностроении. 2014. Вып. 1 (174). С. 32–36.
- Гаращенко А.Н., Кульков А.А., Страхов В.Л. Влияние срока эксплуатации на огнезащитную эффективность вспучивающихся покрытий и огнестойкость конструкций // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). Ст. 09. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-97-110.
- Гаращенко А.Н., Берлин А.А., Кульков А.А., Рудзинский В.П. Моделирование влияния режимов огневого воздействия на эффективность вспучивающихся огнезащитных покрытий // Вопросы оборонной техники. Сер. 15: Композиционные неметаллические материалы в машиностроении. 2020. Вып. 3–4 (198–199). С. 75–84.
- Корольченко А.Я., Гаращенко А.Н., Гаращенко Н.А., Рудзинский В.П. Расчеты толщин огнезащиты, обеспечивающих требуемые показатели пожарной опасности деревоклееных конструкций // Пожаровзрывобезопасность. 2008. Т. 17. № 3. С. 49–56.
- Томак В.И., Бурков А.С., Рыцарев А.М., Товстоног В.А. Экспериментальная оценка теплофизических характеристик высокотемпературных теплоизоляционных материалов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Естественные науки. 2020. № 2. С. 99–116. DOI: 10.18698/1812-3368-2020-2-99-116.
- Страхов В.Л., Гаращенко А.Н., Рудзинский В.П. Программные комплексы для расчетов тепломассопереноса в строительных конструкциях с огнезащитой с учетом термического разложения, вспучивания-усадки и испарения-конденсации // Пожаровзрывобезопасность. 2001. Т. 10. № 4. С. 9–11.
- Воробьев Н.Н., Баринов Д.Я., Зуев А.В., Пахомкин С.И. Расчетно-экспериментальное исследование эффективной теплопроводности волокнистых материалов // Труды ВИАМ. 2021. № 7 (101). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.01.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-95-102.
- Strakhov V.L., Garashchenko A.N., Kuznetsov G.V., Rudzinskii V.P. High-temperature heat and mass transfer in a layer of moisture-containing fireproof material // High Temperature. 2000. Vol. 38. Is. 6. P. 921–925. DOI: 10.1023/a:1004149625276.

12. Гаращенко А.Н., Страхов В.Л., Рудзинский В.П., Казиев М.М. Методика расчетов толщин огнезащитных покрытий на основе минеральных вяжущих для строительных конструкций из металла (на примере покрытия СОТЕРМ-1М) // Пожаровзрывобезопасность. 2005. Т. 14. № 4. С. 17–22.
13. Страхов В.Л., Мельников А.С., Каледин В.О. Математическое моделирование высокотемпературного тепломассопереноса в бетонных конструкциях // Пожаровзрывобезопасность. 2009. Т. 18. № 6. С. 29–36.
14. Капустин Ф.Л., Четверкин А.Н., Конышев А.П. и др. Недобросовестная конкуренция в области огнезащиты // Пожаровзрывобезопасность. 2019. Т. 21. № 12. С. 44–46.
15. Зуев А.В., Заричняк Ю.П., Баринов Д.Я. Определение теплопроводности теплозащитного материала на основе оксида кремния // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.01.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-88-98.

References

1. Garashchenko A.N., Vinogradov A.V., Dashtiev I.Z. et al. Investigation of options for constructive fire protection based on rolled MBOR basalt material on a radiant heating stand. Pozharovzryvobezopasnost, 2020, vol. 29, no. 6, pp. 28–39. DOI: 10.18322/PVB.2020.29.06.28-39.
2. Eliseev V.N., Tovstonog V.A. Heat transfer and thermal testing of materials and structures of aerospace engineering under radiation heating. Moscow: MSTU im. N.E. Bauman, 2014, 396 p.
3. Vinogradov A.V., Kulkov A.A., Pashutov A.V. On the possibilities of studying the characteristics and modeling of full-scale thermal loads on samples and components of structures made of composite materials in the conditions of the laboratory experimental base of JSC TsNIISM. Trudy MIT, 2014, vol. 14, part 1, pp. 136–144.
4. Kurmashova I.A., Vinogradov A.V., Soloveva E.A. Study of materials for heat-insulating suits. Voprosy oboronnoy tekhniki, ser. 15: Composite non-metallic materials in mechanical engineering, 2014, is. 1 (174), pp. 32–36.
5. Garashchenko A.N., Kulkov A.A., Strakhov V.L. The effect of the service life on the flame-retardant efficiency of the bulging coatings and the fire resistance of structures. Aviation materials and technologies, 2022, no. 2 (67), paper no. 09. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru> (accessed: June 25, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-97-110.
6. Garashchenko A.N., Berlin A.A., Kulkov A.A., Rudzinsky V.P. Modeling the influence of fire exposure regimes on the effectiveness of intumescent fire-retardant coatings. Voprosy oboronnoi tekhniki, ser. 15: Composite non-metallic materials in mechanical engineering, 2020, is. 3–4 (198–199), pp. 75–84.
7. Korolchenko A.Ya., Garashchenko A.N., Garashchenko N.A., Rudzinsky V.P. Calculations of fire protection thicknesses providing the required indicators of fire hazard of wood-glued structures. Pozharovzryvobezopasnost, 2008, vol. 17, no. 3, pp. 49–56.
8. Tomak V.I., Burkov A.S., Rytsarev A.M., Tovstonog V.A. Experimental assessment of the thermophysical characteristics of high-temperature heat-insulating materials. Vestnik MGTU im. N.E. Bauman, ser.: Natural sciences, 2020, no. 2, pp. 99–116. DOI: 10.18698/1812-3368-2020-2-99-116.
9. Strakhov V.L., Garashchenko A.N., Rudzinsky V.P. Software systems for calculating heat and mass transfer in building structures with fire protection, taking into account thermal decomposition, swelling-shrinkage and evaporation-condensation. Pozharovzryvobezopasnost, 2001, vol. 10, no. 4, pp. 9–11.
10. Vorobev N.N., Barinov D.Ya., Zuev A.V., Pakhomkin S.I. Computational and experimental study of the effective thermal conductivity of fibrous materials. Trudy VIAM, 2021, no. 7 (101), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 25, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-95-102.
11. Strakhov V.L., Garashchenko A.N., Kuznetsov G.V., Rudzinskii V.P. High-temperature heat and mass transfer in a layer of moisture-containing fireproof material. High Temperature, 2000, vol. 38, is. 6, pp. 921–925. DOI: 10.1023/a:1004149625276.

12. Garashchenko A.N., Strakhov V.L., Rudzinsky V.P., Kaziev M.M. Method for calculating the thickness of fire-retardant coatings based on mineral binders for metal building structures (on the example of SOTERM-1M coating). *Pozharovzryvobezopasnost*, 2005, vol. 14, no. 4, pp. 17–22.
13. Strakhov V.L., Melnikov A.S., Kaledin V.O. Mathematical modeling of high-temperature heat and mass transfer in concrete structures. *Pozharovzryvobezopasnost*, 2009, vol. 18, no. 6, pp. 29–36.
14. Kapustin F.L., Chetverkin A.N., Konyshov A.P. et al. Unfair competition in the field of fire protection. *Pozharovzryvobezopasnost*, 2019, vol. 21, no. 12, pp. 44–46.
15. Zuev A.V., Zarichnyak Yu.P., Barinov D.Ya. Measurement of thermophysical properties rigid fiber insulation. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 25, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-88-98.

Информация об авторах

Гаращенко Анатолий Никитович, ведущий научный сотрудник, д.т.н., АО «ЦНИИСМ», tsniiism@tsniism.ru

Виноградов Александр Всеволодович, начальник лаборатории, к.т.н., АО «ЦНИИСМ», tsniiism@tsniism.ru

Кобылков Никита Валерьевич, инженер, АО «ЦНИИСМ», tsniiism@tsniism.ru

Никольчинкин Александр Александрович, начальник отдела, АО «Корпорация «МИТ», info@corp-mit.ru

Антипов Евгений Алексеевич, начальник отдела, к.т.н., АО «ЦНИИСМ», tsniiism@tsniism.ru

Information about the authors

Anatoly N. Garashchenko, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), JSC «Central Research Institute for Special Machinery», tsniiism@tsniism.ru

Alexander V. Vinogradov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), JSC «Central Research Institute for Special Machinery», tsniiism@tsniism.ru

Nikita V. Kobylkov, Engineer, JSC «Central Research Institute for Special Machinery», tsniiism@tsniism.ru

Alexander A. Nikolchenkin, Head of Division, JSC «Corporation «Moscow Institute of Heat Engineering», info@corp-mit.ru

Evgeny A. Antipov, Head of Division, Candidate of Sciences (Tech.), JSC «Central Research Institute for Special Machinery», tsniiism@tsniism.ru

Статья поступила в редакцию 18.03.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.03.2022.

The article was submitted 18.03.2022; approved and accepted for publication after reviewing 24.03.2022.

Научная статья

УДК 620.197

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-98-107

НАНЕСЕНИЕ МНОГОСЛОЙНОГО АНТИФРЕТТИНГОВОГО ПОКРЫТИЯ НА КРУПНОГАБАРИТНЫЕ ИЗДЕЛИЯ

С.А. Будиновский¹, А.А. Ляпин², Д.С. Горлов¹, А.С. Бенклян¹, С.В. Татарников¹

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

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия; bauman@bmstu.ru

Аннотация. Приведены результаты работ по нанесению внутреннего ионно-плазменного слоя системы Ti–TiN многослойного антифrettingового покрытия, разработанного в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ для защиты поверхности деталей газотурбинного двигателя от фреттинг-износа, на крупногабаритный образец-имитатор лопатки с применением опытно-промышленной ионно-плазменной установки типа МАП-Р. По результатам проделанной работы сделано заключение о возможности применения установки типа МАП-Р для нанесения антифrettingового покрытия на крупногабаритные детали газотурбинных двигателей.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, газотурбинная установка, вакуумно-дуговое осаждение, установка типа МАП-Р, антифrettingовое покрытие

Для цитирования: Будиновский С.А., Ляпин А.А., Горлов Д.С., Бенклян А.С., Татарников С.В. Нанесение многослойного антифrettingового покрытия на крупногабаритные изделия // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 09. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-98-107.

Scientific article

MULTI-LAYER ANTIFRETTING COATING ON LARGE-SIZED MANUFACTURES

S.A. Budinovskiy¹, A.A. Lyapin², D.S. Gorlov¹, A.S. Benklyan¹, S.V. Tatarnikov¹

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

²Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «Bauman Moscow State Technical University (National Research University of Technology)», Moscow, Russia; bauman@bmstu.ru

Abstract. The results of work on the application of the lower ion-plasma layer of the Ti–TiN system of a multilayer anti-fretting coating developed at the National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM to protect the surface of gas turbine engine and gas turbine plant products from fretting wear on a sample-simulator of a large-sized product with the use of an experimental-industrial ion-plasma installation of the MAP-R type. Based on the results of the work done, a conclusion was made about the possibility of using the MAP-R type installation for applying an anti-fretting coating to large-sized items.

Keywords: gas turbine engine, gas turbine unit, vacuum-arc deposition, MAP-R type installation, anti-fretting coating

For citation: Budinovskiy S.A., Lyapin A.A., Gorlov D.S., Benklyan A.S., Tatarnikov S.V. Multi-layer antifretting coating on large-sized manufactures. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 09. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-98-107.

Введение

В настоящее время для решения перспективных задач как в области производства газотурбинных двигателей (ГТД), так и газотурбинных установок (ГТУ), перед современной наукой стоят задачи по разработке новых уникальных конструкционных материалов и технологий [1–5]. Одним из способов повышения рабочих характеристик, срока службы и надежности изделий авиационной и газотурбинной техники является нанесение на их поверхность различных защитных покрытий [6–10]. Начиная с 70-х гг. прошлого века в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (далее – ВИАМ) успешно применяется вакуумно-дуговой метод нанесения защитных покрытий на детали горячего тракта ГТД и разработана целая серия установок для его реализации – ионно-плазменные установки типа МАП-1, МАП-1М, МАП-2 и МАП-3 [11–14]. Установки типа МАП широко используются для нанесения защитных покрытий на детали горячего тракта ГТД (в основном на лопатки турбин) на предприятиях авиастроительного комплекса России и некоторых зарубежных стран. Современные установки типа МАП (МАП-2 и МАП-3) являются полностью автоматизированной системой нанесения защитных покрытий. Управление установкой происходит посредством промышленного компьютера, контроллера, датчиков и программного обеспечения собственной разработки ВИАМ. Компьютерная система управления (рис. 1) обеспечивает запись и хранение информации по проводимым технологическим процессам, а также непрерывно следит за нанесением покрытия и прерывает процесс в случае аварийной ситуации.

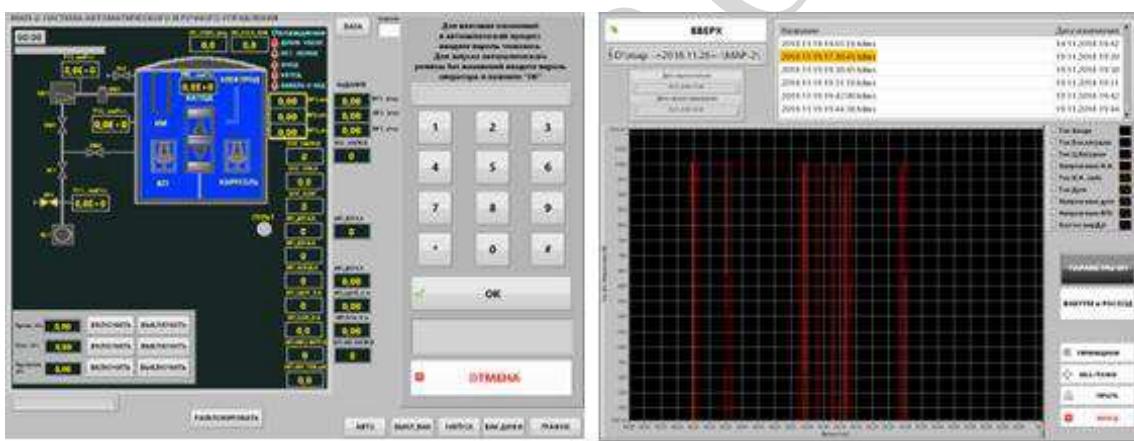


Рис. 1. Компьютерный интерфейс для ввода и отображения текущих параметров процесса нанесения ионно-плазменного покрытия системой автоматического управления ионно-плазменной установки типа МАП-2

Автоматизация процесса нанесения защитных покрытий не только значительно повышает качество и степень воспроизводимости свойств покрытий от процесса к процессу, но и исключает влияние человеческого фактора, не позволяя оператору изменить заданные параметры технологического процесса нанесения покрытия или выполнить действия, приводящие к аварийной ситуации.

В качестве распыляемого материала в установках типа МАП используются трубные толстостенные катоды из никелевого, алюминиевого, титанового, кобальтового, хромового и других сплавов. В ВИАМ разработаны сплавы для нанесения защитных покрытий различного назначения: коррозионностойких (СДП-1 + ВСДП-20, СДП-1 + ВСДП-13) и жаростойких (СДП-2 + ВСДП-16) – для рабочих лопаток турбин; ВПАКС – для элементов крепежа; эрозионно-коррозионностойких (ВЖЛ-2 + CrC, TiN/CrN) – для лопаток компрессора и т. д.

Серийные установки типа МАП-1, МАП-1М, МАП-2 и МАП-3 предназначены для обработки поверхности изделий размером до $\varnothing 125 \times 200$ мм. Максимальный размер обрабатываемого изделия ограничен габаритами рабочей камеры установки и привода вращения изделий. В настоящее время имеется большое количество деталей, на которые необходимо наносить защитные покрытия значительно больших размеров, чем позволяют серийные установки типа МАП.

Совершенствование современных ГТД и ГТУ происходит не только путем повышения рабочих температур турбины, но и возможного улучшения их массогабаритных характеристик. Для этого в конструкции турбины и компрессора современных газотурбинных агрегатов применяются детали типа «блиск» и «блинг», представляющие собой цельную ступень турбины или компрессора, лопатки которой составляют единое целое с диском ротора. Кроме того, возникают задачи, требующие нанесения покрытия на детали с линейными размерами до 600 мм, такие как лопатки вентилятора, компрессора и турбин низкого давления.

Один из особо сложных видов износа рабочих лопаток компрессоров ГТД и ГТУ – фреттинг, возникающий под воздействием микроперемещений условно неподвижных соединений. Фреттинг совмещает одномоментно сразу несколько процессов разрушения материала поверхности контактирующих друг с другом деталей: усталостное, коррозионное и абразивное изнашивания, каждое из которых может в различных условиях стать основным процессом, определяющим вид износа и характер разрушения деталей [15–18].

Когда трибологические пары испытывают относительное колебательное перемещение с амплитудой <10 мкм, массопереноса не происходит. Это означает, что все точки контакта испытывают относительное проскальзывание по замкнутому циклу. Упругое поведение реальных контактов может обеспечивать это движение, и фреттинг-износ не будет проявляться.

Для защиты от фреттинга в авиационной промышленности используют разработанное в ВИАМ твердосмазочное покрытие ЦВСП-3С и покрытие ВФП-5 с рабочей температурой до 250 °C. Однако меняющиеся условия работы новой авиационной техники требуют создания более эффективных покрытий для защиты от фреттинг-износа.

Для нанесения покрытий на крупногабаритные детали в ВИАМ разработана и запатентована опытно-промышленная ионно-плазменная установка типа МАП-Р [19]. Установка использована при разработке нового многослойного фреттингостойкого покрытия для защиты замка крупногабаритной лопатки.

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

Материалы и методы

Опытно-промышленная ионно-плазменная установка типа МАП-Р представлена на рис. 2 [20].

В установках типа МАП катодные пятна вакуумно-дугового разряда движутся по замкнутой кольцевой линии, неподвижной в пространстве и располагающейся соосно вертикальной оси симметрии катода, совершающего возвратно-поступательное движение по вертикали относительно покрываемых деталей и неподвижного электромагнитного фиксатора катодных пятен. В установке типа МАП-Р катодные пятна движутся по эллиптической траектории (высотой ~300 мм), расположенной на боковой поверхности трубного катода, который вращается вокруг собственной оси и относительно электромагнитного фиксатора катодных пятен специальной конструкции.

Такой подход позволил существенно увеличить высоту покрываемых деталей и при этом значительно повысить коэффициент использования массы распыляемого катода (не менее чем на 15 %).

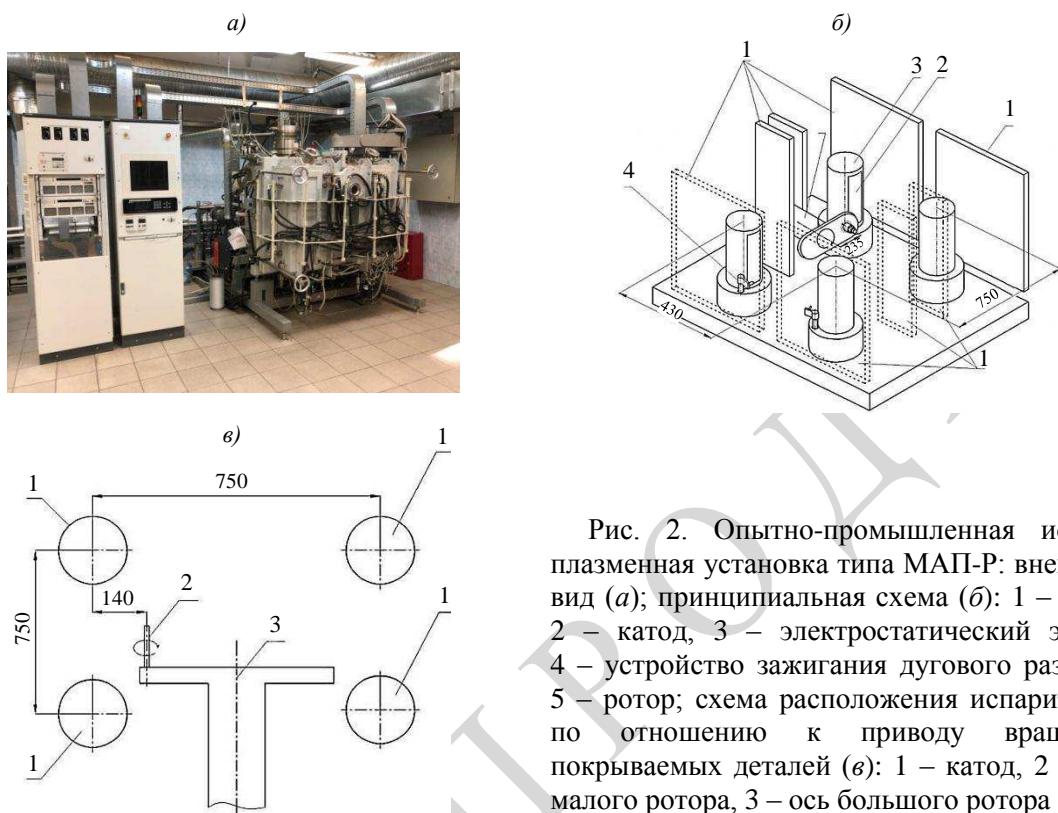


Рис. 2. Опытно-промышленная ионно-плазменная установка типа МАП-Р: внешний вид (*а*); принципиальная схема (*б*): 1 – анод, 2 – катод, 3 – электростатический экран, 4 – устройство зажигания дугового разряда, 5 – ротор; схема расположения испарителей по отношению к приводу вращения покрываемых деталей (*в*): 1 – катод, 2 – ось малого ротора, 3 – ось большого ротора

Одной из главных особенностей опытно-промышленной установки типа МАП-Р является наличие четырех вакуумно-дуговых испарителей с общей системой анодов (мультиэлектродная система).

Следует отметить, что данная установка полностью совместима с серийно производимыми трубными катодами, применяемыми на установках типа МАП. Более того, установка МАП-Р воспроизводит все базовые процессы, проводимые на установках типа МАП, в том числе нанесение нитридов, карбидов и т. д. Наличие двух независимых пар оппозитно расположенных вакуумно-дуговых испарителей позволяет наносить за один технологический цикл многослойные покрытия без вскрытия вакуумного объема (для замены катода), что существенно влияет на качество получаемых покрытий, в том числе и на межслойную когезию. Нанесение покрытия на изделие происходит во встречных потоках металлической плазмы, что позволяет обрабатывать изделия сложной геометрической формы при отсутствии прямой оптической видимости теневых зон изделий катодом вакуумно-дугового испарителя. Ионно-плазменная установка типа МАП-Р предназначена для обработки дисковидных изделий диаметром до 600 мм. На приводе вращений изделий (роторе) возможно закрепление изделий в объеме 200×800×800 мм. При необходимости обработки изделий больших габаритов возможна работа установки с применением только одной пары катодов-антитиподов и временным демонтажем анодов второй пары испарителей, что существенно увеличивает рабочий объем камеры. Поскольку все аноды подключены к общей точке, то демонтаж анодов второй пары испарителей не повлияет на работоспособность первой пары испарителей.

Нанесение многослойного антифrettингового покрытия производили на образец-имитатор крупногабаритного изделия. В качестве такого крупногабаритного изделия может выступать замок рабочей лопатки компрессора ГТД.

Образец представлял собой пластину высотой 320 мм, шириной 150 мм и толщиной 5 мм из титанового сплава ВТ6. Образец располагали на расстоянии 100 мм от вакуумно-дугового испарителя ионно-плазменной установки типа МАП-Р. На рис. 3 представлена схема размещения образца-имитатора внутри рабочей камеры установки МАП-Р. Для неподвижного закрепления образца-имитатора на оси малого ротора использована специальная технологическая оснастка.

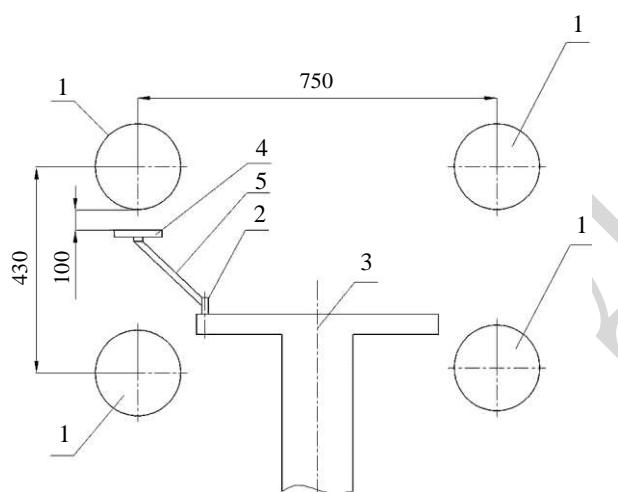


Рис. 3. Размещение образца-имитатора внутри рабочей камеры установки МАП-Р: 1 – катод; 2 – ось малого ротора; 3 – ось большого ротора; 4 – образец-имитатор; 5 – технологическая оснастка для неподвижного закрепления образца-имитатора на оси малого ротора

Образец-имитатор закрепляли неподвижно между парой катодов-антитподов, что существенно повышает скорость нанесения покрытия на его поверхность.

Перед нанесением покрытия на образец-имитатор проведена научно-поисковая работа по адаптации технологии нанесения нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифrettингового покрытия, применяемой для серийных установок типа МАП-2 и МАП-3, для ее реализации на опытно-промышленной установке типа МАП-Р. В данном случае важными отличительными чертами установки типа МАП-Р от установок МАП-2 и МАП-3 являются: наличие двух одновременно работающих катодов-антитподов (что существенно влияет на скорость распыления материала катода), отличная геометрическая форма устройства вращения изделий относительно распыляемого катода и увеличенный объем вакуумной камеры. Для реализации технологии нанесения нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифrettингового покрытия уменьшено время нанесения каждого слоя и увеличен расход рабочего газа (азота).

После нанесения покрытия произведен раскрой образца-имитатора крупногабаритного изделия в трех различных по высоте сечениях. Для того чтобы оценить равномерность толщины покрытия и однородность микроструктуры полученного нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифrettингового покрытия по высоте образца-имитатора, резы выполнены на расстоянии 10 (сечение A), 160 (сечение B) и 310 мм (сечение C) от верхнего края образца. Схема раскроя образца-имитатора представлена на рис. 4.

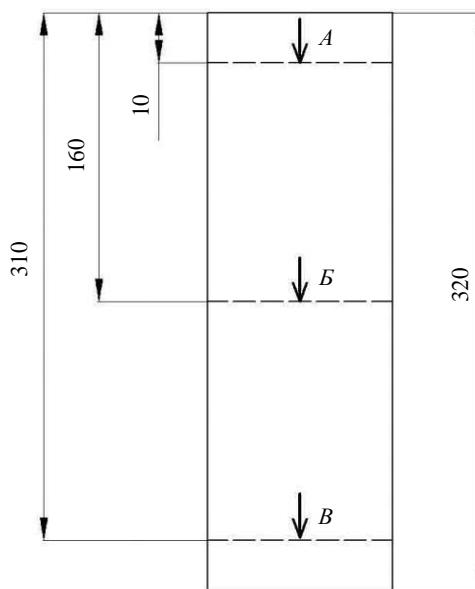


Рис. 4. Схема раскroя образца-имитатора

Далее проведено металлографическое исследование микроструктуры полученного нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифrettингового покрытия системы Ti–TiN на образце-имитаторе в выбранных сечениях A, B и B'.

Результаты и обсуждение

Исследование полученного покрытия проводили на инвертированном микроскопе Olympus GX51 с цифровой системой обработки изображения при увеличении $\times 500$. Погрешность измерений линейных размеров элементов топологии в диапазоне от 1 до 1000 мкм не более 0,3 %. Микроструктуры нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифrettингового покрытия системы Ti–TiN на образце-имитаторе, полученного на опытно-промышленной ионно-плазменной установке типа МАП-Р для нанесения защитных покрытий на крупногабаритные изделия, в выбранных сечениях A, B и B' представлены на рис. 5.

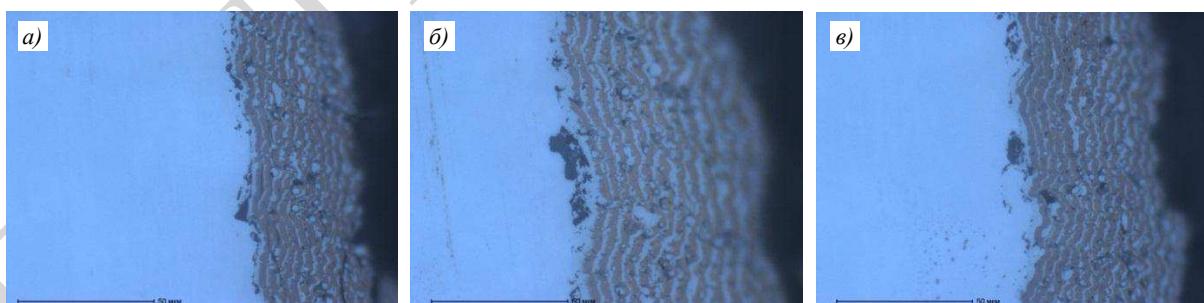


Рис. 5. Микроструктуры нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифrettингового покрытия системы Ti–TiN на образце-имитаторе, полученного на опытно-промышленной ионно-плазменной установке типа МАП-Р для нанесения защитных покрытий на крупногабаритные изделия, в выбранных сечениях A (а), B (б) и B' (в)

Видно, что во всех сечениях покрытие имеет одинаковую однородную слоистую структуру. Значения толщины покрытия в различных сечениях образца-имитатора приведены в таблице.

Толщина нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифretтингового покрытия в различных сечениях образца-имитатора

Сечение	Положение сечения	Толщина покрытия, мкм
<i>A</i>	Верх (10 мм от верхнего края)	49
<i>B</i>	Середина (160 мм от верхнего края)	70
<i>V</i>	Низ (310 мм от верхнего края)	50

Из данных таблицы видно, что разница в толщине полученного покрытия по высоте образца-имитатора крупногабаритного изделия составляет не более 30 % (на высоте 310 мм).

Скорость осаждения нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифretтингового покрытия на установке МАП-Р оказалась в 3 раза больше, чем на установке типа МАП-3, что обусловлено наличием двух одновременно работающих катодов-антиподов.

На основе полученных результатов в ВИАМ разработана технология по нанесению многослойного антифretтингового покрытия на детали ГТД и ГТУ – в частности, на замки лопаток компрессора или вентилятора из титановых сплавов [18]. Покрытие общей толщиной до 100 мкм состоит из внутреннего ионно-плазменного слоя и внешнего твердосмазывающего слоя. Данное покрытие обеспечивает защиту поверхности изделия при температурах до 500 °C.

Для нанесения внутреннего ионно-плазменного слоя многослойного антифretтингового покрытия системы Ti–TiN на детали ГТД и ГТУ применяются серийные установки типа МАП-2 и МАП-3 с трубным катодом из сплава системы Ti–Al–Cr. Верхний слой антифretтингового покрытия – твердосмазывающее покрытие ВАП-2, представляющее собой пленку из эпоксидной смолы ЭП-074 с высокоочищенным молибденом, наносимое с помощью кисти или краскоразбрзывателя.

На рис. 6 приведена металлография многослойного антифretтингового покрытия на образце-свидетеле из титанового сплава ВТ6, полученного на серийной ионно-плазменной установке МАП-3.

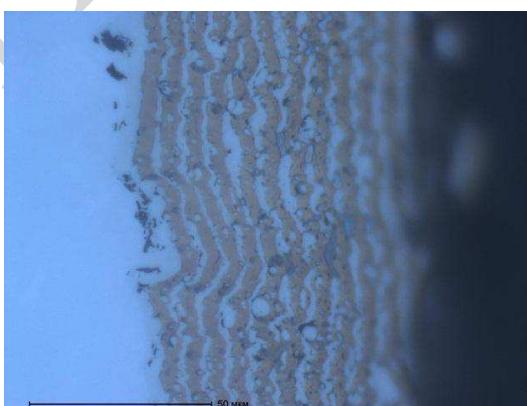


Рис. 6. Микроструктура многослойного антифretтингового покрытия, полученного на серийной ионно-плазменной установке типа МАП-3

Нижний ионно-плазменный слой антифretтингового покрытия имеет слоистую структуру – чередование слоев Ti–TiN. Данная структура формируется при периодической подаче в камеру напыления установки МАП-3 реактивного газа азота.

Структура полученного на опытно-промышленной установке типа МАП-Р нижнего ионно-плазменного слоя многослойного антифrettингового покрытия идентична структуре покрытия, полученного на серийной установке МАП-3 (рис. 6).

Разработанная в ВИАМ технология по нанесению многослойного антифrettингового покрытия обеспечивает высокую воспроизводимость процесса по составу и структуре слоев (95–99 %) и высокий коэффициент трения при температуре 350 °C: 0,67 [18].

Заключения

Для решения задач в области производства современных ГТД и ГТУ в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны:

– опытно-промышленная ионно-плазменная установка типа МАП-Р, позволяющая обрабатывать изделия диаметром до 600 мм. Проведенные металлографические исследования показали, что полученный на опытно-промышленной установке типа МАП-Р ионно-плазменный слой системы Ti–TiN многослойного антифrettингового покрытия идентичен полученному на серийной установке МАП-3;

– опытная технология нанесения на установке МАП-Р антифrettингового покрытия с внутренним ионно-плазменным слоем системы Ti–TiN и внешним покрытием ВАП-2 с рабочей температурой до 500 °C для защиты замков крупногабаритных лопаток из титанового сплава ВТ6.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., 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: 11.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
3. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
4. Каблов Е.Н. Наука как отрасль экономики // Наука и жизнь. 2009. № 10. С. 6–10.
5. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 36–52.
6. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Эрозионностойкие покрытия для лопаток компрессора газотурбинных двигателей // Электрометаллургия. 2016. № 10. С. 23–38.
7. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия с керамическим слоем пониженной теплопроводности на основе оксида циркония для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Сб. докладов конф. «Современные достижения в области создания перспективных неметаллических композиционных материалов и покрытий для авиационной и космической техники». М.: ФГУП «ВИАМ», 2015. С. 3.
8. Кащин Д.С., Стехов П.А. Современные теплозащитные покрытия, полученные методом электронно-лучевого напыления (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 2 (62). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-10-10.
9. Александров Д.А., Артеменко Н.И. Износостойкие покрытия для защиты деталей трения современных ГТД // Труды ВИАМ. 2016. № 10 (46). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-6-6.
10. Мубояджян С.А. Защитные покрытия для деталей горячего тракта ГТД // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. № 3. С. 26–30.

11. Мубояджян С.А. Промышленное ионно-плазменное оборудование для нанесения защитных покрытий // Энциклопедия инженера-химика. 2012. № 5. С. 34–41.
12. Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А. Вакуумно-плазменная технология получения защитных покрытий из сложнолегированных сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. № 2. С. 15–18.
13. Установка для нанесения защитных покрытий: пат. 2187576 Рос. Федерации; заявл. 14.09.00; опубл. 20.08.08.
14. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Ионное травление и модифицирование поверхности ответственных деталей машин в вакуумно-дуговой плазме // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. № S2. С. 149–163.
15. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. С. 531–534.
16. Виноградов С.С., Теркулова Ю.А., Курдюкова Е.А., Никифоров А.А. Износостойкое, антифрикционное и фреттингостойкое покрытие на основе Ni–B // Труды ВИАМ. 2015. № 1. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-1-2-2.
17. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. № 3. С. 2–14.
18. Горлов Д.С., Скрипак В.И., Мубояджян С.А., Егорова Л.П. Исследование фреттинг-износа твердосмазочного, шликерного и ионно-плазменного покрытий // Труды ВИАМ. 2017. № 3 (51). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-3-7-7.
19. Способ нанесения защитных покрытий и устройство для его осуществления: пат. 2625698 Рос. Федерация; заявл. 29.08.16; опубл. 18.07.17.
20. Будиновский С.А., Ляпин А.А., Бенклян А.С. Опытно-промышленные ионно-плазменные установки МЭШ-50 и МАП-Р для нанесения защитных покрытий на детали транспортных и энергетических газотурбинных установок // Инженерный журнал: наука и инновации. 2021. № 10. URL: <http://www.enjournal.ru> (дата обращения: 01.11.2021). DOI: 10.18698/2308-6033-2021-10-2120.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». Aviacionnye materialy i tehnologii, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. Trudy VIAM, 2020, no. 3 (87), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 11, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
3. Kablov E.H. VIAM: New generation materials for PD-14. Krylya Rodiny, 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
4. Kablov E.N. Science as a branch of economics. Nauka i zhizn, 2009, no. 10, pp. 6–10.
5. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. Nickel foundry heat resisting alloys of new generation. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2012, no. S, pp. 36–52.
6. Kablov E.N., Muboyajyan S.A. Erosion-resistant coatings for the shoulder blades of the compressor of gas turbine engines. Elektrometallurgiya, 2016, no. 10, pp. 23–38.
7. Kablov E.N., Muboyajyan S.A. The heat-shielding coatings with a ceramic layer of reduced thermal conductivity based on zirconium oxide for high-pressure turbine blades of promising GTD. Reports of conf. «Modern achievements in the field of creation of promising non-metallic composite materials and coatings for aviation and space technology». Moscow: VIAM, 2015, p. 3.
8. Kashin D.S., Stekhov P.A. Modern thermal barrier coatings obtained by electron-beam physical vapor deposition (review). Trudy VIAM, 2018, no. 2, paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-10-10.

9. Aleksandrov D.A., Artemenko N.I. Wear-resistant coatings to protect friction parts of modern gas turbine engines. Trudy VIAM, 2016, no. 10, paper no. 6. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-6-6.
10. Muboyajyan S.A. Protective coatings for hot tract parts. Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik, 2011, no. 3, pp. 26–30.
11. Muboyajyan S.A. Industrial ion-plasma equipment for applying protective coatings. Entsiklopediya inzhenera-khimika, 2012, no. 5, pp. 34–41.
12. Muboyajyan S.A., Kablov E.N., Budinovsky S.A. Vacuum-plasma technology for obtaining protective coatings from complex alloy alloys. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, 1995, no. 2, pp. 15–18.
13. Installation for applying protective coatings: pat. 2187576 Rus. Federation; filed 14.09.00; publ. 20.08.08.
14. Kablov E.N., Muboyajyan S.A. Ionus etching and modification of the surface of the responsible parts of machines in vacuum-dug plasma. Vestnik Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Baumana. Ser.: Mechanical Engineering, 2011, no. S2, pp. 149–163.
15. Kablov E.N. Casting shoulder blades of gas turbine engines. Alloys, technologies, coating. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, pp. 531–534.
16. Vinogradov S.S., Terkulova Yu.A., Kurdyukova E.A., Nikiforov A.A. Wear-proof, antifriction and fretting-resistant coating based on Ni-B. Trudy VIAM, 2015, no. 1, paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-1-2-2.
17. Kablov E.N. Aerospace materials science. Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik, 2008, no. 3, pp. 2–14.
18. Gorlov D.S., Skripak V.I., Muboyadzhyan S.A., Egorova L.P. The research of fretting-wear slip and ion-plasma coatings. Trudy VIAM, 2017, no. 3, paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-3-7-7.
19. A method of applying protective coatings and a device for its implementation: pat. 2625698 Rus. Federation; filed 29.08.16; publ. 18.07.17.
20. Budinovsky S.A., Lyapin A.A., Benklyan A.S. Experimental and industrial-plasma installations MASH-50 and MAP-R for applying protective coatings to parts of transport and energy gas turbine installations. Inzhenernyy zhurnal: nauka i innovatsii, 2021, no. 10. Available at: <http://www.enjournal.ru> (accessed: November 01, 2021). DOI: 10.18698/2308-6033-2021-10-2120.

Информация об авторах

Будиновский Сергей Александрович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ляпин Александр Александрович, доцент кафедры, к.т.н., МГТУ им. Н.Э. Баумана, bauvan@bmstu.ru

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

Бенклян Артем Сергеевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Татарников Сергей Владимирович, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Sergey A. Budinovskiy, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander A. Lyapin, Associate Professor, Candidate of Sciences (Tech.), Bauman Moscow State Technical University, bauvan@bmstu.ru

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

Artyom S. Benklyan, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey V. Tatarnikov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 26.11.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.12.2021.

The article was submitted 26.11.2021; approved and accepted for publication after reviewing 15.12.2021.

Научная статья

УДК 666.3

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119

НАНЕСЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ СЛОЕВ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ И $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$

О.Н. Доронин¹, Н.И. Артеменко¹, П.А. Стхов¹, В.А. Воронов¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследования перспективных керамических составов систем $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ и $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$. Показана возможность нанесения керамических слоев систем $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ и $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$ методом электронно-лучевого испарения из штабиков. Выполнен расчет коэффициента теплопроводности керамических слоев разных составов. По результатам исследования конденсированных слоев, полученных методом электронно-лучевого осаждения из штабиков разных систем, установлено, что способности оксидов к испарению различаются.

Ключевые слова: керамический слой, теплозащитные покрытия (ТЗП), оксид гафния, оксид самария, оксид циркония, коэффициент теплопроводности

Для цитирования: Доронин О.Н., Артеменко Н.И., Стхов П.А., Воронов В.А. Нанесение керамических слоев теплозащитных покрытий на основе систем $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ и $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$ // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 10. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.

Scientific article

DEPOSITION OF CERAMIC LAYERS OF HEAT PROTECTION COATINGS BASED ON THE SYSTEMS $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ AND $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$

O.N. Doronin¹, N.I. Artemenko¹, P.A. Stekhov¹, V.A. Voronov¹

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

Abstract. The results of studying promising ceramic compositions of the $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ and $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$ systems are presented. The possibility of depositing ceramic layers of the $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ and $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$ systems by the method of electron-beam evaporation from rods is shown. The thermal conductivity coefficient of ceramic layers of different compositions has been calculated. According to the results of the study of condensed layers obtained by the method of electron beam deposition from rods of different systems, it was found that the abilities of oxides to evaporate differ.

Keywords: ceramic layer, thermal protection coatings (HPC), hafnium oxide, samarium oxide, zirconium oxide, thermal conductivity coefficient

For citation: Doronin O.N., Artemenko N.I., Stekhov P.A., Voronov V.A. Deposition of ceramic layers of heat protection coatings based on the system $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ and $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 10. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.

Введение

В последние десятилетия в мировом авиационном двигателестроении для рабочих и сопловых лопаток турбины высокого давления применяют теплозащитные покрытия (ТЗП), представляющие собой комбинацию из внешнего керамического слоя и внутреннего металлического жаростойкого соединительного слоя [1–4]. При этом температура продуктов сгорания авиационного топлива на входе в турбину в современных двигателях превышает температуру плавления сплава лопатки и работоспособность лопаток турбины высокого давления достигается за счет эффективного охлаждения внутренней полости и применения ТЗП, снижающего температуру на пере лопаток [5–11]. В настоящее время за рубежом широкое применение нашли многослойные системы защитных покрытий с внутренними жаростойкими слоями на основе алюминидов никеля и платины и внешними термобарьерными слоями на основе стабилизированного оксидом иттрия диоксида циркония.

Диоксид циркония имеет максимальную рабочую температуру 1200 °C, а с целью повышения эксплуатационных характеристик газотурбинных двигателей температуру на рабочих лопатках требуется поднять до 1300 °C и более. Самыми перспективными системами для керамических слоев высокотемпературных ТПЗ считаются соединения на основе оксида гафния, обладающие многими преимуществами, такими как стабильность при высоких температурах, отсутствие фазовых переходов до температуры 1600 °C, температура плавления ≥ 2800 °C и низкий коэффициент теплопроводности $\lambda \leq 1$ Вт/(м·К) [12–14].

В настоящее время в качестве керамического слоя ТПЗ используются системы керамик из трех- и более компонентов на основе оксида циркония с добавками оксидов иттрия, гадолиния, церия, иттербия и др.

В данной работе представлены результаты исследований перспективных керамических составов систем $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ и $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$ [15].

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 17.3. «Многослойные жаростойкие и теплозащитные покрытия,nanoструктурные упрочняющие эрозионно- и коррозионностойкие, износостойкие, антифrettинговые покрытия для защиты деталей горячего тракта и компрессора ГТД и ГТУ», ведутся работы по созданию новых ТПЗ и отечественных технологий их нанесения [16].

Материалы и методы

Для исследований свойств конденсированных керамических слоев проведено нанесение на подложку из сплава Х20Н80 методом электронно-лучевого осаждения перспективных составов систем $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ и $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$. Для нанесения керамических слоев систем $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$ и $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$ изготовлены керамические штабики размером $\varnothing(31\pm1)\times(30\pm2)$ мм (диаметр×высота). В качестве исходных порошков использовали порошки оксидов самария, циркония, гадолиния, иттрия и гафния со средним размером частиц от 0,3 до 5 мкм. После получения технологической смеси в нее добавляли от 0,5 до 1 % (по массе) поливинилового спирта и многократно (не менее 3 раз) пропускали через сито с размером ячейки не более 63 мкм. Полученную шихту засыпали в металлическую пресс-форму и прессовали цилиндрические штабики с применением гидравлического пресса при максимальном давлении от 8 до 14 МПа. Далее полученные штабики подвергали многостадийному высокотемпературному обжигу с целью удаления органической связки и спеканию.

Осаждение керамических слоев покрытия из паровой фазы электронно-лучевым испарением керамического штабика осуществляли на лабораторной установке

S-EBW Tec. Процесс испарения происходил при сканировании поверхности керамического штабика электронным лучом мощностью до 20 кВт. Нанесение покрытий производили на подложки из сплава ХН78Т с предварительным подогревом до температуры 950 °С. Для равномерного распределения конденсированного покрытия по поверхности образца при нанесении подложки вращали в плоскости, параллельной поверхности ванны расплава. Важной особенностью метода является то, что при электронно-лучевом испарении происходит формирование жидкой ванны на поверхности керамического штабика, что позволяет практически нивелировать структурную неоднородность штабика и получать усредненный по химическому составу равномерный конденсат. Осаждение покрытий осуществляли в атмосфере кислорода при давлении 0,1–0,6 Па.

После осаждения проведен электронно-зондовый микроанализ конденсированных покрытий и испаряемых штабиков на растровом электронном микроскопе Quanta Inspect F50 фирмы FEI (Голландия) с использованием энергодисперсионного анализатора EDS/ЭДА фирмы Edax (США).

Изготовлены металлографические шлифы и проведен среднеинтегральный микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) по сечению покрытия. Элементный анализ образцов с покрытиями показал, что содержание кислорода в конденсированных слоях превышает стехиометрическое содержание в керамической композиции. Данные по превышению содержания кислорода следующие:

Условный номер состава	Y1	Y2	Y3	Gd1	Gd2	Gd3
Превышение содержания кислорода, %	101	115	108	141	114	249

При этом в штабиках, из которых производили нанесение покрытий, содержание кислорода находилось на уровне расчетного равновесного значения. Это можно объяснить тем, что структура покрытия чрезвычайно развита (с учетом того, что она сформирована в атмосфере кислорода) и содержит в порах избыточный кислород сверх стехиометрического состава. Поэтому дальнейший анализ состава производили по соотношению содержания в покрытии редкоземельного металла без учета содержания кислорода.

Результаты и обсуждение

Исходя из того, что в составе покрытий зафиксирован избыток кислорода, формирование конденсата происходило в среде кислорода, и после нанесения покрытий производили их высокотемпературный окислительный отжиг. Выполнен также пересчет результатов МРСА на соотношение стехиометрических оксидов в составе конденсата. Структура конденсированного слоя состава Y1 представлена на рис. 1.

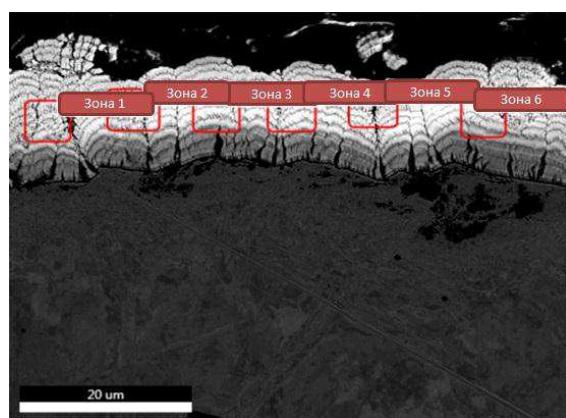


Рис. 1. Структура конденсированного слоя состава Y1 с зонами среднеинтегрального МРСА

Исходное содержание оксидов в испаряемом штабике состава Y1 представлено в табл. 1. Химический состав конденсата, полученного методом электронно-лучевого осаждения из штабика состава Y1, представлен в табл. 2.

Химический состав штабика Y1

Мольные доли, % (мольн.)			Массовая доля, %		
Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂
50,0	50,0	0	60,7	39,3	0

Таблица 1

Химический состав конденсата, полученного из штабика Y1

Массовая доля металлов, %			Мольные доли оксидов, % (мольн.)			Массовая доля оксидов, %		
Sm	Y	Hf	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂
77,65	22,35	0	67,26	32,74	0	76,03	23,97	0

Таблица 2

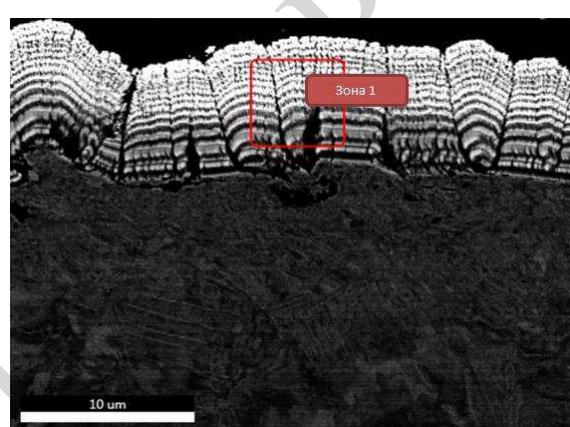


Рис. 2. Структура конденсированного слоя состава Y2 с зонами среднеинтегрального МРСА

Исходное содержание оксидов в испаряемом штабике состава Y2 представлено в табл. 3. Химический состав конденсата, полученного методом электронно-лучевого осаждения из штабика состава Y2, представлен в табл. 4.

Химический состав штабика Y2

Мольные доли, % (мольн.)			Массовая доля, %		
Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂
0	10,0	90,0	0	10,7	89,3

Таблица 3

Химический состав конденсата, полученного из штабика Y2

Массовая доля металлов, %			Мольные доли оксидов, % (мольн.)			Массовая доля оксидов, %		
Sm	Y	Hf	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂
0	33,35	66,65	0	50,12	49,88	0	51,91	48,09

Таблица 4

По результатам МРСА покрытия состава Y2 показано, что содержание оксида иттрия в конденсированном слое больше, чем в исходном штабике, что свидетельствует о значительно более высокой способности оксида иттрия к испарению по сравнению с оксидом гафния.

Структура конденсированного керамического слоя состава Y3 и зоны среднеинтегрального МРСА представлены на рис. 3.

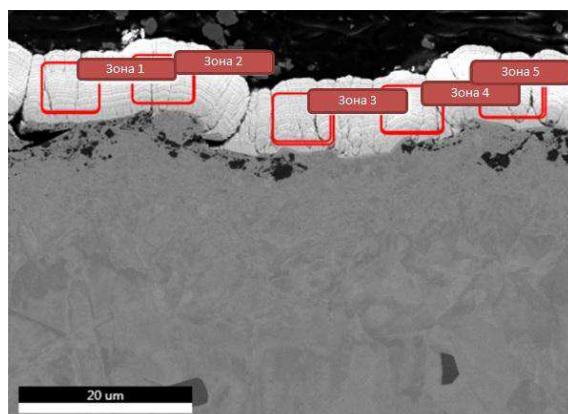


Рис. 3. Структура конденсированного слоя состава Y3 с зонами среднеинтегрального МРСА

Исходное содержание оксидов в испаряемом штабике состава Y3 представлено в табл. 5. Химический состав конденсата, полученного методом электронно-лучевого осаждения из штабика состава Y3, представлен в табл. 6.

Химический состав штабика Y3

Мольные доли, % (мольн.)			Массовая доля, %		
Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂
10,0	0	90,0	15,6	0	84,4

Таблица 5

Химический состав конденсата, полученного из штабика Y3

Массовая доля металлов, %			Мольные доли оксидов, % (мольн.)			Массовая доля оксидов, %		
Sm	Y	Hf	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂	Sm ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	HfO ₂
22,11	0	77,89	25,2	0	47,8	35,86	0	64,14

Таблица 6

По результатам МРСА покрытия состава Y3 показано, что содержание оксида самария в конденсированном слое больше, чем в исходном штабике, что свидетельствует о более высокой способности оксида самария к испарению по сравнению с оксидом гафния.

Структура конденсированного слоя состава Gd1 и зоны среднеинтегрального МРСА представлены на рис. 4.

Исходное содержание оксидов в испаряемом штабике состава Gd1 представлено в табл. 7. Химический состав конденсата, полученного методом электронно-лучевого осаждения из штабика состава Gd1, представлен в табл. 8.

По результатам МРСА покрытия состава Gd1 показано, что содержание оксида гадолиния в конденсированном слое больше, чем в исходном штабике, что свидетельствует о более высокой способности оксида гадолиния к испарению по сравнению с оксидом гафния.

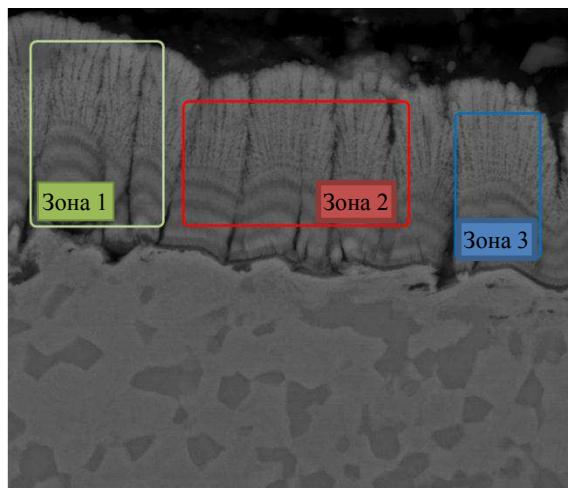


Рис. 4. Структура ($\times 3000$) конденсированного слоя состава Gd1 с зонами среднеинтегрального МРСА

Таблица 7

Химический состав штабика Gd1

Мольные доли, % (мольн.)			Массовая доля, %		
Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂
8,10	83,20	8,70	19,80	67,85	12,35

Таблица 8

Химический состав конденсата, полученного из штабика Gd1

Массовая доля металлов, %			Мольные доли оксидов, % (мольн.)			Массовая доля оксидов, %		
Gd	Zr	Hf	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂
62,85	35,30	1,85	32,91	65,38	1,71	59,08	39,14	1,78

Структура конденсированного керамического слоя Gd2 и зоны среднеинтегрального МРСА представлены на рис. 5.

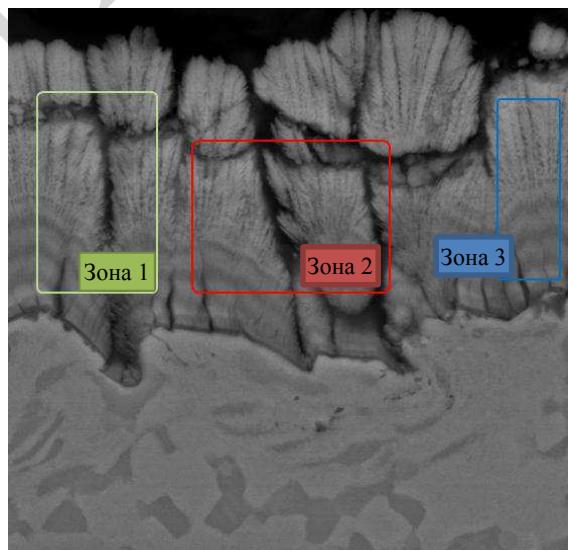


Рис. 5. Структура ($\times 3000$) конденсированного слоя состава Gd2 с зонами среднеинтегрального МРСА

Исходное содержание оксидов в испаряемом штабике состава Gd2 представлено в табл. 9. Химический состав конденсата, полученного методом электронно-лучевого осаждения из штабика состава Gd2, представлен в табл. 10.

Таблица 9

Химический состав штабика Gd2

Мольные доли, % (мольн.)			Массовая доля, %		
Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂
12,40	73,80	13,80	27,54	54,66	17,80

Таблица 10

Химический состав конденсата, полученного из штабика Gd2

Массовая доля металлов, %			Мольные доли оксидов, % (мольн.)			Массовая доля оксидов, %		
Gd	Zr	Hf	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂
69,56	27,96	2,48	40,25	57,22	2,53	66,20	31,38	2,42

По результатам МРСА покрытия состава Gd2 показано, что содержание оксида гадолиния в конденсированном слое больше, чем в исходном штабике, что свидетельствует о более высокой способности оксида гадолиния к испарению по сравнению с оксидом гафния.

Структура конденсированного керамического слоя Gd3 и зоны среднеинтегрального МРСА представлены на рис. 6.

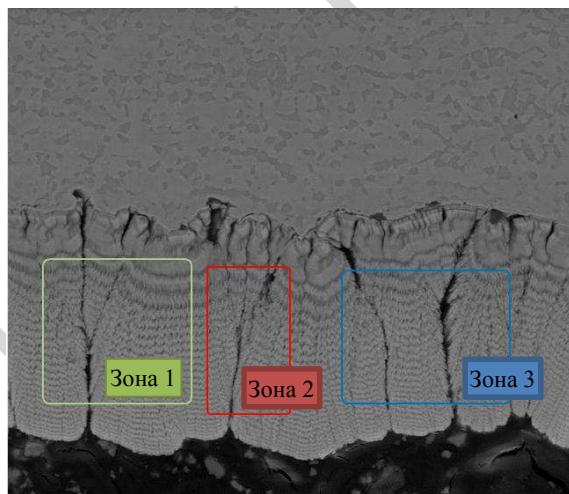


Рис. 6. Структура ($\times 3000$) конденсированного слоя состава Gd3 с зонами среднеинтегрального МРСА

Исходное содержание оксидов в испаряемом штабике состава Gd3 представлено в табл. 11. Химический состав конденсата, полученного методом электронно-лучевого осаждения из штабика состава Gd3, представлен в табл. 12.

Таблица 11

Химический состав штабика Gd3

Мольные доли, % (мольн.)			Массовая доля, %		
Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂
13,80	22,20	64,00	23,64	12,69	63,67

Таблица 12

Химический состав конденсата, полученного из штабика Gd3

Массовая доля металлов, %			Мольные доли оксидов, % (мольн.)			Массовая доля оксидов, %		
Gd	Zr	Hf	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂	Gd ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂
21,60	41,09	37,31	9,28	62,47	28,25	19,95	44,79	35,26

По результатам МРСА покрытия состава Gd3 показано, что содержание оксида циркония в конденсированном слое больше, чем в исходном штабике, что свидетельствует о более высокой способности оксида циркония к испарению по сравнению с оксидом гафния.

Для измерения теплофизических свойств конденсированных слоев керамики предприняты попытки изготовить исследовательские образцы керамического слоя методом травления металлической подложки. Ввиду высокоразвитой структуры керамического слоя и малой толщины всех образцов покрытий (11 мкм) образцы конденсированных слоев не смогли сохранить целостность.

В связи с этим принято решение сопоставить химический состав конденсированных слоев, полученных методом электронно-лучевого осаждения из штабиков, с химическим составом исходных штабиков, а для оценки коэффициента теплопроводности использовать данные по удельной теплоемкости, температурному коэффициенту линейного расширения и коэффициенту температуропроводности исходных штабиков.

Измерение плотности конденсированного слоя керамики при комнатной температуре проводили по формуле

$$\rho = \frac{\Delta M \cdot 10^3}{h}, \quad (1)$$

где ΔM – удельное изменение массы образца после напыления, $\text{г}/\text{м}^2$; h – толщина покрытия, мкм.

Результат измерения плотности конденсированных керамических слоев при комнатной температуре, полученных методом электронно-лучевого осаждения, представлен в табл. 13.

Таблица 13

Плотность конденсированных керамических слоев при комнатной температуре

Условный номер состава	Удельное изменение массы, $\text{г}/\text{см}^2$	Толщина конденсированного слоя, мкм	Плотность при комнатной температуре, $\text{кг}/\text{м}^3$	Плотность исходного штабика при комнатной температуре, $\text{кг}/\text{м}^3$
Y1	58,60	11	5270	6120
Y2	68,54	11	5900	5300
Y3	70,52	11	5930	6400
Gd1	57,50	10	5450	5580
Gd2	53,39	10	5300	5400
Gd3	208,64	39	5350	5220

Расчет температурной зависимости плотности конденсированных слоев керамики производили по формуле

$$\rho(T) = \frac{\rho_0}{1 + 3 \cdot \alpha \cdot \Delta T}, \quad (2)$$

где ρ_0 – плотность при комнатной температуре, $\text{кг}/\text{м}^3$; α – температурный коэффициент линейного расширения, К^{-1} ; ΔT – разность между комнатной и повышенной температурами, $^\circ\text{C}$.

Температурный коэффициент линейного расширения для конденсированных слоев керамики принимается равным аналогичному коэффициенту для исходных штабиков. Результат расчета представлен на рис. 7.

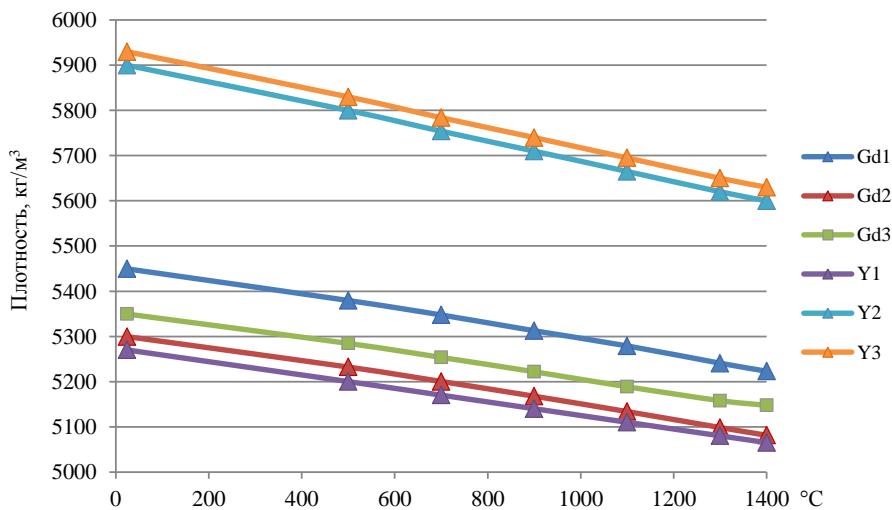


Рис. 7. Результат расчета плотности конденсированных слоев керамики, полученных методом электронно-лучевого осаждения из штабиков, в зависимости от температуры

По результатам расчета плотности конденсированных керамических слоев видно, что у составов Y2 и Gd3 плотность увеличилась (по сравнению с плотностью исходных штабиков), а у конденсированных керамических слоев Y1, Y3, Gd1 и Gd2 уменьшилась (по сравнению с исходными штабиками). Такие изменения связаны, прежде всего, с различной пористостью конденсированных слоев и исходных спеченных штабиков, а также с изменением химического состава конденсата по сравнению с составом исходного штабика.

Значения коэффициента температуропроводности и удельной теплоемкости для конденсированных слоев керамики принимаются равными значениям аналогичных характеристик для исходных штабиков. Далее проводится оценочный расчет, результаты которого представлены на рис. 8, коэффициента теплопроводности конденсированных керамических слоев по формуле

$$\lambda(T) = a(T) \cdot \rho(T) \cdot c_p(T), \quad (3)$$

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

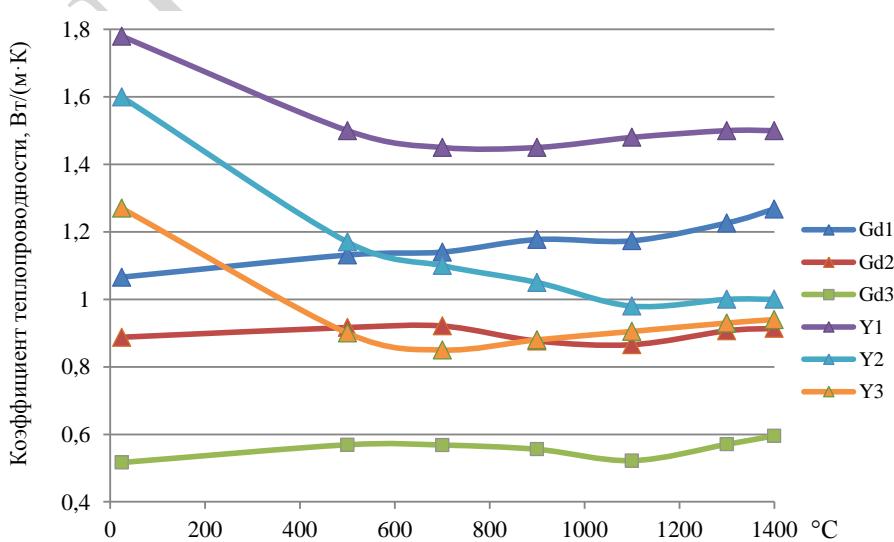


Рис. 8. Результат расчета коэффициента теплопроводности конденсированных слоев керамики, полученных методом электронно-лучевого осаждения из штабиков

Следует отметить, что проведенный расчет является оценочным, поскольку в процессе электронно-лучевого осаждения происходит значительное изменение химического состава конденсированного слоя по сравнению с исходным штабиком, что отражается на теплофизических свойствах керамики.

Заключения

По результатам исследования конденсированных слоев, полученных методом электронно-лучевого осаждения из штабиков двухкомпонентных систем $\text{Sm}_2\text{O}_3-\text{Y}_2\text{O}_3$, $\text{Y}_2\text{O}_3-\text{HfO}_2$ и $\text{Sm}_2\text{O}_3-\text{HfO}_2$, установлено, что способности оксидов к испарению различаются и соответствуют ряду (в порядке возрастания): HfO_2 (2810°C) $\rightarrow \text{Y}_2\text{O}_3$ (2425°C) $\rightarrow \text{Sm}_2\text{O}_3$ (2335°C).

По результатам исследования конденсированных слоев, полученных методом электронно-лучевого осаждения из штабиков трехкомпонентной системы $\text{Gd}_2\text{O}_3-\text{ZrO}_2-\text{HfO}_2$, установлено, что способности оксидов к испарению различаются и соответствуют ряду (в порядке возрастания): HfO_2 (2810°C) $\rightarrow \text{ZrO}_2$ (2710°C) $\rightarrow \text{Gd}_2\text{O}_3$ (2420°C).

В процессе проектирования составов керамических слоев ТЗП необходимо учитывать данную особенность переноса оксидов из испаряемого материала на поверхность деталей в виде конденсата при изготовлении штабиков для электронно-лучевого нанесения покрытий.

Наилучшие результаты по значениям коэффициента теплопроводности $\lambda < 1 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ показала керамика, полученная из штабиков составов, % (по массе): $12,4\text{Gd}_2\text{O}_3-73,8\text{ZrO}_2-13,8\text{HfO}_2$ и $13,8\text{Gd}_2\text{O}_3-22,2\text{ZrO}_2-64\text{HfO}_2$. Полученные керамические слои требуют дальнейшего изучения.

Данное исследование выполнено при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-03-00721).

Список источников

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
2. 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: 31.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
3. Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А. Вакуумно-плазменная технология получения защитных покрытий из сложнолегированных сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. № 2. С. 15–18.
4. 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.
5. Авдуевский В.С., Галицкий Б.М., Глебов Г.А. и др. Основы теплопередачи в авиационной и ракетно-космической технике: учебник. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1992. 528 с.
6. Gurrappa I., Sambasiva Rao A. Thermal barrier coatings for enhanced efficiency of gas turbine engines // Surface & Coatings Technology. 2006. No. 201. P. 3016.
7. Смирнов А.А., Будиновский С.А., Матвеев П.В., Чубаров Д.А. Разработка теплозащитных покрытий для лопаток ТВД из никелевых монокристаллических сплавов ВЖМ4, ВЖМ5У // Труды ВИАМ. 2016. № 1 (37). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-17-24.
8. Мубояджян С.А. Промышленное ионно-плазменное оборудование для нанесения защитных покрытий // Энциклопедия инженера-химика. 2012. № 5. С. 34–41.

9. Мубояджян С.А. Защитные покрытия для деталей горячего тракта ГТД // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. № 3. С. 26–30.
10. Кашин Д.С., Стехов П.А. Современные теплозащитные покрытия, полученные методом электронно-лучевого напыления (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 2 (62). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-10-10.
11. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия с керамическим слоем пониженной теплопроводности на основе оксида циркония для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Сб. докл. конф. «Современные достижения в области создания перспективных неметаллических композиционных материалов и покрытий для авиационной и космической техники». М.: ВИАМ, 2015. С. 1–27.
12. Terry S.G., Litty J.R., Levi C.G. Evolution of porosity and texture in thermal barrier coatings grown by EB-PVD // Elevated Temperature Coatings: Science and Technology III. The Minerals, Metals and Materials Society, 1999. P. 13–26.
13. Matsumoto K., Itoh Y., Kameda T. EB-PVD process and thermal properties of hafnia-based thermal barrier coating // Science and Technology of Advanced Materials. 2003. No. 4. P. 153.
14. Schlichting K.W., Padture N.P., Klemens P.G. Thermal conductivity of dense and porous yttria-stabilized zirconia // Journal of materials science. 2001. No. 36. P. 3003–3010.
15. Каблов Е.Н., Доронин О.Н., Артеменко Н.И., Стехов П.А., Мараховский П.С., Столярова В.Л. Исследование физико-химических свойств керамики на основе системы $\text{Sm}_2\text{O}_3-\text{Y}_2\text{O}_3-\text{HfO}_2$ для разработки перспективных теплозащитных покрытий // Журнал неорганической химии. 2020. № 6. С. 846–855. DOI: 10.31857/S0044457X20060070.
16. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Kablov E.N. Casting shoulder blades of gas turbine engines: alloys, technologies, coatings. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.
2. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. Trudy VIAM, 2020, no. 3 (87), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 31, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
3. Muboyajyan S.A., Kablov E.N., Budinovsky S.A. Vacuum-plasma technology for obtaining protective coatings from complex alloy alloys. Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov, 1995, no. 2, pp. 15–18.
4. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Svetlov I.L. Highly efficient cooling of GTE hot section blades. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. 2 (47), pp. 3–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-3-14.
5. Avduevsky V.S., Galicia B.M., Glebov G.A. et al. The basics of heat transfer in aviation and missile and space technology: textbook. 2nd ed., rev. and add. Moscow: Mashinostroyeniye, 1992, 528 p.
6. Gurappa I., Sambasiva Rao A. Thermal barrier coatings for enhanced efficiency of gas turbine engines. Surface & Coatings Technology, 2006, no. 201, pp. 3016.
7. Smirnov A.A., Budinovskij S.A., Matveev P.V., Chubarov D.A. The development of thermal barrier coatings for turbine blades of single-crystal nickel alloys VZhM4, VZhM5U]. Trudy VIAM, 2016, no. 1 (37), paper no. 3. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 31, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-17-24.
8. Muboyajyan S.A. Industrial ion-plasma equipment for applying protective coatings. Entsiklopediya inzhenera-khimika, 2012, no. 5, pp. 34–41.
9. Muboyajyan S.A. Protective coatings for hot tract parts. Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik, 2011, no. 3, pp. 26–30.

10. Kashin D.S., Stekhov P.A. Modern thermal barrier coatings obtained by electron-beam physical vapor deposition (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 2, paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 31, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-10-10.
11. Kablov E.N., Muboyajyan S.A. The heat -shielding coatings with a ceramic layer of reduced thermal conductivity based on zirconium oxide for high-pressure turbine blades of promising GTD. Reports of Conf. «Modern achievements in the field of creation of promising non-metallic composite materials and coatings for aviation and space technology». Moscow: VIAM, 2015, pp. 1–27.
12. Terry S.G., Litty J.R., Levi C.G. Evolution of porosity and texture in thermal barrier coatings grown by EB-PVD. *Elevated Temperature Coatings: Science and Technology III*. The Minerals, Metals and Materials Society, 1999, pp. 13–26.
13. Matsumoto K., Itoh Y., Kameda T. EB-PVD process and thermal properties of hafnia-based thermal barrier coating. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2003, no. 4, pp. 153.
14. Schlichting K.W., Padture N.P., Klemens P.G. Thermal conductivity of dense and porous yttria-stabilized zirconia. *Journal of materials science*, 2001, no. 36, pp. 3003–3010.
15. Kablov E.N., Doronin O.N., Artemenko N.I., Stukhov P.A., Marakhovsky P.S., Stolyarova V.L. The study of the physicochemical properties of ceramics based on the $\text{SM}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HFO}_2$ system for the development of promising heat-shielding coatings. *Zhurnal neorganicheskoy khimii*, 2020, no. 6, pp. 846–855. DOI: 10.31857/S0044457X20060070.
16. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

Информация об авторах

Доронин Олег Николаевич, заместитель начальника лаборатории по науке, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Стехов Павел Александрович, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Воронов Всеволод Андреевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Oleg N. Doronin, Deputy Head of Laboratory of Science, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikita I. Artemenko, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Vsevolod A. Voronov, Head of sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.12.2021; одобрена и принятая к публикации после рецензирования 22.12.2021.

The article was submitted 17.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 22.12.2021.

Научная статья

УДК 621.186.4

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-120-129

ОЦЕНКА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ СЛОИСТОГО ВЫСОКОПОРИСТОГО ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

B.B. Бутаков¹, A.A. Луговой¹, N.M. Варрик¹, V.G. Бабашов¹

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

Аннотация. Рассмотрен способ определения коэффициента эффективной теплопроводности теплоизоляционного материала при распространении в нем теплового фронта при одностороннем нагреве. Приводится описание стенд для одностороннего нагрева образцов и теоретическое обоснование возможности оценки эффективной теплопроводности при распространении теплового фронта. Показано распространение теплового фронта в образцах волокнистого теплоизоляционного материала различной плотности, а также сравнение расчетного коэффициента теплопроводности и определенного калориметрическим методом. Метод может применяться для предварительной оценки коэффициента теплопроводности на начальных этапах исследований.

Ключевые слова: теплозащитный материал, коэффициент теплопроводности, тепловой поток, высокопористый материал, тугоплавкие оксиды

Для цитирования: Бутаков В.В., Луговой А.А., Варрик Н.М., Бабашов В.Г. Оценка теплопроводности слойстого высокопористого теплоизоляционного материала // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 11. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-120-129.

Scientific article

ASSESSMENT OF THERMAL CONDUCTIVITY OF A LAYERED HIGHLY POROUS THERMAL INSULATION MATERIAL

V.V. Butakov¹, A.A. Lugovoy¹, N.M. Varrik¹, V.G. Babashov¹

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

Abstract. Considers a method for determining the coefficient of effective thermal conductivity of a thermal insulation material by the propagation of a thermal front in it during unilateral heating. The description of the stand for unilateral heating of samples is given, the theoretical justification of the possibility of evaluating the effective thermal conductivity for the propagation of the thermal front is given. A picture of the propagation of the heat front in samples of fibrous thermal insulation material of various densities is given. The comparison of the calculated coefficient of thermal conductivity and that determined by the calorimetric method is given. The method can be used for preliminary evaluation of the thermal conductivity coefficient at the initial stages of research.

Keywords: heat-shielding material, thermal conductivity coefficient, heat flux, highly porous material, refractory oxides

For citation: Butakov V.V., Lugovoy A.A., Varrik N.M., Babashov V.G. Assessment of thermal conductivity of a layered highly porous thermal insulation material. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 11. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-120-129.

Введение

Технический прогресс в области создания новых тепловых и высокоэнергетических установок обусловил создание новых видов теплозащитных и теплоизоляционных материалов, обеспечивающих надежную работу конструкций при высоких температурах [1, 2]. В настоящее время для изоляции тепловых агрегатов широко используют различные виды волокнистых теплоизоляционных материалов на основе тугоплавких оксидов, которые имеют высокую температуру плавления, низкий коэффициент теплопроводности, низкую плотность и высокую стойкость к окислению. Одна из тенденций развития новых видов теплоизоляционных материалов – создание слоистых систем, позволяющих оптимизировать их свойства по нескольким параметрам за счет подбора материалов различного состава и плотности [3].

При решении задач по конструированию тепловых установок, аэрокосмической и других объектов техники возникает множество вопросов, касающихся прямой и обратной задачи теплопроводности в широком диапазоне температур.

Механизм переноса энергии по объему тела в основном определяется агрегатным состоянием тела и градиентом температур на рассматриваемом участке тела (в том числе и абсолютным значением температуры). Так, в твердом теле при умеренных температурах наибольшее значение при теплообменных процессах имеет передача колебательного движения частиц тела (молекул) от более горячей части тела к более холодной. В газообразных телах в широком диапазоне температур энергия передается при соударениях от более быстрых («горячих») частиц (молекул) газа к более медленным («холодным»), однако для больших по объему газообразных тел, помещенных в потенциальное гравитационное поле, к процессу теплообмена подключаются конвекционные взаимодействия, которые и имеют решающее значение в переносе энергии через тело. Частицы (молекулы) жидкости соударяются чаще, чем частицы газа, и энергия соударений перераспределяется (и выравнивается) в жидких телах намного быстрее, чем в газах, но не следует забывать, что жидкие тела, так же как и газообразные, подвержены конвекции, и, начиная с некоторых размеров, именно конвекционный механизм переноса энергии имеет решающее значение. Начиная с некоторых температур (500–1000 °C – для большинства случаев) заметным, по сравнению с теплопереносом и конвективным обменом, становится перенос энергии тепловым излучением (радиационный теплообмен) [4, 5].

Одна из сложностей при решении комплекса теплофизических задач применительно к высокотемпературной теплоизоляции (1600 °C, а иногда и более) заключается в том, что перенос энергии через объем образца при таких температурах не может быть обусловлен в наибольшей степени каким-либо одним физическим механизмом в пределах одного образца. Например, при градиенте температур на образце волокнистой теплоизоляции с 1400 до 100 °C горячие слои (от 1400 до ~1000 °C) передают энергию средним – в основном по радиационному механизму. Передача энергии от среднего слоя к холодному (от 1000 до ~500 °C) может быть выражена как суперпозиция теплового излучения и теплопереноса, а в холодных слоях образца передача энергии к холодной стенке происходит в основном за счет теплопереноса, поэтому другими механизмами можно пренебречь [6–10].

В данной работе проведена оценка теплопроводности слоистого высокопористого теплоизоляционного материала с использованием нестандартного испытательного стенда с односторонним расположением силовых нагревателей [11].

Учет всех механизмов в теоретическом виде представляет большую сложность. Практически во всех случаях процессы распространения теплоты (теплопроводность, конвекция, тепловое излучение) происходят совместно. Зачастую теплоизоляционные

материалы содержат компоненты, претерпевающие фазовые превращения или вступающие в химические реакции [12–14].

В частности, при создании системы тепловой защиты многоразового космического корабля «Буран» необходимо было оценить теплопроводность системы, включающей демпфирующие подложки, клеи, теплоизоляционный волокнистый слой и внешнюю защиту материала от влаги и атмосферных воздействий. Теплоизоляционный материал содержал лишь 10 % волокон со связующим, которые вместе создавали пространственный каркас, остальной объем занимали поры. В зависимости от места теплозащитной облицовки были использованы теплоизоляционные материалы из кварцевых и алюмооксидных волокон, а также нитевидных кристаллов нитрида кремния. Наружные покрытия представляли собой высокотемпературные черные или белые эмали. Для объемной гидрофобизации теплоизоляционного материала использовали химические соединения с невысокой температурой кипения, большой летучестью и упругостью паров. Крепление теплозащиты к обшивке осуществляли через демпфирующую подложку, представляющую собой фетр из термостойких органических волокон типа фенилона и арамида [8].

Вычисление коэффициента теплопроводности таких многокомпонентных систем весьма трудоемко и приблизительно ввиду необходимости учета множества факторов, влияющих на процессы распространения тепловых потоков. В то же время большой интерес при разработке теплоизоляционного материала представляет именно интегральная характеристика теплофизических свойств материала, такая как зависимость эффективной теплопроводности от температуры:

$$\lambda = f(T) [\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})], \quad (1)$$

где T – температура [15].

Методика, предложенная в данной работе, позволяет провести оценку коэффициента теплопроводности при распространении теплового фронта и подходит для определения теплопроводности в случае, когда тепловой поток, приходящий на поверхность образца, неизвестен или меняет свое значение во времени.

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

Материалы и методы

В данной статье рассмотрено распределение температуры в образце многослойного волокнистого теплозащитного материала (ТЗМ) на основе оксида алюминия. Удельная теплоемкость материала принята равной теплоемкости муллита. Плотность слоев находится в пределах $0,11\text{--}0,29 \text{ г}/\text{см}^3$.

Для оценки коэффициента теплопроводности в данной работе использовали специально разработанную методику, позволяющую по распространению теплового фронта в некотором приближении вычислить коэффициент эффективной теплопроводности. Для получения наглядной картины распространения теплового фронта через слои образца использован стенд [11] для измерения перепада температур в высокотемпературных высокопористых волокнистых материалах, разработанный в лабораторных условиях и позволяющий легко получить картину распространения теплового фронта через слои образца (рис. 1). Испытывали образцы, состоящие из четырех слоев. Слои одного образца имеют одинаковую толщину (10 мм) и близкие плотности ($0,1\pm0,01$; $0,2\pm0,01$; $0,3\pm0,01 \text{ г}/\text{см}^3$).

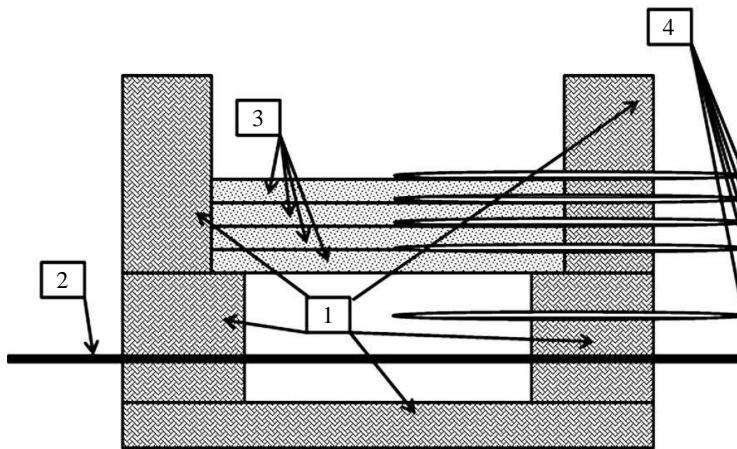


Рис. 1. Принципиальная схема стенда одностороннего нагрева: 1 – корпус печи; 2 – нагреватели; 3 – слои образца; 4 – термопары

Рассчитывали коэффициент теплопроводности наиболее нагретого слоя каждого образца. В качестве исходных данных брали массив температур от начала работы нагревателей стенда до повышения температуры на самом холодном слое образца. Эксперимент прекращали в момент времени, когда тепловой поток начал выходить из слоев образца теплоизоляционного материала.

Коэффициент эффективной теплопроводности – это величина, характеризующая количество энергии, проходящей в единицу времени через толщину образца при известном градиенте температур безотносительно к механизму переноса энергии.

Классический способ измерения коэффициента эффективной теплопроводности заключается в измерении количества теплоты, прошедшей через образец определенной геометрической формы при известном градиенте температур на его границах за определенное время, достаточное для установления стационарного теплового потока. Температура образца при этом считается как среднее арифметическое от температур на горячей и холодной стороне образца. Такой способ дает более чем приемлемые результаты для составления искомой зависимости (1) в области температур до половины рабочей температуры материала. Для составления той же зависимости в области более высоких температур обычно используют либо различные методики экстраполяции экспериментальных результатов, либо под температурой образца подразумевается температура горячей стенки образца при испытании.

В то же время при известной зависимости $\lambda = f(T)$, а также при известных теплопроводности и плотности материала образца задача о распространении температурного фронта по образцу во времени легко решается методом конечных элементов с использованием ЭВМ. Точность решения и его трудоемкость зависят от мелкости разбиения образца на элементарные объемы и величины шага модели по времени.

Стенд, описанный в работах [6, 11], предполагает возможность легко получить картину распространения теплового фронта через слои образца (рис. 1). Если материал и геометрическая форма слоев одинаковы, а слои образца достаточно тонкие (термопары расположены между слоями), то получаемая картина фактически является картиной распространения теплового фронта в представлении конечных элементов, полученной экспериментально.

В связи с этим целесообразно описать механизм решения обратной задачи теплопроводности, т. е. определения целевой зависимости $\lambda = f(T)$ по известной картине распространения теплового фронта через образец.

Для определения эффективной теплопроводности рассмотрим прямоугольный образец размером $a \times b \times l$, имеющий горячую и холодную стенки. Предположим также, что его длина и ширина (а и b) значительно превышают толщину l (рис. 2).

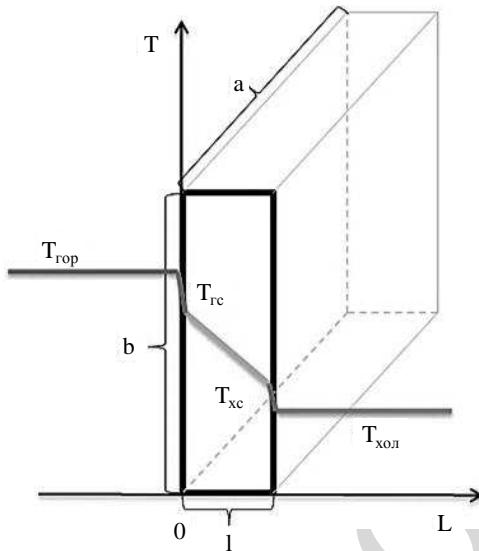


Рис. 1. Образец для определения коэффициента теплопроводности

После установления стационарного теплового потока через образец градиент температур в образце будет выглядеть в простейшем случае таким образом, как показано на рис. 2.

При этом мощность установившегося теплового потока может быть выражена как

$$P = \lambda \frac{S \cdot \Delta T}{l}, \quad (2)$$

где P – мощность потока; λ – эффективная теплопроводность материала; S – площадь сечения образца ($S = a \times b$); l – толщина образца; ΔT – разность температур на горячей и холодной поверхности образца.

Далее рассмотрим подробнее, что происходит при нагреве образца. Разделим образец на тонкие слои. Источник с неизвестной (строго говоря, неизвестной и переменной) мощностью P_x нагревает внутренний объем печи до заданной температуры $T_{\text{гор}} = T_0$. Обозначим толщину слоев образца от горячего к холодному как l_1, \dots, l_n , а температуры на холодных сторонах слоев образца, соответственно, как T_1, \dots, T_n . Если предполагать, что слой достаточно тонкий, то градиент температур на толщине слоя $l_{\text{слоя}}$ можно считать линейным, иначе говоря, при разбиении образца на тонкие слои в короткие промежутки времени тепловой поток через каждый слой образца можно считать стационарным.

При таких допущениях температуру каждого слоя можно принимать равной среднему арифметическому температуры на его поверхностях. В этом случае верными становятся два утверждения: в единицу времени тепловой поток, проходящий через любой из слоев образца может быть определен по формуле (2), в то же время следующий слой образца изменит свою температуру на величину ΔT , определяемую по формуле

$$\Delta T = \frac{Q}{c \cdot m}, \quad (3)$$

где c – удельная теплоемкость материала, Q – теплота, переданная слою предыдущим слоем за время τ , т. е. $Q = P \cdot \tau$.

С учетом того, что масса слоя определяется формулой

$$m = S \cdot l \cdot \rho \text{ (где } \rho \text{ – плотность материала),} \quad (4)$$

обозначая номера слоев как n , можно считать, что эффективная теплопроводность определяется формулой

$$\lambda_n \frac{\Delta T_n \cdot \tau}{l_n} = \Delta T_{n+1} \cdot c_{n+1} \cdot l_{n+1} \cdot \rho_{n+1}. \quad (5)$$

Иными словами, зная перепад температур на слое и суммарную теплоту, переданную через него последующим слоям, можно определить его эффективную теплопроводность.

Результаты и обсуждение

На рис. 3 показано распространение теплового потока через образец материала с плотностью $0,1 \text{ г}/\text{см}^3$. Интервал времени между кривыми, демонстрирующими состояние теплового фронта в образце, составляет 1 мин.

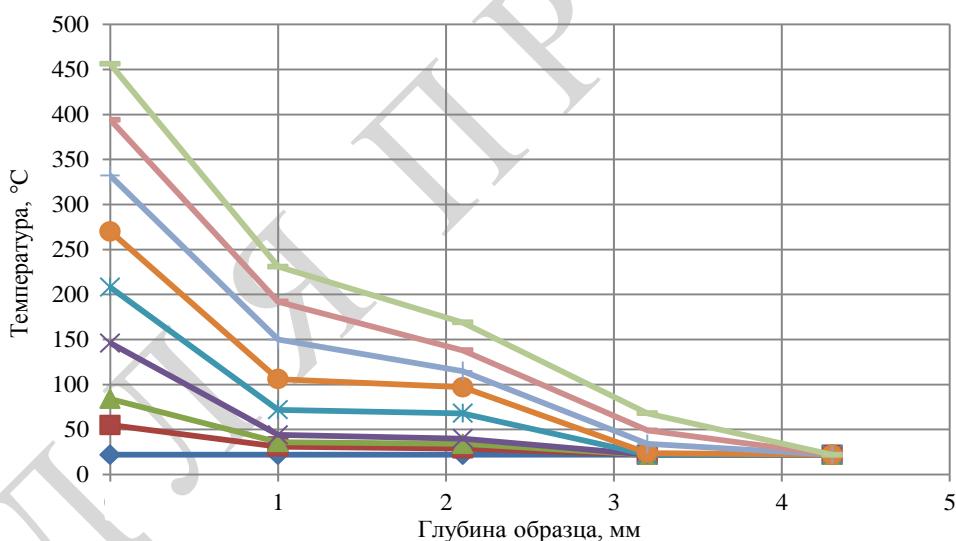


Рис. 3. Распространение теплового фронта по образцу теплозащитного материала плотностью $0,1 \text{ г}/\text{см}^3$ при интервале времени 1 мин

Имеющаяся картина распространения теплового фронта позволяет в некотором приближении вычислить коэффициент эффективной теплопроводности первого (наиболее горячего) слоя образца многослойного ТЗМ. С учетом того, что слои одинаковые, коэффициент эффективной теплопроводности одинаков для всего образца ТЗМ.

Далее (рис. 4) приведено распространение теплового фронта при двух испытаниях многослойного ТЗМ с плотностью $0,2 \text{ г}/\text{см}^3$.

На рис. 5 приведено распространение теплового фронта при двух испытаниях многослойного ТЗМ с плотностью $0,3 \text{ г}/\text{см}^3$.

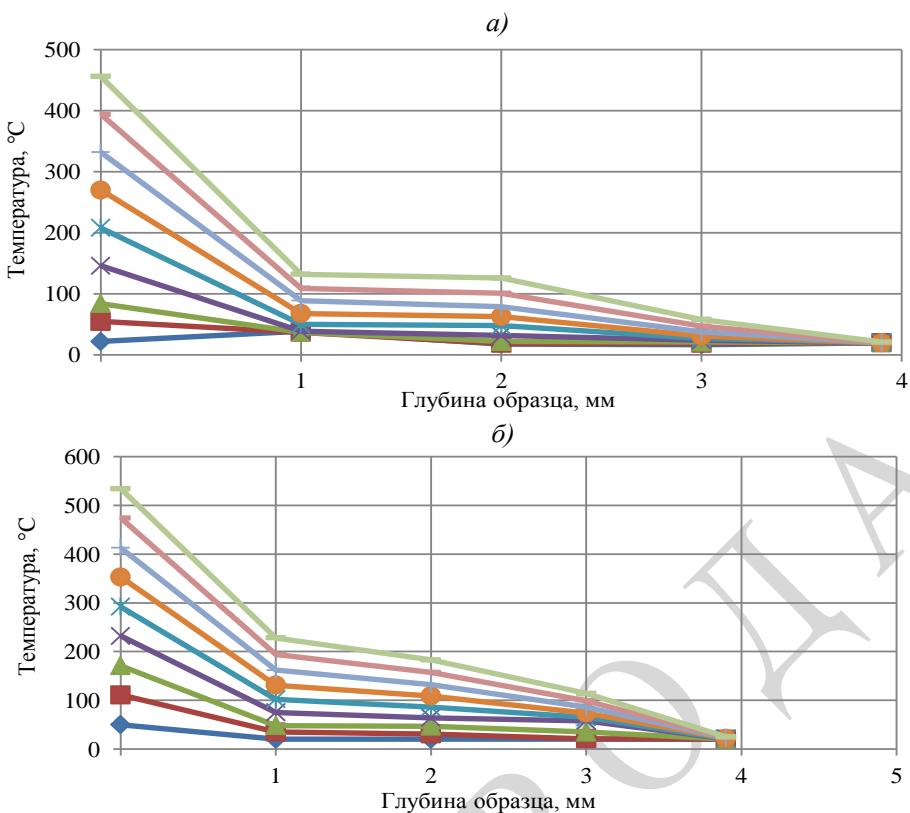


Рис. 4. Распространение теплового фронта по двум образцам (*а, б*) теплозащитного материала плотностью $0,2 \text{ г}/\text{см}^3$

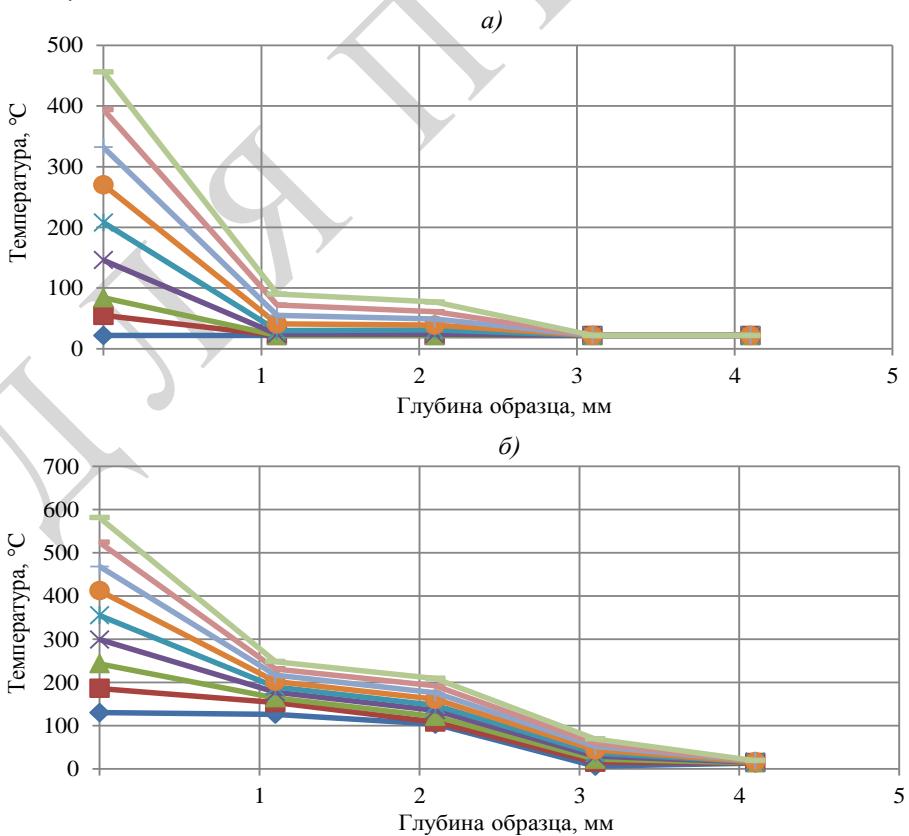


Рис. 5. Распространение теплового фронта по двум образцам (*а, б*) теплозащитного материала плотностью $0,3 \text{ г}/\text{см}^3$

Результаты прямых вычислений коэффициента эффективной теплопроводности приведены в таблице.

**Сравнение значений оценки коэффициента теплопроводности
при прохождении теплового фронта и коэффициента
теплопроводности, определенного калориметрическим методом**

Условный номер образца	Плотность образца, г/см ³	Оценка коэффициента теплопроводности при нестационарном тепловом потоке при средней температуре 250 °C, Вт/(м·К)	Коэффициент теплопроводности для аналогичных образцов, измеренный калориметрическим методом в условиях стационарного теплового потока, Вт/(м·К)
1	0,1	0,074	0,04–0,07
2	0,2	0,052	0,08–0,1
3		0,080	
4	0,3	0,038	0,1–0,12
5		0,070	

На большой разброс результатов определения эффективной теплопроводности повлияло несколько факторов:

- малая теплоемкость образцов и, как следствие, высокая погрешность в определении теплового потока;
- пропуски в работе регистрирующей аппаратуры и шумы в работе термопар;
- наличие технологических зазоров для крепления термопар между слоями образцов, неплотное прилегание лицевых поверхностей слоев образца;
- неплотное прилегание лицевой поверхности горячего слоя образца к окну стенда одностороннего нагрева;
- удельную теплоемкость материала рассчитывали по табличным значениям без прямых измерений.

Погрешность определения теплопроводности составляет ~50 %.

Заключения

Несмотря на высокую погрешность определения теплопроводности, метод оценки коэффициента эффективной теплопроводности образцов можно считать полезным.

Метод оценки коэффициента теплопроводности при распространении теплового фронта подходит для определения теплопроводности в случае, когда тепловой поток, приходящий на поверхность образца неизвестен или меняет свое значение во времени.

Описанный метод не требует дополнительного оборудования (калориметрического, терmostатического и др.). Необходима только регистрация температуры, что существенно проще технически.

Метод не может полностью заменить определение теплопроводности калориметрическим методом, но может применяться для предварительной оценки коэффициента теплопроводности (на начальных этапах исследований) и для сравнительного анализа коэффициентов теплопроводности образцов.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.

3. Бабашов В.Г., Варрик Н.М. Тенденции развития гибких систем теплозащиты современных летательных аппаратов (обзор) // Перспективные материалы. 2020. № 6. С. 10–21.
4. Крайнов А.Ю. Основы теплопередачи. Теплопередача через слой вещества: учеб. пособие. Томск: СТТ, 2016. 48 с.
5. Байков В.И., Павлюкевич Н.В. Теплофизика: в 2 т. Минск: Ин-т тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларусь, 2013. Т. 1: Термодинамика, статистическая физика, физическая кинетика. 400 с.
6. Луговой А.А., Бабашов В.Г., Карпов Ю.В. Температуропроводность градиентного теплоизоляционного материала // Труды ВИАМ. 2014. № 2. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-2-2-2.
7. Зуев А.В., Заричняк Ю.П., Баринов Д.Я. Определение теплопроводности теплозащитного материала на основе волокон оксида кремния // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-88-98.
8. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» – инновационные решения формирования шестого технологического уклада // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S1. С. 3–9.
9. Манешев И.О., Правник Ю.И., Садыков Р.А., Сафин И.А., Еремин С.А. Экспериментальное определение коэффициентов теплопроводности и эффективности сверхтонких теплоизоляционных покрытий // Известия КГАСУ. 2013. № 1 (23). С. 135–142.
10. Карпов Д.В., Павлов М.В., Синицын А.А., Калягин Ю.А., Мнушкин Н.В. Экспериментально-расчетное определение коэффициента теплопроводности твердого тела на примере силикатного кирпича активным методом теплового неразрушающего контроля // Вестник ТГАСУ. 2014. № 2. С. 118–126.
11. Стенд для качественной оценки теплоизоляционных материалов: пат. 156904 Российская Федерация № 2014138916; заявл. 25.09.14; опубл. 20.11.15.
12. Баринов Д.Я., Шорстов С.Ю., Размахов М.Г., Гуляев А.И. Исследование теплофизических характеристик теплозащитного материала на основе стеклопластика при его деструкции // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.12.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-91-97.
13. Каблов Е.Н., Шульдешов Е.М., Петрова А.П., Лаптева М.А., Сорокин А.Е. Зависимость комплекса свойств звукопоглощающего материала типа ВЗМК от концентрации гидрофобизирующего состава на основе кремнийорганического герметика // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 41–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-41-49.
14. Истомин А.В., Колышев С.Г. Переработка отходов производства высокотемпературного теплозащитного материала // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-97-104.
15. ГОСТ 7076–99. Метод определения теплопроводности и термического сопротивления при стационарном тепловом режиме. М.: Госстрой России, ГУП ЦПП, 2000. 10 с.

References

1. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. Vestnik Rossiyskoy akademii nauk, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N. The materials of the new generation are the basis of innovation, technological leadership and national security of Russia. Intellekt i tekhnologii, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
3. Babashov V.G., Varrik N.M. Development trends of flexible thermal protection systems of modern aircraft (review). Perspektivnye materialy, 2020, no. 6, pp. 10–21.
4. Krunov A.Yu. The basics of heat transfer. Heat transfer through a layer of substance: textbook. Tomsk: СТТ, 2016, 48 p.
5. Baykov V.I., Pavlyukevich N.V. Teplofizika: in 2 vols. Minsk: Institute of Heat and Mass exchange named after A.V. Lykova NAS Belarus, 2013, vol. 1: Thermodynamics, statistical physics, physical kinetics, 400 p.

6. Lugovoy A.A., Babashov V.G., Karpov Yu.V. The thermal diffusivity of the gradient thermal insulation material. Trudy VIAM, 2014, no. 2, paper no. 02. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: November 30, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-2-2-2.
7. Zuev A.V., Zarichnyak Yu.P., Barinov D.Ya. Measurement of thermophysical properties rigid fiber insulation. Trudy VIAM, 2021, no. 2 (96), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 30, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-88-98.
8. Kablov E.N. Materials for «Buran» spaceship – innovative solutions of formation of the sixth technological mode. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2013, no. S1, pp. 3–9.
9. Maneshev I.O., Rightiery Yu.I., Sadykov R.A., Safin I.A., Eremin S.A. Experimental determination of thermal conductivity coefficients and the effectiveness of ultra-thin heat-insulating coatings. Izvestia KGASU, 2013, no. 1 (23), pp. 135–142.
10. Karpov D.V., Pavlov M.V., Sinitsyn A.A., Kalyagin Yu.A., Mnushkin N.V. The experimental and calculated determination of the coefficient of thermal conductivity of a solid body using the example of silicate brick with an active method of thermal non-destructive control. Bulletin of TGASU, 2014, no. 2, pp. 118–126.
11. Stand for a qualitative assessment of thermal insulation materials: pat. 156904 Rus. Federation; filed 25.09.14; publ. 20.11.15.
12. Barinov D.Ya., Shorstov S.Yu., Razmahov M.G., Gulyaev A.I. Examination of thermophysical characteristics of a heat-protective material based on fiberglass during destruction. Aviation materials and technologies, 2021, no. 4 (65), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 01, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-91-97.
13. Kablov E.N., Shuldeshev E.M., Petrova A.P., Lapteva M.A., Sorokin A.E. Dependence of complex of sound-proof VZMK type material properties on concentration of hydrophobizing composition on the basis of organosilicon sealant. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2020, no. 2 (59), pp. 41–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-41-49.
14. Istomin A.V., Kolyshev S.G. Processing of wastes high-temperature heat-protective material. Trudy VIAM, 2021, no. 1 (95), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 30, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-97-104.
15. State Standard 7076–99. The method for determining thermal conductivity and thermal resistance in a stationary heat regime. Moscow: Gosstroy of Russia, GUP CPP, 2000, 10 p.

Информация об авторах

Бутаков Вячеслав Владимирович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Луговой Алексей Алексеевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Варрик Наталья Мироновна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Бабашов Владимир Георгиевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Vyacheslav V. Butakov, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Aleksey A. Lugovoy, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Natalia M. Varrik, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Vladimir G. Babashov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 23.12.2021; одобрена и принятая к публикации после рецензирования 27.12.2021.

The article was submitted 23.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 27.12.2021.

Научная статья

УДК 004.021

DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-130-146

АЛГОРИТМЫ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ (обзор)

Часть 1. Задачи классификации и регрессии. Линейные алгоритмы в машинном обучении. Применение алгоритмов машинного обучения для расчета прочностных характеристик материалов

Е.И. Орешко¹, В.С. Ерасов¹, И.Г. Сибаев¹, А.Н. Луценко¹, П.В. Шершак¹

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

Аннотация. Рассмотрены основные алгоритмы машинного обучения: классификация, метод ближайших соседей, линейная регрессия, логистическая регрессия, нейронные сети, байесовские сети, оценка плотности, снижение размерности, кластеризация, обучение ранжированию, обучение с подкреплением, метод опорных векторов. Рассмотрены примеры применения алгоритмов машинного обучения для решения задач расчета прочностных характеристик материалов при основных видах их физико-механических испытаний: растяжении, сжатии, кручении, изгибе, сдвиге, ползучести, длительной прочности, усталости, трещиностойкости, вдавливании.

Ключевые слова: машинное обучение, нейронная сеть, классификация, регрессия, сигмоидальная функция, расчет, напряжения, деформация

Для цитирования: Орешко Е.И., Ерасов В.С., Сибаев И.Г., Луценко А.Н., Шершак П.В. Алгоритмы машинного обучения (обзор). Часть 1. Задачи классификации и регрессии. Линейные алгоритмы в машинном обучении. Применение алгоритмов машинного обучения для расчета прочностных характеристик материалов // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 12. URL: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-130-146.

Scientific article

MACHINE LEARNING ALGORITHMS (review)

Part 1. Classification and regression tasks. Linear algorithms in machine learning. Application of machine learning algorithms for calculating the strength characteristics of materials

Е.И. Oreshko¹, V.S. Erasov¹, I.G. Sibayev¹, A.N. Lutsenko¹, P.V. Shershak¹

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

Abstract. The main machine learning algorithms are considered: classification, nearest neighbor method, linear regression, logistic regression, neural networks, Bayesian networks, density estimation, dimension reduction, clustering, machine-learned ranking, reinforcement learning, support vector machine. Examples of the use of machine learning algorithms for solving problems of calculating the strength characteristics of materials in the main types of their physical and mechanical tests are considered: tension, compression, torsion, bending, shear, creep, long-term strength, fatigue, crack resistance, indentation

Keywords: machine learning, neural network, classification, regression, sigmoidal function, calculation, stress, deformation

For citation: Oreshko E.I., Erasov V.S., Sibayev I.G., Lutsenko A.N., Shershak P.V. Machine learning algorithms (review). Part 1. Classification and regression tasks. Linear algorithms in machine learning. Application of machine learning algorithms for calculating the strength characteristics of materials. Aviation materials and technologies, 2022, no. 3 (68), paper no. 12. Available at: <http://www.jurnal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-130-146.

Введение

Информационные технологии на основе искусственного интеллекта и искусственных нейронных сетей (ИНС) активным образом проникают во все сферы жизни общества и становятся тем инструментом, с помощью которого успешно применяют интеллектуальные информационные технологии при решении сложных прикладных задач [1].

Искусственный интеллект (*artificial intelligence*) – это комплекс технологических и программных решений, приводящих к результату, аналогичному или превосходящему результат интеллектуальной деятельности человека (включая способность к самообучению). Одним из направлений искусственного интеллекта является машинное обучение, которое представляет собой набор алгоритмов, умеющих получать знания из набора данных.

Интеллектуальные информационные технологии – это информационные технологии, помогающие человеку ускорить анализ политической, экономической, социальной и технической ситуации, а также синтез управлеченческих решений.

Алгоритмы машинного обучения – это набор пошаговых инструкций, которые компьютер может выполнять для анализа наборов данных. Алгоритмы машинного обучения широко применяются во многих областях науки и техники, например в материаловедении, в том числе для прогнозирования физико-механических характеристик материалов в зависимости от различных структурных, технологических и эксплуатационных параметров.

Машинное обучение (*machine learning*) можно кратко описать как процесс «обучения» некоторой модели, на основе которого осуществляется прогноз результатов поставленной задачи. Следует отметить такие понятия, как обучение и переобучение для алгоритмов машинного обучения. Обучение (*training*) – это процесс создания или улучшения определенной функциональности алгоритмов машинного обучения. Оно достигается с помощью использования набора данных в качестве примеров для предполагаемого отношения вопрос/ответ или обеспечением обратной связи с выходными данными, полученными для соответствующих входных данных. Переобучение (*overfitting*) – негативный фактор, когда алгоритм обучения выдает точные предсказания для конкретного набора данных из обучающей выборки, но неточные – для данных, которые не участвуют в обучении.

Нейронная сеть (*neural network*) – это один из алгоритмов машинного обучения, представляющий собой предопределенную последовательность действий с множеством регулируемых параметров, в котором значения выходных данных зависят от значений входных данных.

Машинное обучение все глубже проникает в повседневную жизнь посредством пользовательских продуктов. Эти технологии быстро развиваются и постепенно становятся частью профессиональной деятельности.

Цель данной работы – описание основных алгоритмов машинного обучения и обзор научных публикаций, в которых рассмотрены примеры использования алгоритмов машинного обучения для расчета прочностных характеристик материалов.

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

Разновидности задач машинного обучения

Машинное обучение является наукой о том, как на основании данных делать выводы, откуда эти данные появились, и спрогнозировать, какие данные встретятся в будущем. Компьютерная программа обучается по мере накопления опыта относительно некоторого класса задач К и целевой функции Φ , если качество решения этих задач (относительно Φ) улучшается с получением нового опыта. Центральным моментом в представленном определении является целевая функция, которую необходимо определить в самом начале решения поставленной задачи. Выбор целевой функции определяет весь дальнейший процесс решения задачи. В похожих задачах различные целевые функции могут приводить к совершенно разным моделям. Например, в задаче обучения компьютера чтению результат зависит от конкретизации этой задачи и выборе целевой функции. Процесс «чтения» может быть возможностью отвечать на вопросы по «прочитанному» тексту или проведения синтаксического разбора предложения, а может быть это вывод релевантных данному тексту статей из рассматриваемой информационной базы [2] и т. д.

На рис. 1 показаны основные задачи машинного обучения.

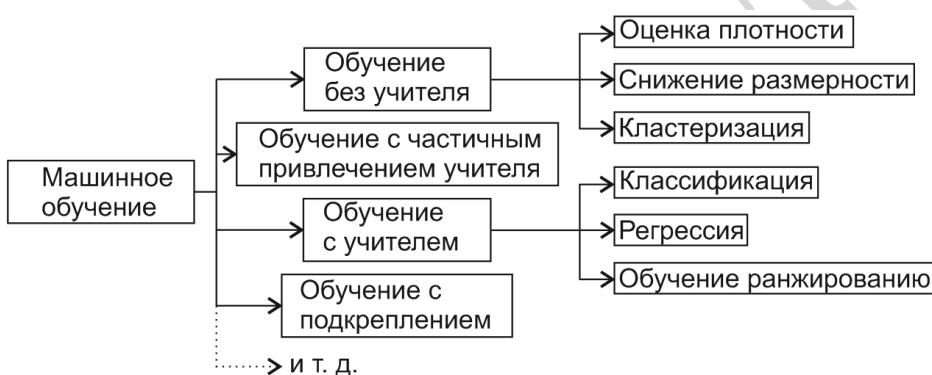


Рис. 1. Разновидности задач машинного обучения [2]

К двум основным классам задач машинного обучения относятся задачи обучения с учителем (supervised learning) и обучения без учителя (unsupervised learning).

При обучении с учителем на вход подается набор тренировочных примеров, который обычно называют обучающим или тренировочным набором данных (training set или training sample – тренировочная выборка), и задача состоит в том, чтобы продолжить уже известные ответы на новый опыт, выраженный обычно в виде тестового набора данных (test set, test sample).

Задачи обучения с учителем обычно делятся на задачи классификации и регрессии.

В задаче классификации нужно поданный на вход объект определить в один из классов. Для решения задачи классификации могут использоваться различные методы, например: ближайших соседей, байесовские сети, опорных векторов, деревьев решений, линейной регрессии, нейронных сетей и др.

Основные задачи регрессионного анализа: установление формы зависимости, определение функции регрессии и оценка неизвестных значений зависимой переменной.

Деление на регрессию и классификацию условно, и существуют «промежуточные» решения. Есть задачи, которые не укладываются в эту бинарную классификацию, например обучение ранжированию (learning to rank). В такой задаче (в поисковых системах она называется релевантностью, т. е. насколько документ подходит в качестве ответа на полученный запрос) по имеющимся данным нужно расставить объекты в порядке убывания целевой функции [2].

Задаче обучения без учителя соответствует случай, когда есть набор данных, в которых нужно найти смысл. Пример такой задачи – кластеризация (clustering), которая является логическим продолжением идеи классификации (синонимом кластеризации является «автоматическая классификация»). Задача кластеризации более сложная, потому что требует разбиения данных на заранее неизвестные классы по некоторой мере похожести так, чтобы точки, отнесенные к одному и тому же кластеру, были как можно ближе друг к другу, а точки из разных кластеров были как можно менее похожи. Кластер можно охарактеризовать как группу объектов, имеющих общие свойства. Примером задачи кластеризации являются самоорганизующиеся карты Кохонена. Решив задачу кластеризации, можно, например, сегментировать медицинский снимок, чтобы определить опухоль.

В задаче снижения размерности (dimensionality reduction) входные данные имеют большую размерность и необходимо построить представление данных меньшей размерности, которое будет хорошо отражать исходные данные – например, по представлению меньшей размерности можно будет точно реконструировать исходные точки большой размерности. Это можно рассматривать как частный случай общей задачи выделения признаков (feature extraction).

Следующий общий класс задач обучения без учителя – это оценка плотности. Общая постановка такой задачи следующая: имеются входные данные $\{x_1, \dots, x_n\}$ и какие-то априорные представления о том, откуда они появились, нужно оценить функцию распределения $P(x)$, из которой они получились.

Иногда возникает нечто среднее между обучением с учителем и обучением без учителя, например полуоконтролируемое обучение (semi-supervised learning) или обучение с частичным подкреплением учителя.

После обучения с учителем следует отметить обучение с подкреплением. Общая постановка задачи обучения с подкреплением (reinforcement learning) следующая: агент производит некоторые действия, за которые получает награды и его целью является получение наилучшей награды с течением времени, для чего необходимо понять, какие действия для этого являются наиболее эффективными.

Существуют также и другие области машинного обучения, с которыми можно ознакомиться в специализированной литературе [3, 4].

Модели машинного обучения неизбежно содержат некоторую долю неопределенности, поэтому вероятностный подход к обучению позволяет не только прогнозировать, но и оценивать вероятность их осуществления [2].

Задачи регрессии и классификации

Для иллюстрации задачи машинного обучения рассмотрим пример оценки стоимости ноутбука по его техническим характеристикам [5]. Например, проведен анализ предложений, на основе которого выбраны данные о четырех ноутбуках (табл. 1). Рассмотрим еще один (пятый) ноутбук, у которого известны технические характеристики, но неизвестна стоимость. Процесс прогнозирования стоимости пятого ноутбука на основе анализа данных по стоимости и техническим характеристикам первых четырех ноутбуков является примером задачи машинного обучения.

В представленном примере технические характеристики ноутбука являются признаками объекта, т. е. векторами из M чисел или признаков.

Если векторы признаков разных объектов расположить в строки друг под другом, то получится матрица «объекты–признаки» из M строк и столбцов (M – количество признаков, а L – количество объектов).

Таблица 1

Технические характеристики и стоимость ноутбуков [5]

Ноутбук	Количество ядер	RAM*, Гбайт	Объем жесткого диска, Гбайт	Диагональ, дюйм	Продолжительность работы от аккумулятора, ч	Цена, руб.
	2	4	500 (HDD)	15	До 5	31490
	4	8	256 (SSD)	14	До 12	60990
	4	16	1000 (HDD)	17	До 3	65990
	8	16	1000 (HDD), 256 (SSD)	17	До 11	109990
	4	16	1000 (HDD), 128 (SSD)	17	До 6	?

* Объем оперативной памяти запоминающего устройства.

Представленная постановка задачи регрессии называется «обучение с учителем». Под «учителем» подразумевается обучающая выборка, т. е. множество объектов с известными правильными ответами. Пример задачи классификации – это, например, задача кредитного scoringа, когда банку нужно принять решение: выдать кредит или нет. На рис. 2 представлена разница между классификацией и регрессией. На рис. 2, а изображены объекты двух классов и каждый объект описывается двумя признаками X_1 и X_2 , а на графике такому объекту соответствует точка с координатами X_1 и X_2 .

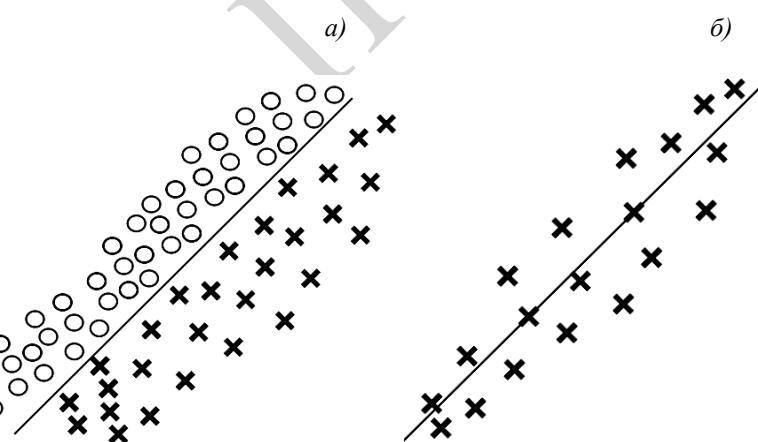


Рис. 2. Графический пример задач: классификации (а) и линейной регрессии (б)

Результатом работы алгоритма классификации является прямая между двумя классами, которая разделяет плоскость на две части. Результатом работы алгоритма регрессии является единственный признак X , которым описывается каждый объект, т. е. координата точки по оси абсцисс. Алгоритм строит зависимость между X и Y в виде прямой, которая проходит через точки из выборки. Рассмотренные примеры алгоритмов классификации и регрессии относятся к способам обучения с учителем. Существуют также задачи обучения без учителя: кластеризация и задача понижения размерности. Кластеризация предполагает разбиение объектов на группы «близких» между

собой объектов. При решении задачи понижения размерности осуществляют сжатие данных с потерей как можно меньшего количества информации [6].

Алгоритм машинного обучения – это определение, как именно будет устроена функция $\Phi(X)$, приближающая искомую зависимость. Рассмотрим основные положения методов ближайших соседей, опорных векторов и байесовскую классификацию.

Алгоритм машинного обучения, который называется «метод ближайшего соседа» (nearest neighbor), основывается на хранении данных в памяти для сравнения с новыми элементами. Метод k-ближайших соседей (k-nearest neighbor) означает, что выбираются k ближайших соседей для их рассмотрения в качестве соответствующего множества. Если решается задача регрессии, то при использовании этого метода объекту присваивается среднее значение по k ближайшим к нему известным объектам. Если решается задача классификации, то при использовании этого метода объект присваивается тому классу, который является наиболее распространенным среди k соседей данного элемента, классы которых уже известны.

Метод опорных векторов (Support Vector Machine – SVM) определяет классы при помощи границ областей (решаются задачи бинарной классификации) и относится к группе граничных методов. Особенностью метода является то, что для классификации используется только небольшая часть данных, которая находится на границах, и не рассматривается все множество данных. Поэтому для классификации, в отличие от большинства других методов, достаточно небольшого набора данных.

Байесовская классификация (байесовские сети) изначально использовалась для формализации знаний экспертов в экспертных системах, в настоящее время она является также методом анализа данных и нашла широкое применение на практике. Наивный байесовский подход является наиболее простым вариантом метода, использующего байесовские сети. «Наивной» классификация называется потому, что исходит из предположения о взаимной независимости признаков. В данном методе используются все переменные и определяются все связи между ними. Все переменные являются одинаково важными и статистически независимыми, т. е. значение одной переменной ничего не значит в значении другой.

Линейные алгоритмы в машинном обучении

В экспериментальных данных часто встречаются линейные закономерности. Несмотря на свою простоту, в некоторых случаях именно линейные алгоритмы благодаря своей стабильности дают наилучший результат.

В задаче регрессии целевая переменная – это действительное число, в отличие от классификации, где ответы являются классами. Для решения задачи линейной регрессии необходимо подобрать функцию, которая будет хорошо аппроксимировать точки на графике (рис. 2, б).

Перейдем к многомерному случаю. Пусть вместо одного признака X имеется k признаков $X = (x_1, x_2, \dots, x_k)$. Целевой переменной остается Y . В данной задаче необходимо найти такой вектор $w = (w_1, w_2, \dots, w_k)$, чтобы сумма $(w_1x_1 + w_2x_2 + \dots + w_kx_k) + b$ как можно точнее приближалась к значению Y . Сумму попарных произведений можно записать как скалярное произведение векторов x и w , т. е. $\langle x, w \rangle$.

Параметры w_1, w_2, \dots, w_k называют «весами линейной модели», они имеют признаки значимости. Чем больше вес, тем более значимый признак.

Рассмотрим, как подобрать вектор w и параметр b , чтобы как можно точнее приблизить значение Y на обучающей выборке. Если речь идет об одном i-м объекте

$x^i = (x_1^i, x_2^i, \dots, x_k^i)$, то необходимо, чтобы отклонение от правильного ответа было как можно меньше. Таким образом, следует минимизировать значение

$$\left| \langle x^i, w \rangle + b - y^i \right| = \min(w, b). \quad (1)$$

Такая задача оптимизации решается численными методами. Если видоизменить уравнение (1), то оно примет следующий вид:

$$\sum_{i=1}^l (\langle x^i, w \rangle + b - y^i)^2 \rightarrow \min(w, b). \quad (2)$$

Уравнение (2) возможно решить аналитически. Эта задача минимизации квадратичной функции потерь.

Выполнив ряд преобразований, выражение (2) можно представить как задачу наименьших квадратов

$$\|X_w - y\|^2 \rightarrow \min(w). \quad (3)$$

Задача (3) имеет точное решение, которое записывается в виде

$$w = (X^T X)^{-1} X^T y, \quad (4)$$

где X^T – матрица, транспонированная относительно матрицы X .

Формула (4) является решением задачи минимизации суммы квадратов отклонений, т. е. алгоритмом линейной регрессии. Обычно ее решают с помощью метода стохастического градиентного спуска. Операция взятия обратной матрицы, представленная в формуле (4), слишком продолжительная по времени. Если матрица $X^T X$ не является обратимой (или, по крайней мере, близка к необратимой), то взятие обратной матрицы сопряжено с трудностями вычисления. В библиотеках машинного обучения все необходимые вычисления реализованы программно. В данном случае под библиотекой понимается набор функций и программ, которые написаны на определенном языке программирования для машинного обучения.

Для предупреждения переобучения задачу (3) видоизменяют следующим образом [5]:

$$\frac{1}{2} \|X_w - y\|^2 + C \|w\|^p \rightarrow \min(w), \quad (5)$$

где C – фиксированная положительная константа; такая модификация линейной регрессии называется Ridge-регрессией при $p = 2$ и Lasso-регрессией для $p = 1$. Алгоритмы Ridge и Lasso также реализованы в библиотеке scikit-learn.

Рассмотрим, как линейные модели применяются к задаче классификации. В рассматриваемом примере решим задачу классификации на два класса, обозначенную ответами +1 и -1.

У каждого объекта всего два признака x_1 и x_2 . Изобразим объекты обучающей выборки на графике, отложив по оси абсцисс первый признак, а по оси ординат – второй признак. Знак «+» обозначает, что объект лежит в классе +1, а знак «–» – в классе -1.

Если построить линейный классификатор, то необходимо разделить плоскость на две части прямой так, чтобы плюсы и минусы по максимуму оказались в разных плоскостях. Рассмотрим прямую на рис. 3. В одной полуплоскости выражение

$$w_1 x_1 + w_2 x_2 + b > 0 \quad (6)$$

будет всегда больше нуля, на самой разделяющей прямой оно равно нулю, в другой полуплоскости оно всегда меньше нуля. Если оно оказалось больше нуля, то относим объект к первому классу, если меньше нуля – то ко второму. Тогда уравнение (6) записывается как

$$a(x) = \text{sign}(\langle x, w \rangle) + b. \quad (7)$$

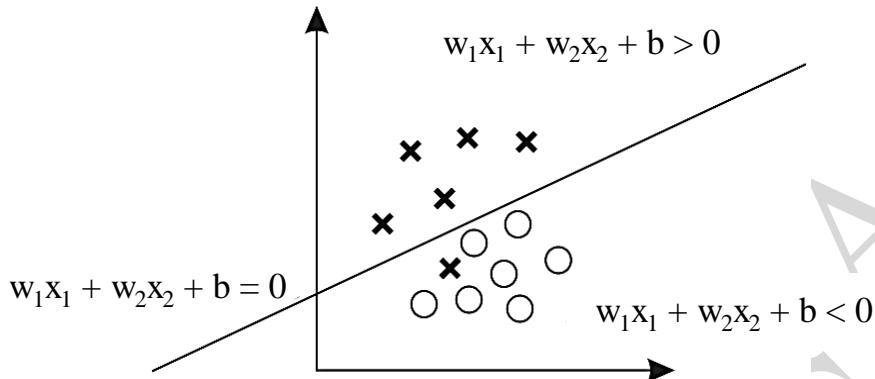


Рис. 3. Визуализация линейной регрессии

Если значение выражения $\langle x, w \rangle + b >> 0$ является большим положительным числом, то это означает, что алгоритм с большей вероятностью относится к классу +1, если значение выражения $\langle x, w \rangle + b >> 0$ оказалось большим отрицательным числом, то, скорее всего, объект относится к классу -1. Если выражение близко к нулю, то алгоритм не может однозначно установить, к какому из двух классов отнести объект. Все это можно обобщить для случаев с любым количеством объектов, тогда разделяющая поверхность будет не прямой линией, а плоскостью.

Часто для прикладных задач необходимо строить модели классификации, которые не просто относят объект к одному из двух классов, но и определяют вероятность того, что объект к тому или иному классу принадлежит. Для того чтобы получить вероятность классификации, можно было бы использовать выражение $\langle x, w \rangle + b$ и интерпретировать его как меру принадлежности к первому классу. Чем больше это выражение, тем с большей вероятностью объект принадлежит к первому классу. Но это выражение нельзя считать вероятностью принадлежности объекта к классу, так как оно может принимать любые значения – от минус бесконечности до бесконечности, а вероятность должна принимать значения – от нуля до единицы. Поэтому вероятность принадлежности к классу можно находить в виде монотонно возрастающей функции от скалярного произведения $f(\langle x, w \rangle + b)$. Для этого используют сигмоидальную (логистическую) функцию (рис. 4), которая монотонна и принимает значения от 0 до 1.

С помощью сигмоидальной функции можно легко вычислять вероятности принадлежности к классу, но она не дает ответа на вопрос, как находить оптимальные коэффициенты w и b . Для этого, как и в случае линейной регрессии, используется метод минимизации эмпирического риска, т. е. подбираются коэффициенты, которые минимизируют некоторую функцию потерь.

Рассмотрим метод нахождения оптимальных коэффициентов, который называется логистической регрессией и относится к алгоритму классификации.

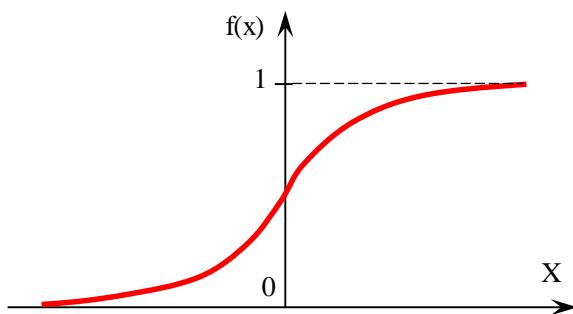


Рис. 4. График логистической регрессии сигмоидальной функции $f(x) = \frac{1}{1+e^{-x}}$

Логистическая регрессия

Логистическая регрессия – это алгоритм линейной классификации, т. е. алгоритм классификации на классы $\{+1, -1\}$, имеющий вид $a(x) = \text{sign}(\langle w, x \rangle)$, где

$$\text{sign}(x) = \begin{cases} +1, & x \geq 0, \\ -1, & x < 0. \end{cases} \quad (8)$$

Отличительная особенность логистической регрессии – это то, что основным объектом рассмотрения является не класс объекта, а вероятность принадлежности объекта классу $+1$. Искомая вероятность вычисляется по формуле [5]

$$P_w(y(x)=+1) = \sigma(\langle w, x \rangle). \quad (9)$$

Вероятность принадлежности объекта классу -1 высчитывается как

$$1 - P_w(y(x^i)=+1). \quad (10)$$

Таким образом, необходимо подобрать такие веса w , чтобы вероятность $P_w(y(x^i)=+1)$ была как можно больше на объектах, для которых $y^i = +1$, а вероятность $1 - P_w(y(x^i)=+1)$ – как можно больше на объектах, для которых $y^i = -1$.

Запишем произведение максимальных вероятностей по всем объектам обучающей выборки и максимизируем его по вектору весов w . Таким образом, имеем задачу оптимизации [5]

$$\prod_{y^i=+1} P_w(y(x^i)=+1) \cdot \prod_{y^i=-1} (1 - P_w(y(x^i)=+1)) \rightarrow \max(w). \quad (11)$$

Выполнив ряд преобразований, выражение (11) можно представить как

$$\sum_{i=1}^l \ln(1 + e^{-y^i \langle w, x^i \rangle}) \rightarrow \min(w). \quad (12)$$

Функция $\ln(1 + e^{-y \langle w, x \rangle})$ называется логистической функцией потерь.

Таким образом, логистическая регрессия – это алгоритм линейной классификации, который находит вектор весов w , являющийся решением минимизации выражения (5).

Задача минимизации логистической функции потерь не имеет аналитического решения, в отличие, например, от задачи минимизации квадратичной функции потерь в задаче линейной регрессии. Для решения этой задачи используют метод стохастического градиентного спуска.

Для предупреждения переобучения задачу (5) видоизменяют следующим образом [5]:

$$\frac{1}{l} \sum_{i=1}^l \ln \left(1 + e^{-y^i \langle w, x^i \rangle} \right) + C \|w\|^2 \rightarrow \min(w), \quad (13)$$

где C – фиксированная положительная константа.

Такая модификация логистической регрессии реализована в библиотеке scikit-learn с параметром по умолчанию $C = 1$.

Применение алгоритмов машинного обучения для расчета прочностных характеристик материалов

Без материалов нового поколения невозможно создать современные производства и технологии, а также новые образцы техники в машиностроении, электронной и авиационно-космической отраслях [7–11]. При разработке конструкционных материалов необходимо проводить оценку их физико-механических характеристик. Алгоритмы машинного обучения успешно применяют для прогнозирования зависимостей механических характеристик материалов при основных видах их физико-механических испытаний: растяжении [12], сжатии [13], изгибе [14], ударном изгибе [15, 16], кручении [17, 18], сдвиге [19], ползучести [20, 21], длительной прочности [22, 23], усталости [24], трещиностойкости [25], определении твердости [26] и т. д. Для машинного обучения в качестве исходных данных предлагаются использовать экспериментальные данные, результаты аналитических и численных расчетов (для этой цели обычно применяют метод конечных элементов [27]).

Рассмотрим некоторые примеры использования алгоритмов машинного обучения в прогнозировании свойств материалов в зависимости от различных структурных и технологических параметров.

В работе [28] использована нейросетевая модель изменения прочности и пластичности ферритно-мартенситных сталей с 12 %-ным содержанием хрома. Искусственная нейронная сеть (ИНС) применена для расчета химического состава сталей с повышенной жаропрочностью.

В работе [29] на основе экспериментальных данных построена группа нейросетевых моделей, устанавливающих взаимосвязь параметров технологического режима напыления (силы тока на магнетронах) с элементным составом покрытий, а также периодичности слоев покрытия и относительного содержания хрома с физико-механическими свойствами и износстойкостью покрытий CrN/AlN. Практическое использование моделей позволяет путем управления параметрами процесса напыления проводить направленный синтез покрытий с изначально заданными физико-механическими свойствами и износстойкостью.

В работе [30] построена ИНС, с помощью которой в зависимости от структурных изменений металла при различных технологических параметрах рассчитывают механические свойства автолистовой стали.

В работе [31] ИНС использована для прогнозирования деформационных свойств при пространственном растяжении эластичных камвольных тканей.

В работе [32] с помощью ИНС выполнен анализ критериев разрушения материалов. В результате проведенных расчетов даны рекомендации для выбора способа разделения сортового проката.

В работе [33] рассмотрены характеристики ИНС, используемые для прогнозирования свойств разрабатываемых композиционных материалов. Полученные результаты работы предлагаются использовать для решения задач математического моделирования физико-химических экспериментов, проводимых с целью исследования эксплуатационных характеристик композиционных наноматериалов (табл. 2).

Таблица 2

Примеры использования алгоритмов машинного обучения для расчета прочностных характеристик материалов при основных видах их физико-механических испытаний

Вид испытания	Примеры использования алгоритмов машинного обучения
Растяжение	В работе [34] проанализированы расчеты физико-механических характеристик бетона, содержащего крупнозернистые заполнители (прочность при растяжении, модуль упругости и др.) по различным алгоритмам машинного обучения (многомерные адаптивные регрессионные сплайны MARS, линейная регрессия опорного вектора LSSVR, модельное дерево решений для регрессионной задачи M5)
Сжатие	В работе [35] использован метод линейной регрессии для прогнозирования прочности бетона на сжатие на основе исходных данных по составу и физическим свойствам шлака электродуговой печи
Изгиб	В работе [36] рассмотрены методы оптимизации композитных ламинатов с переменной жесткостью, в частности оптимизация композитного цилиндра при чистом изгибе. Для расчетов использовались четыре метода машинного обучения (полиномиальная регрессия, радиальные базисные функции (RBF), кригинг (KRG) и регрессия опорного вектора) и сравнивалась их производительность. Расчеты по методам KRG и RBF показали самую высокую точность для этой задачи
Сдвиг	В работе [37] искусственная нейронная сеть (ИНС) применена для разработки моделей прогнозирования прочности при сдвиге железобетонных балок с различным составом бетона. Входной информацией для ИНС является геометрическая форма балки, свойства бетона и стальной арматуры. На выход сети подается только один параметр – прочность при сдвиге
Кручение	В работе [38] ИНС использовались для построения диаграммы деформирования стальных образцов при кручении в условиях температур от 670 до 1200 °C. В разработанной ИНС используются данные по температуре и скорости испытаний, химическому составу исследуемых сталей, напряжениям и деформациям образцов
Ползучесть	Нейросетевой метод идентификации и анализа модели деформирования металлических конструкций в условиях ползучести представлен в работе [39], в которой найдены параметры модели растяжения образцов из стали 45 в условиях ползучести при постоянных напряжениях и температуре
Длительная прочность	Нейронные сети в прогнозировании длительной прочности сталей в условиях водородной стресс-коррозии представлены в работе [40]. Разработана компьютерная экспертная система для проведения ускоренных испытаний и оптимального выбора высокопрочных сталей, применяемых в качестве арматуры в условиях электролитической водородной стресс-коррозии
Усталость	В работе [41] ИНС использовалась для определения предела выносливости металлов с учетом влияния материала и геометрической формы образца, схемы нагружения, величины нагрузки и других факторов
Трещино-стойкость	Искусственные нейронные сети применяются для исследования трещиностойкости металла сварных швов конструкционных сталей [42]
Вдавливание	В работе [43] проводится оценка применимости ИНС в задаче анализа сигналов, полученных методом динамического индентирования. Предложен алгоритм обработки сигнала, полученного безобраззовым методом неразрушающего контроля, позволяющего оценивать механические характеристики контролируемого материала по параметрам контактного ударного взаимодействия при динамическом индентировании. В работе [44] проведено исследование возможности восстановления диаграмм деформирования с помощью нейросетевого подхода

Анализ научных публикаций показывает, что для расчетов прочностных характеристик материалов в большей степени распространены ИНС, чем другие алгоритмы машинного обучения.

Заключения

Приведены основные принципы и разновидности задач машинного обучения, отдельно рассмотрены задачи классификации и регрессии. Показаны основы применения линейных алгоритмов и логистической регрессии.

Проведен обзор научных публикаций, в котором рассмотрены примеры использования алгоритмов машинного обучения для расчета прочностных характеристик материалов при основных видах их физико-механических испытаний: растяжении, сжатии, кручении, изгибе, сдвиге, ползучести, длительной прочности, усталости, трещиностойкости, индентировании.

Проведенный анализ научных публикаций показал, что для расчетов физико-механических характеристик материалов наиболее часто используют ИНС в отличие от других алгоритмов машинного обучения. Во второй части статьи будут более подробно рассмотрены ИНС и показан пример построения нейронной сети для аппроксимации диаграммы деформирования материалов.

Список источников

1. Бова В.В., Дуккардт А.Н. Применение искусственных нейронных сетей для коллективного решения интеллектуальных задач // Известия ЮФУ. Технические науки. 2012. № 7. С. 131–138.
2. Николенко С.И., Кадурин А.А., Архангельская Е.О. Глубокое обучение. СПб.: Питер, 2021. 480 с.
3. Bishop C.M. Pattern Recognition and Machine Learning. Springer, 2006. 738 р.
4. Murphy K.P. Machine Learning: a Probabilistic Perspective. Cambridge University Press, 2013. 1067 р.
5. Быстрый старт в искусственный интеллект. Онлайн-курсы. URL: <https://www.stepik.org/course/80782/promo> (дата обращения: 24.09.2021).
6. Спижевой А.С., Баландин Д.В. Понижение размерности пространства признаков в задаче автоматического определения пола человека // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. 2020. № 2 (129). С. 42–51.
7. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Материаловедение: учебник для вузов. Изд. 7-е. СПб.: Химиздат, 2020. 784 с.
8. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
9. 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.
10. 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.
11. 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.
12. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Крылов В.Д. Построение трехмерных диаграмм деформирования для анализа механического поведения материала, испытанного при различных скоростях нагружения // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 59–66. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-59-66.

13. 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. 687–698.
14. Гаврюшина Н.Т., Букеткин Б.В. Исследование прочности армированных композитных образцов при трехточечном изгибе // Наука и образование: электрон. науч.-техн. изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2014. № 12. С. 128–136. URL: <http://www.technomag.bmstu.ru> (дата обращения: 03.10.2021). DOI: 10.7463/0815.9328000.
15. Федюк Р.С., Лисейцев Ю.Л., Таскин А.В. и др. Повышение ударной вязкости фиброзолобетона. Строительные материалы и изделия. 2020. Т. 3. № 6. С. 5–16.
16. Бугаев В.Г., Новиков В.В., Молоков К.А., Славгородская Д.В. Численный анализ ударных давлений на борт при движении судна во льдах // Морские интеллектуальные технологии. 2020. № 2-1 (48). С. 47–55.
17. Нагиева Н.М. Циклическая прочность призматического бруса овального поперечного сечения при знакопеременном кручении // Тяжелое машиностроение. 2019. № 9. С. 33–36.
18. Цыбулько А.Е., Романенко Е.А. Условия прочности при изгибе и кручении по известным теориям предельного состояния // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2020. № 1. С. 3–6.
19. Ильичев А.В., Губин А.М., Акмеев А.Р., Иванов Н.В. Определение области максимальных сдвиговых деформаций для образцов углепластика по методу Иосипеску, с использованием оптической системы измерений // Труды ВИАМ. 2018. № 6 (66). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.03.2021). DOI: 10.18577/2071-6046-2018-0-6-99-109.
20. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Ястребов А.С. Прогнозирование прочностных и деформационных характеристик материалов при испытаниях на растяжение и ползучесть // Материаловедение. 2019. № 1. С. 3–9.
21. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Оценка качества материалов при испытаниях на ползучесть // Электрометаллургия. 2020. № 9. С. 30–39.
22. Павлов П.А. Основы инженерных расчетов элементов машин на усталость и длительную прочность. Л.: Машиностроение, 1988. 252 с.
23. Локощенко А.М., Наместникова И.В., Шестериков С.А. Описание длительной прочности при ступенчатом изменении напряжения // Проблемы прочности. 1981. № 10. С. 47–51.
24. 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.
25. Ерасов В.С., Орешко Е.И., Луценко А.Н. Образование новых поверхностей в твердом теле на стадиях упругой и пластической деформаций, начала и развития разрушения // Труды ВИАМ. 2018. № 2 (62). Ст. 12. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 03.10.2021). DOI: 10.18577/2071-6046-2018-0-2-12-12.
26. 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.
27. ГОСТ 56232–2014. Определение диаграммы «напряжение–деформация» методом инструментального индентирования шара. М.: Стандартинформ, 2014. 44 с.
28. Образцов С.М., Биржевой Г.А., Конобеев Ю.В., Рачков В.И. Нейросетевые эксперименты по взаимовлиянию легирующих элементов на механические свойства ферритно-мартенситных сталей с 12-процентным содержанием хрома // Известия вузов. Ядерная энергетика. 2008. № 3. С. 119–124.
29. Аборкин А.В., Ваганов В.Е., Алымов М.И., Елкин А.И., Букарев И.М. Физико-механические свойства и износостойкость покрытий системы CrN/AlN, полученных магнетронным распылением // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2017. № 3. С. 65–74.

30. Качановский Ю.П., Коротков Е.А. Основные принципы построения нейросетевой модели формирования свойств автолистовой стали // Вести высших учебных заведений Черноземья. 2009. № 4 (18). С. 70–74.
31. Смирнова Н.А., Замышляева В.В., Лапшин В.В. и др. Использование информационных технологий для прогнозирования деформационных свойств эластичных тканей при пространственном растяжении // Дизайн и технологии. 2018. № 68 (110). С. 74–79.
32. Карнаух С.Г., Винников М.А., Карнаух Д.С. Применение критериев разрушения материалов для выбора способа разделения сортового проката // Обработка металлов давлением. 2011. № 1 (61). С. 25–31.
33. Мешалкин В.П., Дли М.И., Стоянова О.В. Исследование искусственных нейронных сетей, используемых для моделирования свойств создаваемых композиционных материалов // Химия и химическая технология. 2011. Т. 54. Вып. 5. С. 124–127.
34. Gholampour Ali.A., Mansouri I., Kisi O., Oxbakkaloglu T. Evaluation of mechanical properties of recycled aggregate concrete using LSSVR, MARS, and M5Tree models // Neural Computing and Applications. 2018. URL: <https://www.researchgate.net/publication/326623737> (дата обращения: 03.10.2021).
35. Chen Li. A Multiple Linear Regression Prediction of Concrete Compressive Strength Based on Physical Properties of Electric Arc Furnace Oxidizing Slag // International Journal of Applied Science and Engineering. 2010. Vol. 7. No. 2. P. 153–158.
36. Nik M.A. A comparative study of metamodeling methods for the design optimization of variable stiffness composites // Composite structures. 2014. No. 107. P. 494–501.
37. Arafa M., Alqedra M., An-Najjar H. Neural Network Models for Predicting Shear Strength of Reinforced Normal and High-strength Concrete Deep Beams // Journal of Applied Science. 2011. No. 11 (2). P. 266–274.
38. Narayan V., Abad R., Lopez B. et al Estimation of Hot Torsion Stress Strain Curves in Iron Alloys Using a Neural Network Analysis // ISIJ International. 1999. Vol. 39. No. 10. P. 999–1005.
39. Васильев А.Н., Тархов Д.А., Шемякина Т.А. Нейросетевой подход к задачам математической физики. СПб.: Нестор-История, 2015. С. 216–220.
40. Чуканов А.Н., Хонелидзе Д.М., Гвоздев А.Е., Сергеев А.Н. Нейронные сети в прогнозировании длительной прочности сталей в условиях водородной стресс-коррозии // XV Международный конгресс сталеплавильщиков. Тула, 2018. С. 612–617.
41. Орехова Е.Е., Абрамов А.А., Андреев В.В. Разработка методики определения предела выносливости металлов с учетом влияющих факторов на основе искусственной нейронной сети // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 6. С. 194.
42. Муравьев К.А., Макаренко В.Д., Евпак Т.Ф., Бондарев А.А. Нейросетевой анализ показателей трещиностойкости сварных соединений конструкционных сталей // Компрессорное и энергетическое машиностроение. 2014. № 1. С. 21–25.
43. Mishulina O.A., Kruglov I.A., Bakirov M.B. Neural networks committee decision making for estimation of metal's hardness properties from indentation data // Optical Memory and Neural Networks (Information Optics). 2011. Vol. 20. No. 2. P. 132–138.
44. Бакиров М.Б., Мишулина О.А., Киселев И.А., Круглов И.А. Исследование возможности восстановления диаграмм деформирования с помощью нейросетевого подхода // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2010. Т. 76. № 7. С. 42–48.

References

1. Bova V.V., Dukkardt A.N. The use of artificial neural networks for the collective solution of intellectual problems. Izvestiya YUFU. Tekhnicheskiye nauki, 2012, no. 7, pp. 131–138.
2. Nikolenko S.I., Kadurin A.A., Arkhangelskaya E.O. Deep learning. Immersion in the world of neural networks. St. Petersburg: Piter, 2021, 480 p.
3. Bishop C.M. Pattern Recognition and Machine Learning. Springer, 2006. 738 p.
4. Murphy K.P. Machine Learning: a Probabilistic Perspective. Cambridge University Press, 2013, 1067 p.

5. Quick start in artificial intelligence. Online courses. Available at: <https://www.stepik.org/course/80782/promo> (accessed: September 24, 2021).
6. Spizhevoi A.S., Balandin D.V. Reducing the dimension of the feature space in the problem of automatically determining the sex of a person. Trudy NGTU im. R.Ye. Alekseyeva, 2020, no. 2 (129), pp. 42–51.
7. Solntsev Yu.P., Pryakhin E.I. Materials science: textbook for universities. Ed. 7th. St. Petersburg: Khimizdat, 2020, 784 p.
8. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. Vestnik Rossiyskoy akademii nauk, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
9. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». Aviacionnye materialy i tehnologii, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
10. Buznik V.M., Kablov E.N., Koshurina A.A. Materials for complex technical devices for arctic applications. Scientific and technical problems of the development of the Arctic. Moscow: Nauka, 2015, pp. 275–285.
11. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatics influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). Aviacionnye materialy i tehnologii, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
12. Oreshko E.I., Erasov V.S., Krylov V.D. Construction of 3D stress-strain diagram for the analysis of mechanical behavior of the material tested at various loading rates. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2018, no. 2 (51), pp. 59–66. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-59-66.
13. Antipov V.V., Oreshko E.I., Erasov V.S., Serebrennikova N.Yu. Hybrid layered materials for use in the conditions of the North. Mekhanika kompozitnykh materialov, 2016, vol. 52, no. 5, pp. 687–698.
14. Gavryushina N.T., Buketkin B.V. Investigation of the strength of reinforced composite specimens in three-point bending. Nauka i obrazovanie: elektron. sci.-tech. ed. MSTU im. N.E. Bauman, 2014, no. 12, pp. 128–136. Available at: <http://www.technomag.bmstu.ru> (accessed: October 03, 2021). DOI: 10.7463/0815.9328000.
15. Fedyuk R.S., Liseytsev Yu.L., Taskin A.V. et al. Increasing the impact strength of fibrous concrete. Stroitelnye materialy i izdelyia, 2020, vol. 3, no. 6, pp. 5–16.
16. Bugaev V.G., Novikov V.V., Molokov K.A., Slavgorodskaya D.V. Numerical analysis of shock pressures on board when a vessel moves in ice. Morskie intellektualnye tekhnologii, 2020, no. 2-1 (48), pp. 47–55.
17. Nagieva N.M. Cyclic strength of a prismatic beam of oval cross-section under alternating torsion. Tyazheloe mashinostroyenie, 2019, no. 9, pp. 33–36.
18. Tsybulko A.E., Romanenko E.A. Conditions of strength in bending and torsion according to known theories of the limit state. Kuznechno-shtampovochnoye proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniyem, 2020, no. 1, pp. 3–6.
19. Ilichev A.V., Gubin A.M., Akmeev A.R., Ivanov N.V. Definition of area of the maximum shear deformations for CFRP samples on Iosipescu method, with use of optical system of measurements. Trudy VIAM, 2018, no. 6 (66), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 3, 2021). DOI: 10.18577/2071-6046-2018-0-6-99-109.
20. Oreshko E.I., Erasov V.S., Yastrebov A.S. Prediction of strength and deformation characteristics of materials during tensile and creep tests. Materialovedenie, 2019, no. 1, pp. 3–9.
21. Erasov V.S., Oreshko E.I. Evaluation of the quality of materials during creep testing. Electrometallurgy, 2020, no. 9, pp. 30–39.
22. Pavlov P.A. Fundamentals of engineering calculations of machine elements for fatigue and long-term strength. Leningrad: Mashinostroenie, 1988, 252 p.
23. Lokoshchenkom A.M., Namestnikova I.V., Shesterikov S.A. Description of long-term strength with a step change in stress. Problemy prochnosti, 1981, no. 10, pp. 47–51.

24. Erasov V.S., Oreshko E.I. Fatigue tests of metal materials (review). Part 1. Main definitions, loading parameters, representation of results of tests. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
25. Erasov V.S., Oreshko E.I., Lutsenko A.N. Formation of new surfaces in a firm body at stages of elastic and plastic deformations, the beginning and destruction development. *Trudy VIAM*, 2018, no. 2 (62), paper no. 12. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: October 3, 2021). DOI: 10.18577/2071-6046-2018-0-2-12-12.
26. Gulyaev A.I., Erasov V.S., Oreshko E.I., Utkin D.A. Analysis of the destruction of carbon fiber when pushing out a multifilament cylinder. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2021, no. 1, pp. 28–35.
27. State Standard 56232–2014. Determination of the «stress-strain» diagram by the method of instrumental indentation of the ball. Moscow: Standartinform, 2014, 44 p.
28. Obraztsov S.M., Birzhevoi G.A., Konobeev Yu.V., Rachkov V.I. Neural network experiments on the mutual influence of alloying elements on the mechanical properties of ferritic-martensitic steels with a 12 % chromium content. *Izvestiya vuzov. Yadernaya energetika*, 2008, no. 3, pp. 119–124.
29. Aborkin A.V., Vaganov V.E., Alymov M.I., Elkin A.I., Bukarev I.M. Physico-mechanical properties and wear resistance of coatings of the CrN/AlN system obtained by magnetron sputtering. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsionalnye pokrytiya*, 2017, no. 3, pp. 65–74.
30. Kachanovsky Yu.P., Korotkov E.A. Basic principles of building a neural network model for the formation of the properties of auto sheet steel. *Vesti vysshikh uchebnykh zavedeniy Chernozemya*, 2009, no. 4 (18), pp. 70–74.
31. Smirnova N.A., Zamyslyayeva V.V., Lapshin V.V. et al. The use of information technology to predict the deformation properties of elastic fabrics under spatial stretching. *Dizayn i tekhnologii*, 2018, no. 68 (110), pp. 74–79.
32. Karnaukh S.G., Vinnikov M.A., Karnaukh D.S. Application of criteria for the destruction of materials to select a method for separating rolled products. *Obrabotka metallov davleniem*, 2011, no. 1 (61), pp. 25–31.
33. Meshalkin V.P., Dli M.I., Stoyanova O.V. Study of artificial neural networks used to model the properties of created composite materials. *Khimiya i khimicheskaya tekhnologiya*, 2011, vol. 54, is. 5, pp. 124–127.
34. Gholampour Ali.A., Mansouri I., Kisi O., Oxbakkaloglu T. Evaluation of mechanical properties of recycled aggregate concrete using LSSVR, MARS, and M5Tree models. *Neural Computing and Applications*, 2018. Available at: <https://www.researchgate.net/publication/326623737> (accessed: October 3, 2021).
35. Chen Li. A Multiple Linear Regression Prediction of Concrete Compressive Strength Based on Physical Properties of Electric Arc Furnace Oxidizing Slag. *International Journal of Applied Science and Engineering*, 2010, vol. 7, no. 2, pp. 153–158.
36. Nik M.A. A comparative study of metamodeling methods for the design optimization of variable stiffness composites. *Composite structures*, 2014, no. 107, pp. 494–501.
37. Arafa M., Alqedra M., An-Najjar H. Neural Network Models for Predicting Shear Strength of Reinforced Normal and High-strength Concrete Deep Beams. *Journal of Applied Science*, 2011, no. 11(2), pp. 266–274.
38. Narayan V., Abad R., Lopez B. et al. Estimation of Hot Torsion Stress Strain Curves in Iron Alloys Using a Neural Network Analysis. *ISIJ International*, 1999, vol. 39, no. 10, pp. 999–1005.
39. Vasiliev A.N., Tarkhov D.A., Shemyakina T.A. Neural network approach to problems of mathematical physics. St. Petersburg: Nestor-Istoriya, 2015, pp. 216–220.
40. Chukanov A.N., Khonelidze D.M., Gvozdev A.E., Sergeev A.N. Neural networks in predicting the long-term strength of steels under hydrogen stress corrosion. XV International Congress of Steelmakers, Tula, 2018, pp. 612–617.
41. Orekhova E.E., Abramov A.A., Andreev V.V. Development of a methodology for determining the endurance limit of metals, taking into account influencing factors based on an artificial neural network. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*, 2014, no. 6, p. 194.

42. Muravev K.A., Makarenko V.D., Evpak T.F., Bondarev A.A. Neural network analysis of indicators of crack resistance of welded joints of structural steels. *Kompressornoe i energeticheskoe mashinostroyenie*, 2014, no. 1, pp. 21–25.
43. Mishulina O.A., Kruglov I.A., Bakirov M.B. Neural networks committee decision making for estimation of metal's hardness properties from indentation data. *Optical Memory and Neural Networks (Information Optics)*, 2011, vol. 20, no. 2, pp. 132–138.
44. Bakirov M.B., Mishulina O.A., Kiselev I.A., Kruglov I.A. Investigation of the possibility of restoring deformation diagrams using a neural network approach. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2010, vol. 76, no. 7, pp. 42–48.

Информация об авторах

Орешко Евгений Игоревич, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ерасов Владимир Сергеевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сибаев Илья Гоярович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Луценко Алексей Николаевич, заместитель начальника Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Шершак Павел Викторович, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Evgeny I. Oreshko, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vladimir S. Erasov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilya G. Sibayev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexey N. Lutsenko, Deputy Head of Testing Center, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 29.11.2021; одобрена и принятая к публикации после рецензирования 08.12.2021.

The article was submitted 29.11.2021; approved and accepted for publication after reviewing 08.12.2021.



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 ВИАМ аккредитован Федеральным агентством
воздушного транспорта (Росавиация) в качестве технически
компетентного испытательного центра



Московский и Геленджикский центры климатических
испытаний (МЦКИ ВИАМ и ГЦКИ ВИАМ им. Г.В. Акимова)
включены в международную сеть станций климатических
испытаний Atlas Material Testing Technology LLC

ИЦ ВИАМ имеет аттестат аккредитации группы компаний
Safran, подтверждающий соответствие процедурам GRP-0087
«Перечень требований к поставщикам Safran,
участвующим в производстве продукции группы»
и GRM-0123 «Руководство для поставщиков»



Техническая компетенция ИЦ ВИАМ признана
Российским морским регистром судоходства

ИЦ ВИАМ аттестован филиалом ФГБУ «46 ЦНИИ» Минобороны России в качестве испытательного подразделения, соответствующего требованиям
к технической компетентности и независимости, предъявляемым в руководящем документе РД В 319.02.70-08
«Аппаратура, приборы, устройства военного назначения. Требования к испытательным подразделениям и порядок их аттестации»
(включая ГОСТ ISO/IEC 17025–2019 «Общие требования к компетентности испытательных и калибровочных лабораторий»)

ИЦ ПРЕДЛАГАЕТ:

- физико-механические испытания;
- спектральные, химико-аналитические исследования;
- разработку и поставку стандартных образцов материалов;
- исследования теплофизических свойств;
- исследования методами неразрушающего контроля;
- исследования на климатическую, микробиологическую стойкость и пожаробезопасность;
- металлофизические исследования.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru

www.viam.ru; www.viam.ru; isp.viam.ru



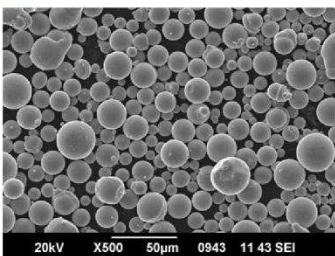
ПАЙКА КОНСТРУКЦИОННЫХ
И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ



РАЗРАБОТКА ПРИПОЕВ И ТЕХНОЛОГИЙ ПАЙКИ
НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ, ТИТАНОВЫХ,
МЕДНЫХ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ
В ОДНОИМЕННОМ И РАЗНОИМЕННОМ
СОЧЕТАНИЯХ, ТЕХНОЛОГИЙ ПАЙКИ
РАЗЛИЧНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ
МАТЕРИАЛОВ И СЛОЖНЫХ
КОНСТРУКЦИЙ.

НИКЕЛЕВЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ И ТИТАНОВЫЕ ПРИПОИ:

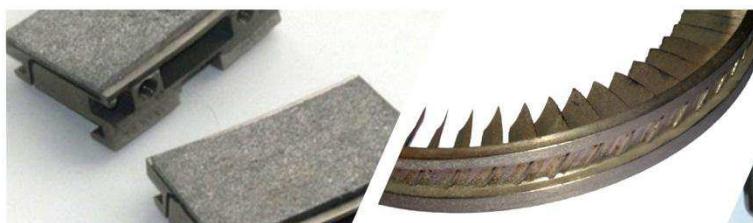
- прочность паяных соединений на уровне 0,7–0,95 от прочности соединяемых материалов;
- совмещение режима пайки с режимом термообработки основного материала.



- сферическая форма гранул;
- низкое содержание кислорода (менее 0,010%).



- Припой на органическом связующем
в виде самоклеящихся лент:
- срок хранения 12 месяцев;
 - толщина — от 0,5 до 5 мм;
 - надежная фиксация на изделии.



НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРИПОИ:

- прочность паяных соединений в 1,5–2,5 раза выше по сравнению с оловянно-свинцовыми припоями;
- коррозионная стойкость в 2–4 раза выше по сравнению с оловянно-свинцовыми припоями.

ВИАМ СЕРИЙНО ПРОИЗВОДИТ И ПОСТАВЛЯЕТ ПРИПОИ МАРОК:

- титановые — ВПр16, ВПр28;
- никелевые — ВПр11, ВПр24, ВПр27, ВПр36, ВПр42, ВПр44, ВПр50;
- низкотемпературные — ВПр35, ВПр40.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

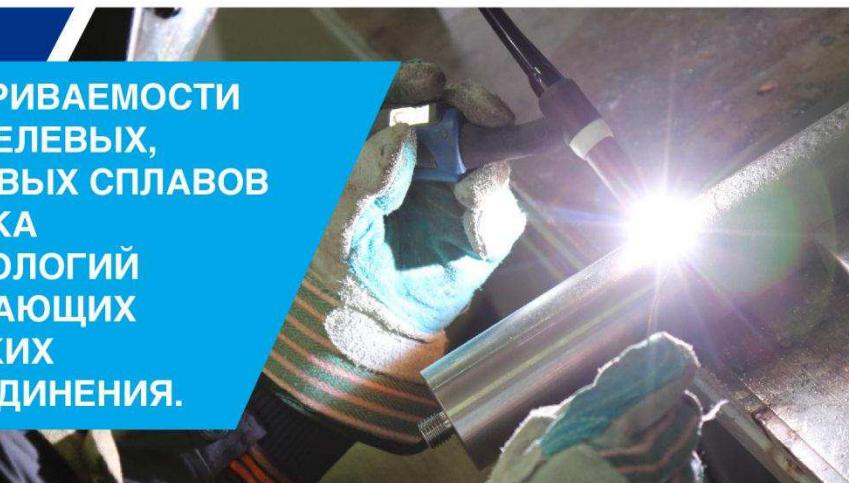
E-mail: admin@viam.ru
www.виам.рф; www.viam.ru



СВАРКА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

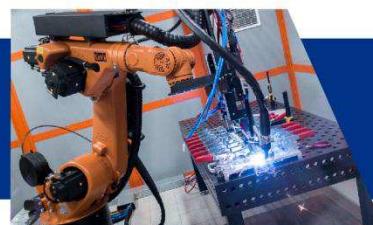


ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ
АЛЮМИНИЕВЫХ, НИКЕЛЕВЫХ,
ТИТАНОВЫХ, МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ
И СТАЛЕЙ, РАЗРАБОТКА
СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
СВАРКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ
ДОСТИЖЕНИЕ ВЫСОКИХ
ХАРАКТЕРИСТИК СОЕДИНЕНИЯ.



Комплекс электронно-лучевой
сварки на базе установки
АЭЛТК-11-486

до 1 500 образцов
в год
до 1 000 волов
в год



до 5 000 типовых образцов
в год

Роботизированный технологический
комплекс лазерной гибридной
сварки Laser Weld 8R60

Комплекс дуговой сварки
на базе EWM415

до 2 000 образцов
в год



до 1 500 образцов
в год

Ротационная сварка
трением

ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:

- разработку технологий сварки плавлением (автоматическая аргоно-дуговая сварка (ААрДЭС), лазерная сварка (ЛС), электронно-лучевая сварка (ЭЛС), гибридная сварка (ГС) и др.) современных конструкционных материалов;
- разработку технологий сварки в твердой фазе: сварка трением с перемешиванием (СТП), ротационная сварка трением (РСТ), полуфабрикатов из алюминиевых, никелевых, титановых сплавов и сталей.

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; 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

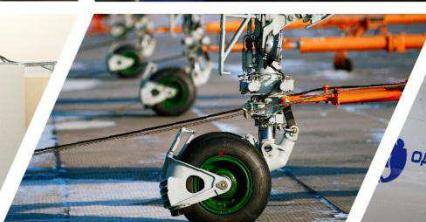
до 200 шт. образцов
в год

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 литьевых 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

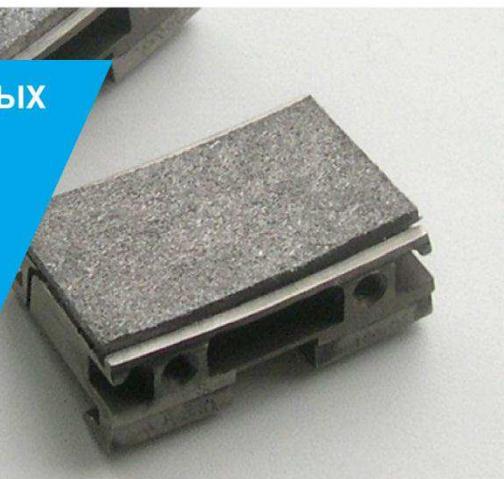
E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru; www.viam.ru



УПЛОТНИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ ГТД



**РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНЫХ УПЛОТНИТЕЛЬНЫХ
МАТЕРИАЛОВ ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ ГТД –
ИСТИРАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СТАТОРНЫХ
ДЕТАЛЕЙ КОМПРЕССОРА И ТУРБИНЫ,
АБРАЗИВНО-ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ
ДЛЯ ТОРЦОВ РАБОЧИХ ЛОПАТОК.
ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ
СВОЙСТВ УПЛОТНИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ
И МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ТРЕНИЯ.**



- разработка и исследование эксплуатационных свойств уплотнительных материалов проточной части ГТД – истираемых материалов для статорных деталей компрессора и турбины, абразивно-износостойких материалов для торцов рабочих лопаток;
- разработка уплотнительных материалов и технологий их нанесения на детали ГТД;
- изготовление опытных партий истираемых уплотнительных элементов на основе металлических волокон;
- исследование эксплуатационных характеристик уплотнительных материалов проточной части (проведение комплекса исследований и испытаний, позволяющих дать оценку эффективности применения истираемых и абразивно-износостойких материалов турбины и компрессора ГТД).



VIAM ПРЕДЛАГАЕТ:

- разработку уплотнительных материалов по техническому заданию;
- проведение исследований эксплуатационных характеристик уплотнительных материалов с выдачей заключения;
- совместные работы по опробованию новых уплотнительных материалов в изделиях заказчика.



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

50 м² композитной
оснастки
в год

33 000 пог.м
препегов и
семипрепегов
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;
- формообразующая 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

E-mail: admin@viam.ru

на правах рекламы www.viam.prf; www.viam.ru; untc.viam.ru



ВОСКРЕСЕНСКИЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ПО СПЕЦИАЛЬНЫМ МАТЕРИАЛАМ



ВЭТЦ

УНИКАЛЬНЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ 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 тонн/год бериллийсодержащие стали и сплавы

10 тонн/год препреги ПКМ

7700 м² площадь производственных помещений

209 единиц технологического и исследовательского оборудования

13 производственных участков



ВЭТЦ ПРЕДЛАГАЕТ:

- изготовление пластин и дисков бериллиевых герметичных, фольги бериллиевой вакуум-плотной радиационно-прозрачной повышенной частоты 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 препротов ПКМ шириной 300 мм 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-2.200Т;
- 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

E-mail: admin@viam.ru

на правах рекламы www.viam.ru; www.viam.ru; vetc.viam.ru



ГЕЛЕНДЖИКСКИЙ ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ВИАМ ИМ. Г.В. АКИМОВА



ГЦКИ ВИАМ

ЕДИНСТВЕННЫЙ В РОССИИ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ, ПОЗВОЛЯЮЩИЙ В УСЛОВИЯХ МОРСКОГО КЛИМАТА ПРОВОДИТЬ КОМПЛЕКСНЫЕ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ, ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ И ИЗДЕЛИЙ, А ТАКЖЕ ОТРАБОТКУ СИСТЕМ ЗАЩИТЫ ОТ КОРРОЗИИ, СТАРЕНИЯ И БИОПОВРЕЖДЕНИЙ.



Основные показатели
ГЦКИ ВИАМ:

2118 м² площадь лабораторно-исследовательского корпуса

1100 м² площадь атмосферного испытательного полигона

>100 единиц высокоточного измерительного и испытательного оборудования

200 м² площадь силового пола

По климатическим признакам центр расположен в зоне умеренно теплого климата с мягкой зимой (ГОСТ 16350) и повышенной коррозионной агрессивностью атмосферы (9 баллов по ГОСТ 9.039, С3 по ISO 9223).

Лабораторные исследования:



Прочностные испытания



Методы неразрушающего контроля



Металлография



Электрохимия и исследование покрытий



Искусственный климат



Испытания при отрицательных температурах и тепловом ударе



Температурные испытания



Аналитическая лаборатория



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 м²



Испытания при одновременном воздействии климатических факторов и статических, динамических, в том числе циклических, нагрузок

Метеостанция СКМП-2, работающая в непрерывном автоматическом режиме



ГЦКИ ПРЕДЛАГАЕТ:

- комплексные испытания на коррозию, старение и биоповреждения металлических и полимерных материалов и конструкций в условиях атмосферы приморского климата, в том числе при воздействии статических и динамических нагрузок, а также в морской среде;
- изучение, отработку способов и средств защиты от коррозии и старения, определение стойкости конструкций и изделий из металлических и неметаллических материалов к воздействию коррозии, старения – для обоснования возможности использования их в изделиях перспективной техники;
- исследования по установлению обоснованных сроков службы с учетом климатических районов эксплуатации изделий.

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

на правах рекламы www.viam.ru; www.viam.ru; 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 2022

25
марта

XIV Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике:
«Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов»
Посвящена 115-летию со дня рождения д.т.н., профессора Николая Митрофановича Склярова

15
апреля

III Всероссийская научно-техническая конференция
«Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники»
Посвящена Дню космонавтики

26-27
мая

VII Всероссийская научно-техническая конференция
«Климат-2022: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы»
Посвящена 125-летию со дня рождения авиаконструктора, ученого-аэродинамика Роберта Людвиговича Бартини

27
июня

III Международная научно-техническая конференция
«Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья – основа инновационного развития экономики России»
Посвящена 90-летию ВИАМ



сентябрь

IV Международная научно-техническая конференция
«Коррозия, старение и биостойкость материалов в морском климате»
Проводится в рамках выставки «Гидроавиасалон-2022»

6-7
октября

VIII Международная конференция
«Аддитивные технологии: настоящее и будущее»

28
октября

Круглый стол
«Перспективные способы сварки в авиастроении»

18
ноября

VI Всероссийская научно-техническая конференция
«Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения»

9
декабря

V Всероссийская научно-техническая конференция
«Высокотемпературные керамические композиционные материалы и защитные покрытия»

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; www.viam.ru