

№11
(129)
2023

ISSN 2307-6046



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



КУРЧАТОВСКИЙ
ИНСТИТУТ
ДЛЯ СТРАНЫ
И МИРА

ТРУДЫ ВИАМ



ТРУДЫ ВИАМ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ЖУРНАЛ

ИЗДАЕТСЯ С 2013 ГОДА

№ 11 (129) ноябрь 2023

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:

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

Издатель: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакция:

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

Адрес редакции:

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

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

Распространяется бесплатно посредством информационно-телекоммуникационной сети Интернет.

Журнал включен в перечень рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата и доктора наук.

Журнал входит в Российский индекс научного цитирования (РИНЦ),
реферативно-информационную базу данных RSCI (Russian Science Index на платформе Web of Science)
Журнал входит в Международную ассоциацию издателей (PILA – Publishers International Linking Association).
Всем статьям, публикуемым в журнале, присваиваются индексы DOI (Digital Object Identifier).

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

ТРУДЫ ВИАМ

TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

Жаропрочные сплавы и сталиHeat-resistant alloys and steels

Григоренко В.Б., Лукина Е.А., Терехин А.М.
Структурные особенности разрушения
монокристаллических материалов

3

Grigorenko V.B., Lukina E.A., Terekhin A.M.
Structural features destruction of monocrys-
talline materials

Дейнега Г.И., Кузьмина И.Г., Битюцкая О.Н.,
Нарский А.Р. Пенокерамические фильтры
на основе отечественных огнеупорных
материалов. Часть 1

17

Deynega G.I., Kuzmina I.G., Bityutskaya O.N.,
Narsky A.R. Foam ceramic filters based on
domestic refractory materials. Part 1

Полимерные материалыPolymer materials

Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Левакова Н.М.,
Сафонов П.Е. Полимерные волокна
в составе тканых наполнителей для са-
мосмазывающихся антифрикционных
материалов

26

Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Levakova N.M.,
Safonov P.E. Polymer fibers in the composi-
tion of fabrics for self-lubricating antifric-
tion materials

Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Кан А.Ч.,
Курсев Е.В. Эксплуатационные свойства
антифрикционного самосмазывающего-
ся органопластика на основе тканого
наполнителя из политетрафторэтилено-
вых волокон и нитей Арселон

37

Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Kan A.Ch.,
Kurshev E.V. Exploitation properties of anti-
friction selflubricating organoplastic based
on fabric made of polytetrafluoroethylene
and Arcelon fibers

Композиционные материалыComposite materials

Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Усачева М.Н.,
Громова А.А. Препреги стеклопластиков
и препрег углепластика на основе связу-
ющего ВСЭ-67 для применения в составе
конструкций лопастей вертолетов

47

Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Usache-
va M.N., Gromova A.A. Prepregs of fiberglass
and prepreg of carbon fiber on the basis of
the resin VSE-67 for the use in the structures
of helicopter blades

Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Ланцов И.А.,
Гусев Ю.А. Препрег и углепластик на осно-
ве связующего ВSR-3М и углеродной тка-
ни для применения в составе конструкций
лопастей рулевого винта вертолетов

56

Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Lantsov I.A.,
Gusev Yu.A. Prepregs and fiberglass based
on VSR-3M resin and fiberglass fabrics for
use in helicopter blades

Шошев Ф.Л., Богачев И.А., Сухов Д.И. Осо-
бенности получения алюминоматричного
композиционного материала методом
селективного лазерного сплавления

66

Shoshev F.L., Bogachev I.A., Suhov D.I. The
features of processing an aluminum matrix
composite material by selective laser melting

Чередниченко И.В., Бавина М.А., Бондаренко Ю.А., Шурьгин В.Д., Овчинников А.Д., Галимуллин С.А. Влияние параметров направленной кристаллизации на структуру и свойства постоянных магнитов из сплава ЮНДКБА

77 Cherednichenko I.V., Bavina M.A., Bondarenko Yu.A., Shurygin V.D., Ovchinnikov A.D., Galimullin S.A. Influence of directed crystallization parameters on structure and properties of Alnico 5-7 alloy permanent magnets

Защитные и функциональные покрытия

Protective and functional coatings

Козлов И.А., Волков И.А., Фомина М.А., Захаров К.Е. Особенности химического оксидирования полуфабрикатов, полученных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции сплава ВАС1

90 Kozlov I.A., Volkov I.A., Fomina M.A., Zakharov K.E. Features of chemical oxidation of semi-finished products obtained by selective laser melting from a metal powder composition of the alloy VAS1

Испытания материалов

Material tests

Кузнецов Б.Ю., Власов И.И., Гриневич Д.В., Сорокин О.Ю. Моделирование разрушения металлокерамического композиционного материала с многослойной структурой методом конечных элементов

99 Kuznetsov B.Yu., Vlasov I.I., Grinevich D.V., Sorokin O.Yu. Modeling the destruction of a metal-ceramic composite material with a multilayer structure by the finite element method

Рыжков П.В., Горбовец М.А., Ходинев И.А. Энергетический критерий усталостного разрушения жаропрочного никелевого сплава

111 Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Hodinev I.A. Energy criteria for fatigue fracture of a heat-resistant nickel alloy

Выдающиеся ученые ВИАМ

Outstanding scientists of VIAM

Гриневич А.В. Наследие профессора Н.М. Скларова (к 115-й годовщине со дня рождения)

123 Grinevich A.V. The legacy of professor N.M. Sklyarov (to the 115th anniversary of the birth)

Научная статья

УДК 620.165.79

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-3-16

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

В.Б. Григоренко¹, Е.А. Лукина², А.М. Терехин¹

¹Производственный комплекс «Салют» Акционерного Общества «Объединенная двигателестроительная корпорация», Москва, Россия; info@uecrus.com

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

Аннотация. Рассмотрены особенности производства монокристаллических лопаток из никелевых жаропрочных сплавов. Для выявления причин разрушения выполнены металлографические и фрактографические исследования разрушенных лопаток. Методами оптической и растровой электронной микроскопии с применением рентгеноспектрального микроанализа исследованы особенности усталостного и статического разрушения монокристаллических турбинных лопаток. Даны рекомендации по предотвращению образования рекристаллизованных полиэдрических зерен.

Ключевые слова: монокристаллический никелевый сплав, микроструктура, фрактографический анализ, растровая электронная микроскопия, рекристаллизация зерна

Для цитирования: Григоренко В.Б., Лукина Е.А., Терехин А.М. Структурные особенности разрушения монокристаллических материалов // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-3-16.

Scientific article

STRUCTURAL FEATURES DESTRUCTION OF MONOCRYSTALLINE MATERIALS

V.B. Grigorenko¹, E.A. Lukina², A.M. Terekhin¹

¹Production complex «Salut» of Joint Stock Company «United engine corporation», Moscow, Russia; info@uecrus.com

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

Abstract. The features of the production of single-crystal blades from nickel heat-resistant alloys are considered. Metallographic and fractographic studies of the destroyed blades were performed to identify the causes of destruction. The features of fatigue and static destruction of single-crystal turbine blades have been studied by optical and scanning electron microscopy using X-ray spectral microanalysis. Recommendations are given to prevent the formation of recrystallized polyhedral grains.

Keywords: monocrystalline nickel alloy, microstructure, fractographic analysis, scanning electron microscopy, grain recrystallization

For citation: Grigorenko V.B., Lukina E.A., Terekhin A.M. Structural features destruction of monocrystalline materials. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-3-16.

Введение

Современные требования к материалам для высокоресурсных газотурбинных двигателей определяют способы решения задач по повышению жаропрочности никелевых сплавов. Одним из путей повышения термостойкости и выносливости является использование монокристаллов с медленным разупрочнением при эксплуатации. Редкое сочетание различных свойств монокристаллов позволяет повысить эффективность применения изготовленных из них лопаток в турбинах как авиационных двигателей, так и двигателей наземных газоперекачивающих установок [1, 2].

Для изготовления лопаток турбин разработаны несколько поколений жаропрочных никелевых сплавов. Сплавы первого поколения легированы элементами, характерными для жаропрочных поликристаллических сплавов на основе никеля, такими как хром, алюминий, вольфрам, молибден, кобальт, титан и др. [3]. Переход к сплавам второго (ЖС36) и третьего (ВЖМ4 и ВЖМ5) поколения осуществлен путем максимального снижения содержания углерода и легирования рением в количестве 2–4 и 5–6 %. В следующих поколениях жаропрочных монокристаллических никелевых сплавов наряду с использованием основных легирующих элементов в различных сочетаниях, снижением содержания углерода и примесей, таких как кислород, азот, сера, фосфор и др., дополнительно введены рутений и иридий. Такое легирование обеспечивает рост монокристаллов с заданной ориентацией, отсутствие выделений хрупких топологически плотноупакованных фаз, а следовательно, высокий уровень свойств и стабильности микроструктуры за все время эксплуатации лопаток в двигателе [1–6].

В тонкой структуре монокристаллических материалов, как и традиционных поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов [7–10], наблюдается высоколегированный γ -твердый раствор с выделениями дисперсных частиц упрочняющей γ' -фазы (до 70 % после окончательной термической обработки), сформированной на основе соединения Ni_3Al с упорядоченной структурой. В зависимости от кристаллографической ориентации (КГО) монокристалла в поперечном сечении образцов выделения γ' -фазы имеют различную форму в плоскости шлифа: квадратную при КГО $\langle 001 \rangle$, прямоугольную при КГО $\langle 011 \rangle$ и треугольную при КГО $\langle 111 \rangle$ [1–3].

Монокристаллические лопатки из жаропрочных никелевых сплавов отличаются высокой чувствительностью к степени их структурного совершенства. В условиях дендритного роста макроструктура кристалла может быть фрагментирована, содержать разориентированные блоки и «паразитные» зерна. Хотя отсутствие межзеренных границ и достигаемое при легировании увеличение несоответствия параметров решеток γ - и γ' -фаз значительно затормаживают скорость передвижения дислокаций, повышая жаропрочность и термостойкость, качество структуры монокристалла значительно влияет на упругие, прочностные и пластические характеристики изделий и является важнейшим технологическим критерием, определяющим выход годной продукции и ее себестоимость [5, 6]. Для определения соответствия требуемой по технологической документации КГО заготовок лопаток разработаны различные методики неразрушающего контроля [11–13].

Необходимо отметить, что получение монокристаллических отливок связано с преодолением технологических трудностей. Фактически отливка монокристалла [001] представляет собой один дендрит, зародившийся от одного зародыша или затравки. Однако по ряду причин в структуре могут возникать «паразитные» зерна.

Так, при наличии неметаллических включений, выступающих в качестве центра кристаллизации, возможно образование зерен, имеющих отличную от основной

ориентации отливки КГО, которая не изменяется при росте. Другой причиной образования «паразитных» зерен являются тонкие столбчатые кристаллы («прострелы») или зерна, возникающие на кромке стартовой полости роста. Появлению «паразитных» зерен могут способствовать термические напряжения в зоне температур эффективного интервала кристаллизации и температуры выделения упрочняющей γ' -фазы. Кроме того, в отливках в результате струйчатой ликвации, связанной с особенностями легирования сплава (наличие в составе W и Re) и скоростью роста кристаллов, иногда возникают цепочки равноосных зерен. Особый вид дефекта представляет собой скопление столбчатых субзерен (полосчатость), появляющихся обычно на пера лопатки. Разориентация такой структуры возрастает по мере роста, и на определенной высоте пера субзерна переходят в столбчатые зерна.

Основным требованием к структуре отливок из данных сплавов является полное отсутствие «паразитных» зерен. Это связано с тем, что зернограничная прочность в этих безуглеродистых сплавах чрезвычайно низка и такие зерна могут выкрашиваться даже при механической обработке лопатки. «Паразитные» зерна допускаются только в тех местах отливки, где они будут удалены при последующей обработке. Для предотвращения образования рекристаллизованных зерен механическую обработку поверхности отливок необходимо проводить после высокотемпературной обработки (гомогенизирующего отжига). Особая осторожность должна соблюдаться при выбивке отливок из литейного блока. Не допускается пескоструйная очистка поверхности отливки после удаления керамической формы. Особенно опасны зерна так называемой объемной рекристаллизации, прорастающие на все сечение отливки. Следует отметить, что объемная рекристаллизация может возникнуть не только от мест механического наклепа, но и от дефектов монокристаллической структуры типа «полосчатость» [2, 5].

В данной статье рассмотрены особенности разрушения монокристаллических лопаток, в том числе при наличии «паразитных» зерен.

Полученные результаты исследований являются продуктом деятельности АО «ОДК».

Материалы и методы

Исследованы причины разрушения при усталостных испытаниях пяти рабочих лопаток из сплава ЖС32-ВИ. Условия испытаний и наработка лопаток из сплава ЖС32-ВИ:

Условный номер лопатки	1	2	3	4	5
Уровень нагружения, МПа	145	120	125	160	160
Наработка циклов $N \cdot 10^6$	0	0	0	8	20,0

Аналогичным образом исследованы четыре лопатки из сплава ЖС26-ВИ, разрушенные в процессе эксплуатации. Нарработка лопатки 1 составила 50 ч, лопаток 2–4 – 1600 ч.

Металлографический анализ структуры лопаток проводили методами оптической микроскопии в соответствии с ГОСТ 5639–82, исследование структуры и фактографический анализ – с применением растрового электронного микроскопа высокого разрешения.

Результаты

Лопатки из сплава ЖС32-ВИ после усталостных испытаний

Лопатки 1–3 из сплава ЖС32-ВИ разрушились в начале испытаний по достижении заданной нагрузки, лопатка 4 – во время испытаний. Лопатка 5 успешно выдержала испытания.

Визуальный осмотр показал, что наружная поверхность лопаток после проведенных усталостных испытаний чистая, матовая, без следов механических повреждений.

При исследовании с помощью электронного микроскопа на внутренней поверхности спинки пера лопатки 1 в прикомлевой зоне обнаружена трещина, пересекающая выходную кромку и продвигающаяся в сторону ее щели (рис. 1, а). На внутренней поверхности спинки в зоне образования трещины наблюдаются рекристаллизованные зерна. Трещина частично проходит по границам зерен и частично их пересекает. Отмечено выкрашивание отдельных рекристаллизованных зерен по линии развития трещины (рис. 1, б–г).

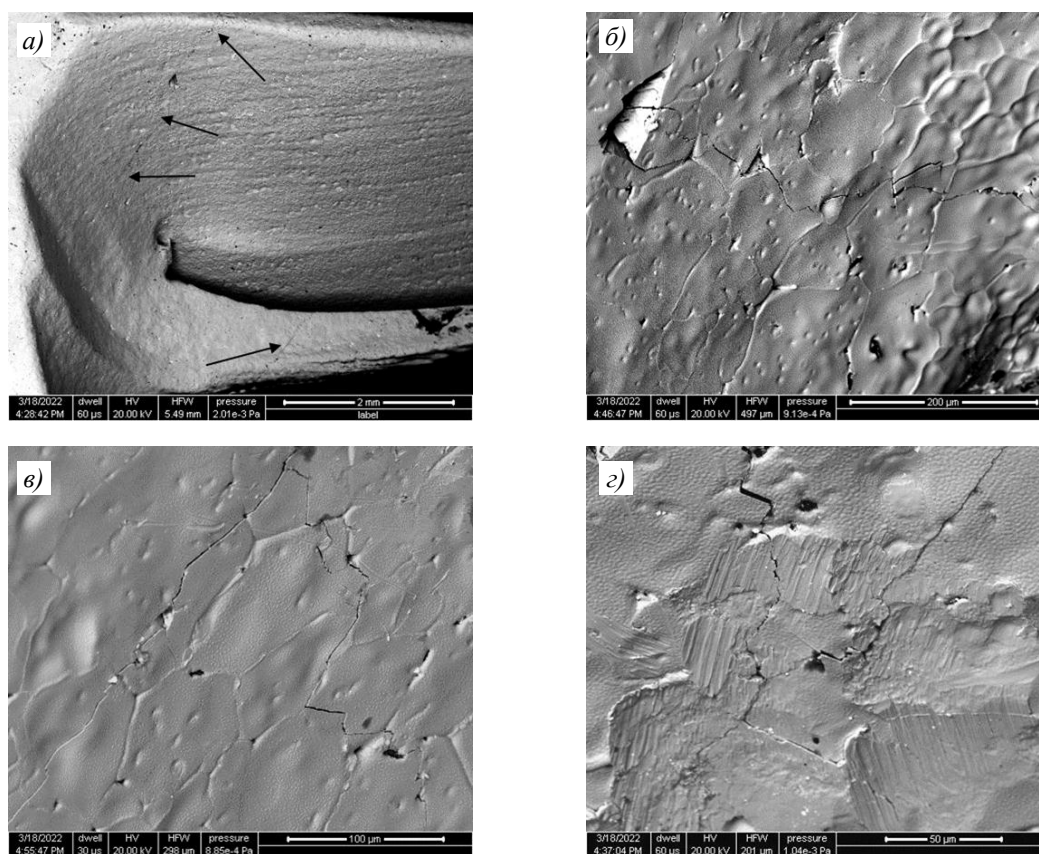


Рис. 1. Внутренняя поверхность с трещинами между рекристаллизованными зернами на лопатке 1 из сплава ЖС32-ВИ

Фрактографический анализ поверхности вскрытого по трещине излома показал, что лопатка разрушалась по усталостному механизму (рис. 2). Усталостное разрушение развивалось от границ рекристаллизованных зерен, находящихся на внутренней поверхности спинки пера лопатки вблизи выходной кромки, а также на ее наружной поверхности и на выходной кромке (рис. 2, б). От очага усталостная трещина распространяется по спинке, выходя на ее наружную поверхность. Имеются сколы по отдельным рекристаллизованным зернам.

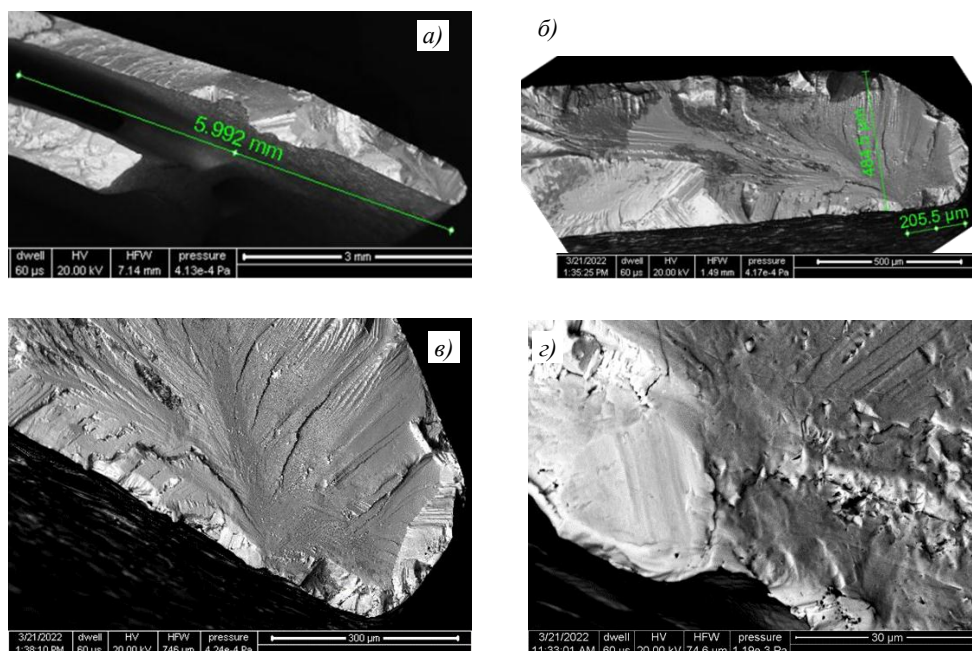


Рис. 2. Поверхность вскрытого по трещине излома в лопатке 1 из сплава ЖС32-ВИ

Исследование микрошлифа, изготовленного из верхней части пера лопатки в поперечном сечении, показало, что рекристаллизованные зерна присутствуют вдоль всей наружной поверхности со стороны спинки, а также на внутренней поверхности спинки вблизи выходной кромки (рис. 3).

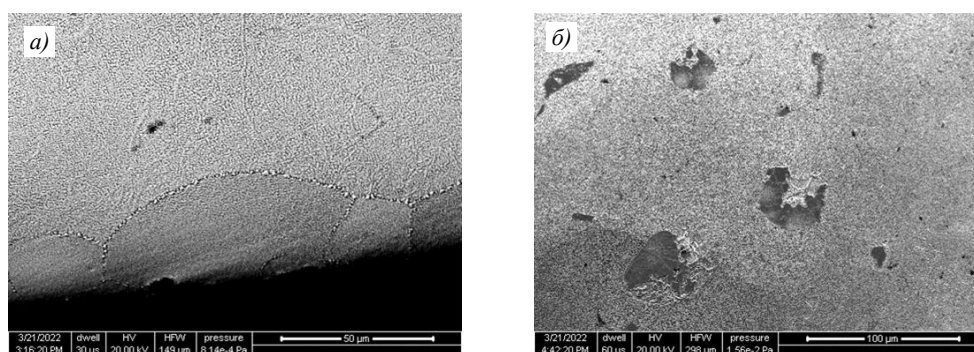


Рис. 3. Рекристаллизованные зерна у поверхности (а) и характерная микроструктура (б) лопатки 1 из сплава ЖС32-ВИ

Люминесцентный контроль выявил наличие двух трещин на пере лопатки 2 (рис. 4, а, б). Фрактографический анализ показал, что первая трещина, обнаруженная в прикомлевой зоне, образовалась по усталостному механизму. Усталостное разрушение развивалось от границы рекристаллизованного зерна. По краям данного рекристаллизованного зерна отмечено выделение интерметаллидной фазы с высоким содержанием тугоплавких элементов (вольфрам, рений, тантал, молибден, ниобий), что также могло спровоцировать зарождение усталостной трещины (рис. 5).

При люминесцентном контроле лопатки 3, также разрушенной в начале испытания, обнаружены свечения люминофора на корыте в виде линии протяженностью ~5 мм, расположенной в верхней части пера у выходной кромки, и на спинке в виде штриха протяженностью ~0,5 мм (рис. 4, в, г) в верхнем углу у выходной кромки.

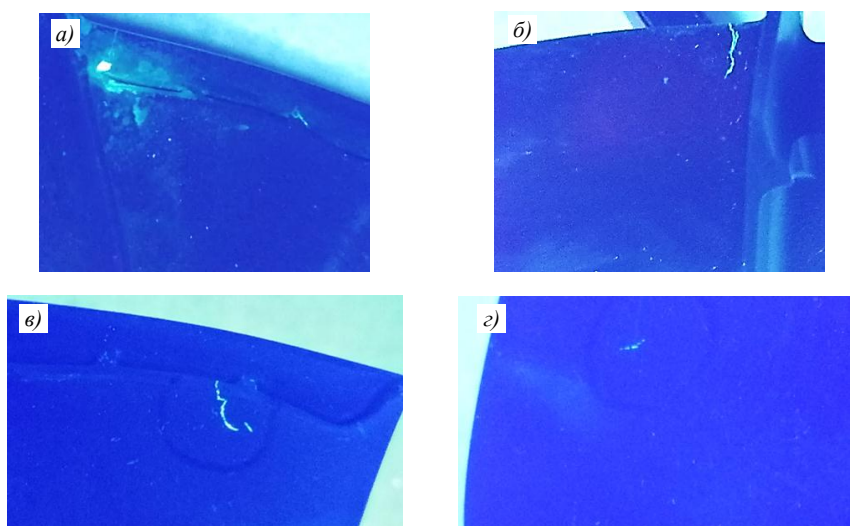


Рис. 4. Вид трещин при люминесцентном контроле лопаток 2 (а, б) и 3 (в, з) из сплава ЖС32-ВИ: а, в – корыто; б, з – спинка

Через вторую трещину, обнаруженную на лопатке 2, изготовлен микрошлиф. Металлографическое исследование выявило, что данная трещина начинается от радиуса перехода перемычки к поверхности спинки и распространяется на глубину $\sim 0,4$ мм. Поверхность разрушения имеет характерный для усталостного разрушения вид (рис. 5, а, б). Трещина проходит через слой рекристаллизованных зерен размером до 30 мкм (рис. 5, в, з), который наблюдается по всей внутренней поверхности спинки пера вблизи выходной кромки, на поверхности перемычки, а также по наружной поверхности пера со стороны как корыта, так и спинки.

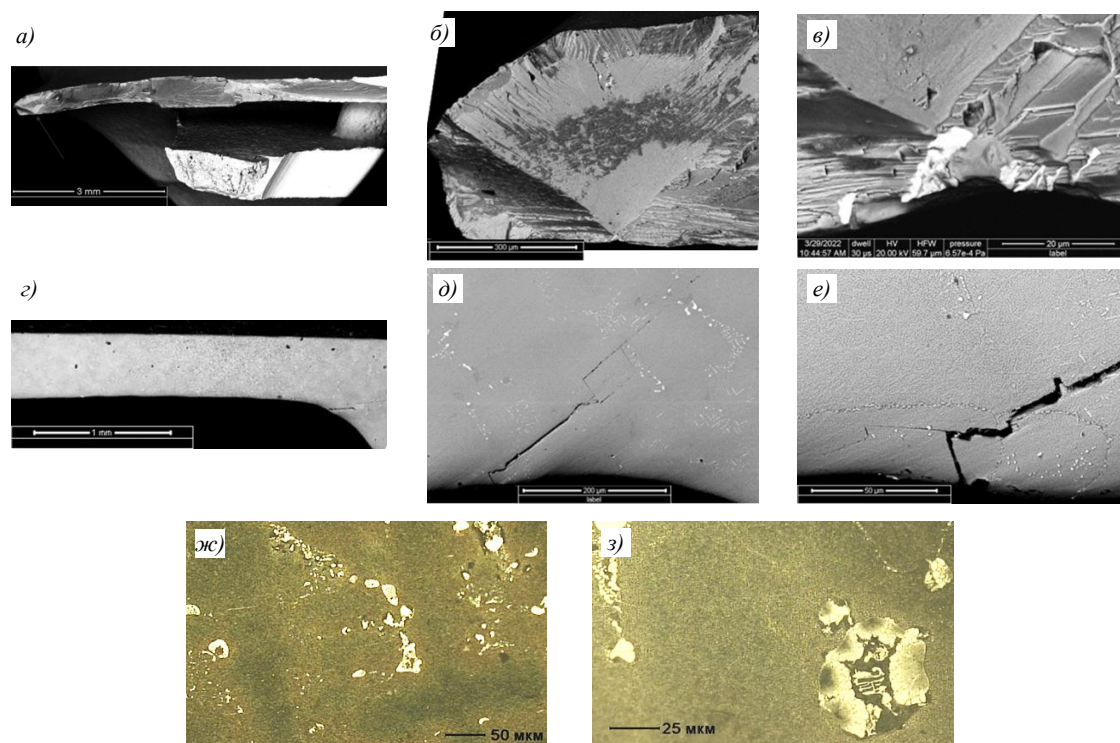


Рис. 5. Строение излома и микроструктура лопатки 2 из сплава ЖС32-ВИ: а – общий вид излома; б, в – очаг разрушения; з–е – микротрещина в области перемычки; ж, з – характерная микроструктура

В местах свечения люминофора на лопатке 3 обнаружены плотные трещины. Фрактографическое исследование вскрытых трещин показало, что трещина на корыте пера образовалась в результате воздействия циклических нагрузок, наблюдается многоочаговый усталостный характер разрушения. Очаги усталостного разрушения расположены в радиусе перехода первой (считая от торца) перемычки выходной кромки к корыту пера. От перемычки усталостная трещина распространяется по корыту пера, выходя на его наружную поверхность (рис. 6, а, в). Трещина на спинке пера также образовалась в результате воздействия циклических нагрузок, отмечен многоочаговый усталостный характер разрушения. Множественные очаги усталостного разрушения расположены на перемычке внутренней полости, в радиусе перехода к спинке пера. Усталостная трещина распространяется через стенку спинки пера, выходя на ее наружную поверхность (рис. 6, б, г).

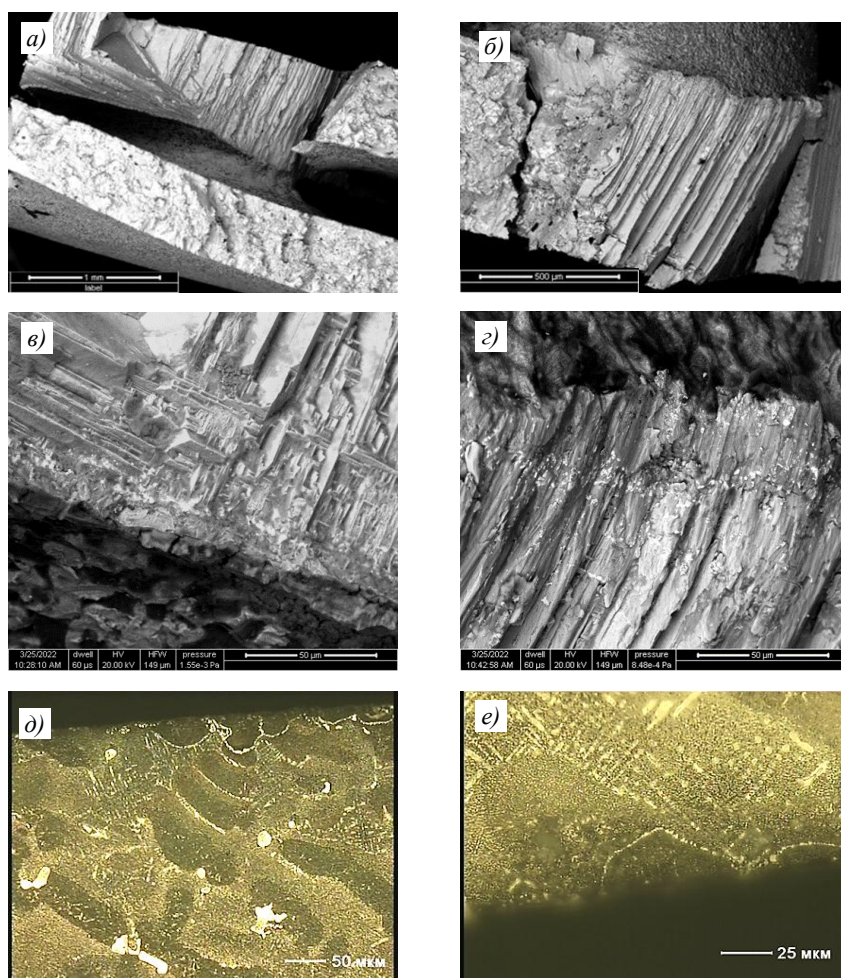


Рис. 6. Строение излома и структура лопатки 3 из сплава ЖС32-ВИ: а, в, д – корыто; б, г, е – спинка

В поперечном сечении пера микроструктура материала лопатки не выровнена, наблюдается значительная разница в размерах упрочняющей γ' -фазы, расположенной по осям и межосным зонам дендритов; эвтектическая фаза без признаков растворения. Выявлены рекристаллизованные зерна размером до 30 мкм на поверхности пера, что не характерно для монокристаллического строения лопатки (рис. 6, д, е). Отдельные зерна также видны на внутренней поверхности спинки пера в зоне выходной кромки.

Для сравнения рассмотрим разрушение лопаток из сплава ЖС32-ВИ с более длительной наработкой при испытаниях. Во время испытания на лопатке 4 зафиксировано

образование трещины, рост которой привел к разрушению в зоне выходной кромки пера. Трещина проходит через первую перемышку, считая от выходной кромки и от торца пера лопатки (рис. 7, а). Общая протяженность трещины по выходной кромке составляет ~12 мм.

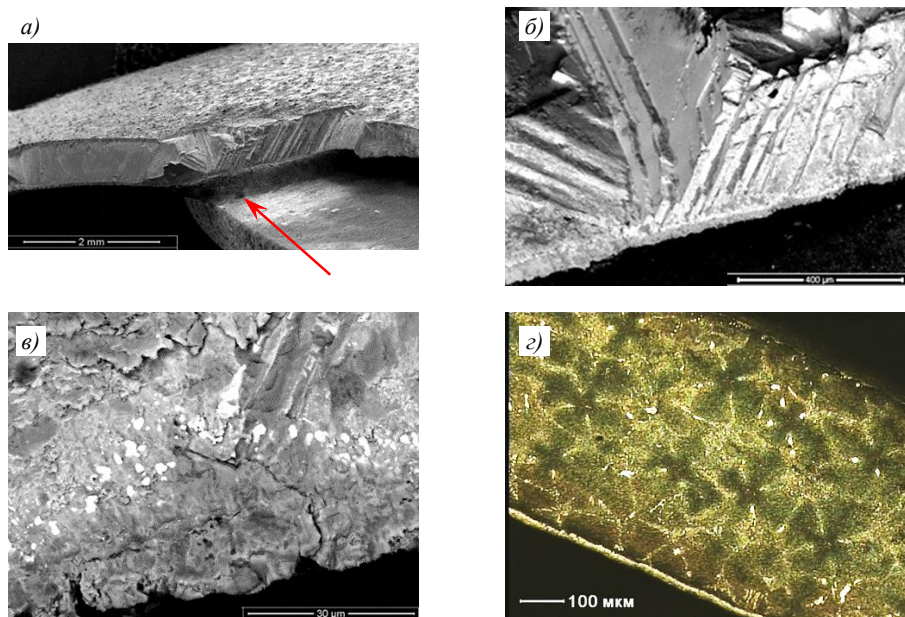


Рис. 7. Строение излома и структура лопатки 4 из сплава ЖС32-ВИ: а-в – общий вид излома и очаговой зоны; г – микроструктура

В результате фрактографического анализа установлено, что разрушение прошло по усталостному механизму. Очаговая зона усталостного разрушения находится во внутренней полости лопатки в радиусе перехода перемышки к спинке пера со стороны, обращенной к торцу. От очаговой зоны усталостная трещина распространяется по спинке пера в две противоположные стороны: к торцу и к нижней части пера (рис. 7, б).

На перемышке в зоне начала разрушения присутствует защитное покрытие толщиной 40 мкм. На поверхности покрытия в очаговой зоне отмечены многочисленные надрывы (рис. 7, в), от которых усталостная трещина проходит вглубь покрытия на перемышке и далее в основной материал, выходя на наружную поверхность спинки.

Микроструктура материала лопатки (в зоне перемышки и вне ее) характерна для монокристаллического строения. Структурных признаков перегрева при термообработке не выявлено (рис. 7, г).

С помощью оптического и электронного микроскопов исследовано состояние поверхности пера выдержавшей испытания лопатки 5 в зоне первой перемышки, считая от торца пера и от выходной кромки. Трещины не обнаружены. После разрезки на открывшейся поверхности перемышки трещины также не выявлены. Микроструктуры материала лопаток 4 и 5 аналогичны и характерны для монокристаллического строения. В поверхностных зонах рекристаллизованные зерна отсутствовали. Структурных признаков перегрева при термообработке не выявлено.

Лопатки из сплава ЖС26-ВИ после наработки

Исследование разрушения монокристаллических лопаток из сплава ЖС26-ВИ выявило структуру с рекристаллизованными зернами, аналогичную структуре лопаток из сплава ЖС32-ВИ.

Лопатка 1 разрушилась по перу на уровне ~15 мм от полки замка после наработки 50 ч. Фрактографический анализ показал, что разрушение лопатки имеет усталостный

характер с очагом разрушения, расположенным на корыте пера вблизи отверстия перфорации (рис. 8, *а, б*). В очаговой зоне разрушения на корыте пера обнаружено рекристаллизованное зерно размером ~ 80 мкм. От границы рекристаллизованного зерна на глубине 100 мкм от поверхности усталостная трещина распространяется на корыто пера, проходя через слой покрытия, а также развивается веерообразно в сторону внутренней поверхности, выходя на перемычки в сторону выходной и входной кромок. На спинке пера и вблизи выходной кромки на корыте пера разрушение представляет собой статический долом (рис. 8, *б–г*).

Из неповрежденной части пера в поперечном сечении лопатки изготовлен шлиф. Исследование микроструктуры показало, что на корыте пера имеются отдельные рекристаллизованные зерна, закрытые слоем защитного комплексного покрытия (рис. 8, *е*). Максимальный размер рекристаллизованных зерен на корыте пера составляет ~ 25 мкм. На спинке пера и на внутренней поверхности пера лопатки рекристаллизованные зерна отсутствуют.

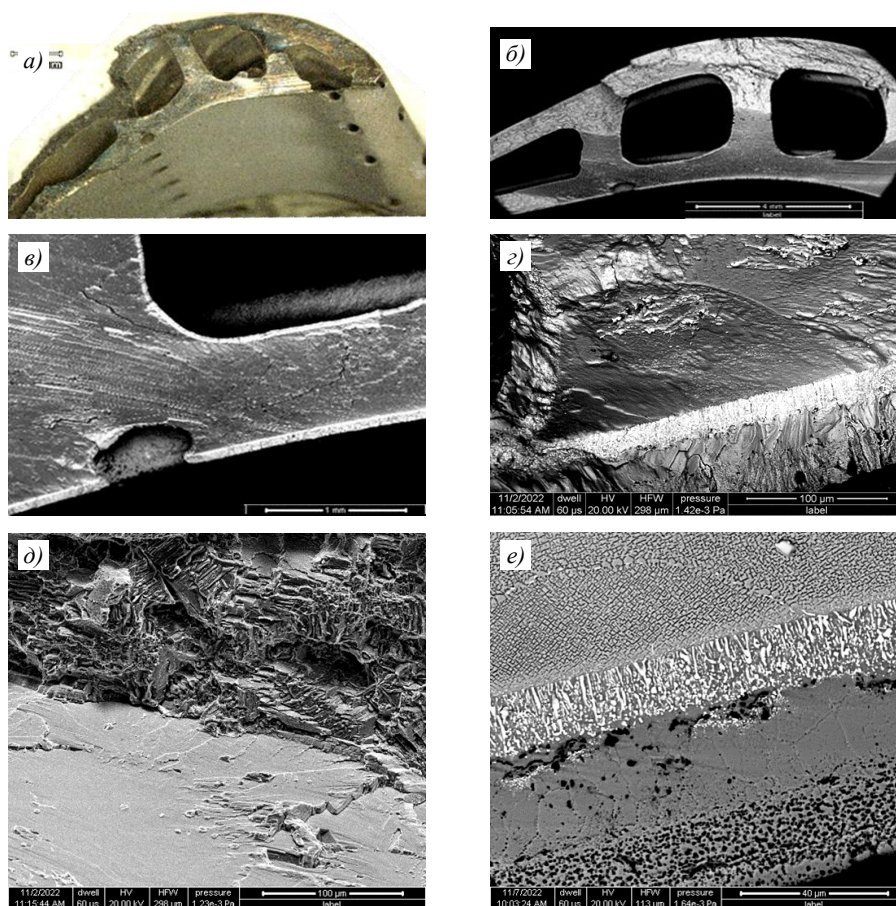


Рис. 8. Строение излома лопатки 1 из сплава ЖС26-ВИ после наработки 50 ч: *а, б* – общий вид излома; *в, г* – очаговая зона разрушения с рекристаллизованным зерном; *д* – граница усталостного разрушения и статического долома; *е* – рекристаллизованное зерно на корыте разрушенной лопатки

Визуальный осмотр лопатки 2, разрушенной после наработки 1600 ч, показал, что со стороны спинки у входной кромки поверхность шероховатая, присутствует множество мелких повреждений (рис. 9, *а*), от середины спинки к выходной кромке поверхность гладкая, покрытая тонким слоем нагара. На поверхности корыта также присутствует слой нагара.

Разрушение по перу лопатки произошло на расстоянии 25 мм от полки замка лопатки. Излом содержит гладкие участки, расположенные под характерным углом ~ 33 градуса к оси Z лопатки, поверхность значительно окислена (рис. 9, а, б). Установлено, что разрушение развивалось по усталостному механизму от усадочной поры длиной более 100 мкм, расположенной на глубине 150 мкм от поверхности спинки (рис. 9, в, г).

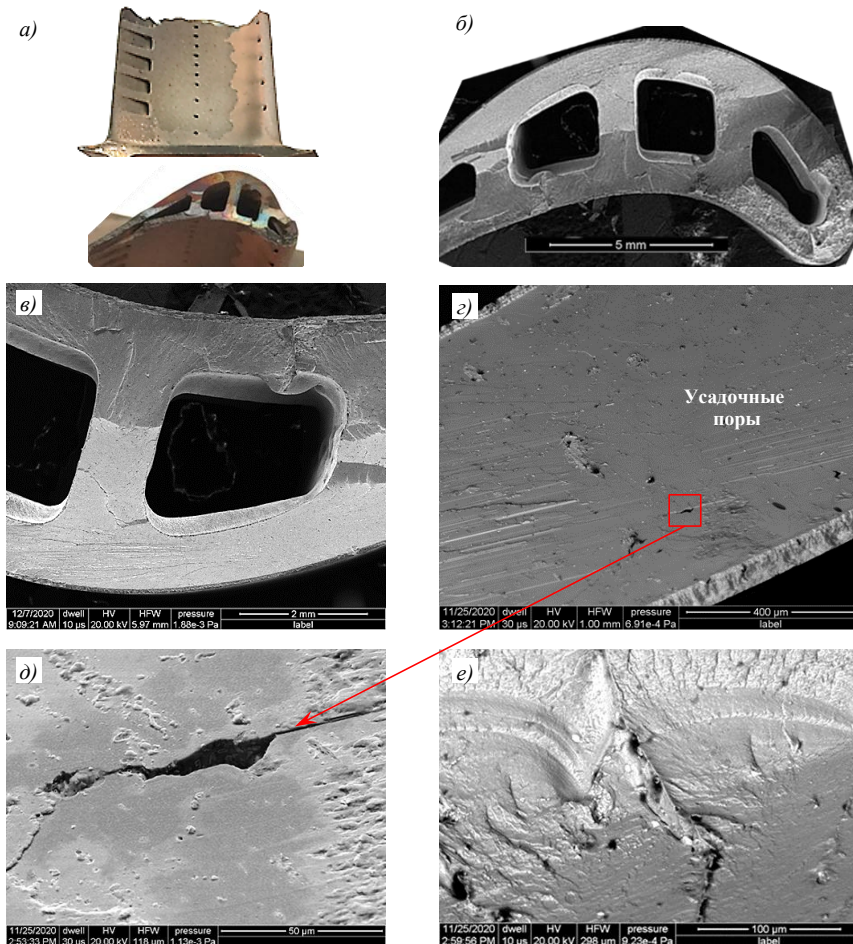


Рис. 9. Строение излома лопатки 2 из сплава ЖС26-ВИ после наработки 1600 ч: а – общий вид разрушенной лопатки; б, в – общий вид излома; г, д – пора в очаговой зоне; е – зона перехода усталостного разрушения к долому

При исследовании структуры основного материала лопатки 2 установлено, что в области входной кромки образована рафтовая структура со значительным растворением γ' -фазы; в области корыта, спинки и выходной кромки наблюдается незначительное растворение и коагуляция γ' -фазы с сохранением характерной кубоидной структуры. Выделения вторичной γ' -фазы отсутствуют (рис. 10). Подобное структурное состояние основного материала свидетельствует о длительной наработке лопатки без перегрева.

Визуальный осмотр лопаток 3 и 4 из сплава ЖС26-ВИ показал, что их разрушение произошло по перу у полки замка перпендикулярно оси Z лопатки. Поверхность разрушения имеет грубый рельеф и значительно окислена. Фрактографическое исследование показало, что разрушение проходило с образованием мелких равноосных ямок (рис. 11, б) и ямок среза (рис. 11, е). В покрытии с внутренней поверхности обеих лопаток наблюдаются участки сколов – хрупкого разрушения (рис. 11, в). Рельеф изломов обеих лопаток характерен для статического разрушения от высокой однократно приложенной нагрузки.

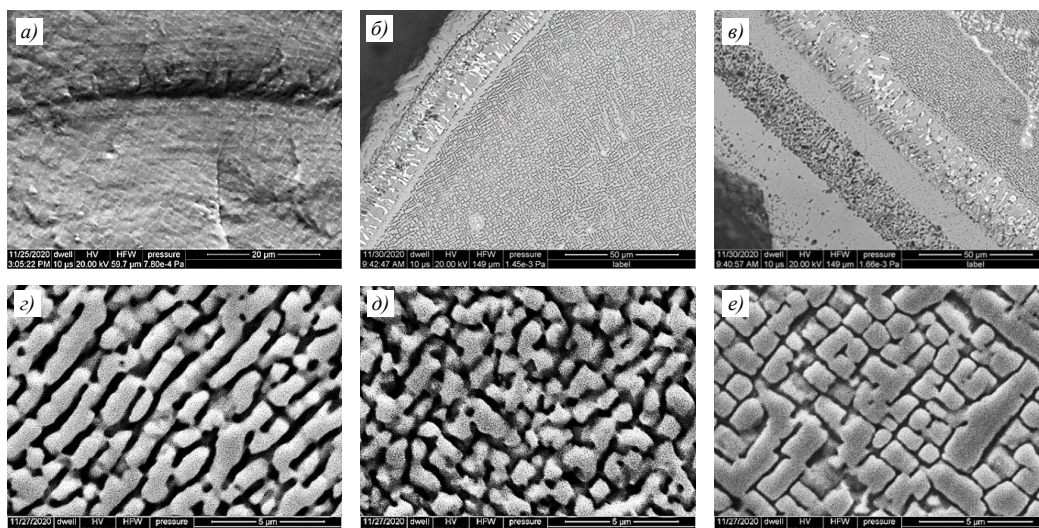


Рис. 10. Структура поверхности разрушения и основного материала лопатки 2 из сплава ЖС26-ВИ после наработки 1600 ч: *a* – усталостные бороздки; *б, в* – структура покрытия и основного материала в области входной кромки с внутренней и наружной поверхности; *г* – раф-то-вая структура; *д* – частичное растворение γ' -фазы; *е* – характерное строение γ - γ' -фазы

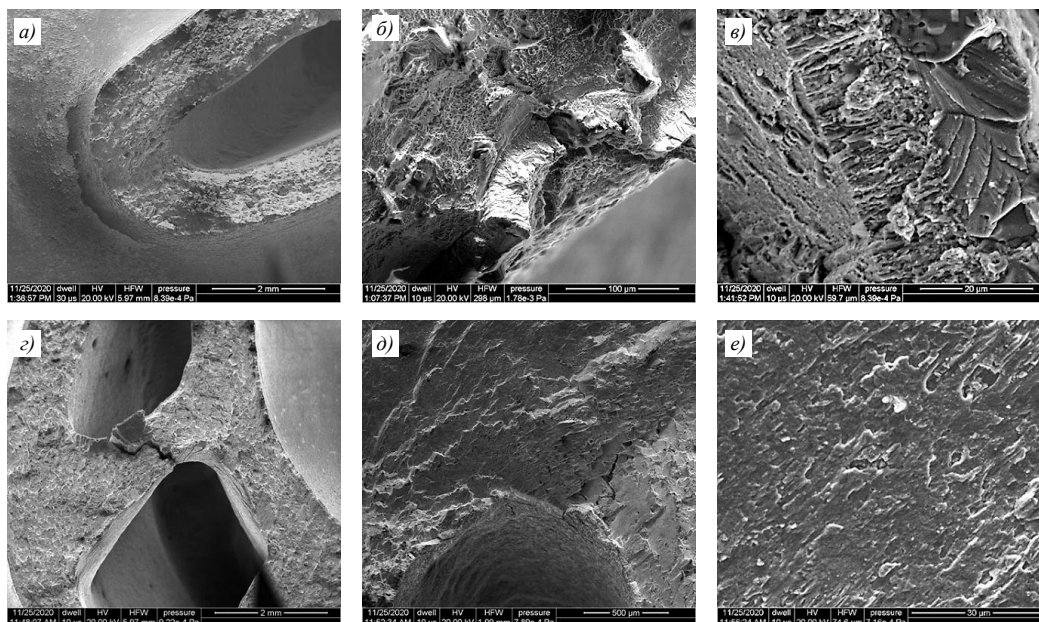


Рис. 11. Строение изломов лопаток 3 (*a–в*) и 4 (*г–е*) из сплава ЖС26-ВИ после наработки 1600 ч

Обсуждение

В исследованных изломах монокристаллических лопаток можно выделить характерные для малоциклового усталости участки [14] – очаг и зону медленного стабильного роста трещины, зону ускоренного развития трещины и зону долома, разрушение в которой происходит по механизмам статического разрушения. Размер зон может значительно меняться, а зона ускоренного роста – полностью отсутствовать, если лопатка снимается с испытаний или эксплуатации в случае обнаружения трещин из-за снижения частоты колебаний при испытаниях или проведения контроля изделия при эксплуатации.

Характерным является распространение магистральной усталостной трещины в направлении, близком к перпендикулярному оси лопатки, вглубь материала. В отличие от поликристаллических материалов, в монокристаллических лопатках усталостная

трещина не формирует во время роста характерной веерообразной поверхности разрушения, образуя относительно гладкие фасетки со ступеньками при смене плоскости продвижения. Однако, как и в поликристаллических материалах, анализ строения очаговой зоны позволяет определить причину образования и роста трещины [15].

Причиной разрушения лопаток до прохождения заданного количества циклов при усталостных испытаниях или преждевременного разрушения до достижения установленного срока эксплуатации при наработке на изделии является наличие в структуре рекристаллизованных зерен, значительно сокращающих срок службы лопаток. Рекристаллизованные зерна на поверхности пера лопаток образовались, по-видимому, в результате обдувки поверхности перед нанесением покрытия и последующей термообработки. Согласно требованиям нормативно-технической документации на пере монокристаллических лопаток недопустимо наличие отдельных рекристаллизованных зерен.

Ранее авторы работы [16] также обнаружили в хвостовике лопатки отличающиеся по ориентации зерна, сочетание которых с электроискровым прижогом от маркировки приводит к развитию разрушения при эксплуатации.

Необходимо отметить, что разрушение по усталостному механизму развивается в наиболее ослабленных местах при значительно меньшей нагрузке по сравнению с требованиями, установленными нормативно-технической документацией. Очагами разрушения являются границы рекристаллизованных зерен в основном материале лопаток даже при наличии на поверхности качественного термозащитного покрытия. В исследованных лопатках преждевременное разрушение развивалось со стороны внутренней полости лопаток с выходом на наружную поверхность, что четко прослеживается по направлению роста усталостных трещин.

При отсутствии на лопатках ослабленных участков (наличие рекристаллизованных зерен, трещин в покрытии или растратов на внутренней поверхности лопаток, возникших при удалении керамических стержней) усталостное разрушение происходит, как правило, при большей продолжительности испытаний или эксплуатации в местах механических повреждений наружной поверхности пера либо в наиболее нагруженном сечении пера лопатки – чаще всего у входной или выходной кромки вблизи замка.

Заключения

Наличие рекристаллизованных зерен с ориентацией, отличной от ориентации основного материала, приводит к преждевременному разрушению лопатки из жаропрочного никелевого сплава как в условиях испытаний, так и при наработке на изделии.

Рекристаллизованные зерна являются наиболее уязвимым местом в структуре монокристаллической лопатки, провоцирующим разрастание усталостной трещины. При отсутствии подобных концентраторов напряжений развитие усталостных трещин возможно от внутренних дефектов структуры (например, усадочных пор) или от механических повреждений поверхности детали (грубых рисок, забоин).

Список источников

1. Востриков А.В., Ломберг Б.С., Летников М.Н., Овсепян С.В. Современные жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ВИАМ для деталей ГТД // Современные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их производства: материалы Всерос. науч.-технич. конф. (г. Москва, 24 сент. 2021 г.). М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2021. С. 5–14.
2. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Мин П.Г. Металлургические основы обеспечения высокого качества монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 55–71. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-55-71.
3. 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: 15.05.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.

4. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. док. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т.4. С. 24.
5. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-72-103.
6. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Демонис И.М. Технология получения монокристаллических отливок турбинных лопаток ГТД заданной кристаллографической ориентации из ренийсодержащих жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2004. № 1. С. 107–118.
7. Симс Ч.Т., Норман С.С., Уильман С.Х. Суперсплавы II: в 2 т. М.: Металлургия, 1995. Т. 1: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок, 384 с.
8. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Чабина Е.Б., Оспенникова О.Г., Симонов В.Н., Пучков Ю.А. Влияние примесей и микролегирования на структуру и эксплуатационные свойства монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. М.: ВИАМ, 2020. 335 с.
9. Ломберг Б.С., Шестакова А.А., Бакрадзе М.М., Карачевцев Ф.Н. Исследование стабильности γ' -фазы размером менее 100 нм в жаропрочном никелевом сплаве ВЖ175-ИД // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 4 (53). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-3-10.
10. Летников М.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М. Влияние скорости охлаждения при закалке на микроструктуру и свойства жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
11. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Оспенникова О.Г., Алексеева М.С., Громов В.И. Инженерия поверхности и эксплуатационные свойства азотированных конструкционных сталей. М.: ВИАМ, 2019. 599 с.
12. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Кудинов И.И., Головков А.Н., Генералов А.С., Князев А.В. Оценка вероятности выявления эксплуатационных дефектов в деталях авиационной техники из жаропрочных сплавов с использованием дефектоскопических жидкостей отечественного и зарубежного производства // Дефектоскопия. 2021. № 1. С. 64–71.
13. Быщенко О.А., Григоренко В.Б., Лукина Е.А., Морозова Л.В. Развитие методов металлофизических исследований: методологические вопросы и практическая значимость // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 498–515. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-5-498-515.
14. Беляев М.С., Морозова Л.В., Горбовец М.А. Разрушение образцов монокристаллов экспериментального жаропрочного никелевого сплава, испытанных на многоцикловую усталость // Материаловедение. 2020. № 8. С. 7–13.
15. Григоренко В.Б., Морозова Л.В. Применение растровой электронной микроскопии для изучения начальных стадий разрушения // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
16. Наприенко С.А., Орлов М.Р. Разрушение монокристаллических лопаток турбины наземных ГТУ // Труды ВИАМ. 2016. № 2 (38). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.05.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-3-3.

References

1. Vostrikov A.V., Lomberg B.S., Sumynikov M.N., Ovsepyan S.V. Modern heat-resistant deformable nickel alloys of VIAM for GTD details. *Modern heat-resistant nickel deformable alloys and technologies for their production*: Materials All-Rus. Scientific and Technical Conf. (Moscow, September 24, 2021) Moscow: NIC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2021, pp. 5–14.
2. Kablov E.N., Sidorov V.V., Kablov D.E., Min P.G. The metallurgical fundamentals for high quality maintenance of single crystal heat-resistant nickel alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 5, pp. 55–71. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-55-71.
3. 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 15, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
4. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of materials of the new generation. *Reports of XXI Mendeleevsky Congress for General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.

5. Petrushin N.V., Ospennikova O.G., Svetlov I.L. Single-crystal Ni-based superalloys for turbine blades of advanced gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103.
6. Toloraya V.N., Kablov E.N., Demonis I.M. The technology for obtaining monocrystalline castings of turbine blades of the GTD of a given crystallographic orientation from renius-containing heat-resistant alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2004, no. 1, pp. 107–118.
7. Sims Ch.T., Norman S.S., Wilman S.Kh. Superplanes II: in 2 vols. Moscow: Metallurgiya, 1995, vol. 1: Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants, 384 p.
8. Sidorov V.V., Kablov D.E., Chabina E.B., Ospennikova O.G., Simonov V.N., Puchkov Yu.A. *The influence of impurities and microlegy on the structure and operational properties of monocrystals of heat-resistant nickel alloys*. Moscow: VIAM, 2020, 335 p.
9. Lomberg B.S., Shestakova A.A., Bakradze M.M., Karachevtsev F.N. The investigation of the stability of γ' -phase with size below 100 nm in Ni-base superalloy VZh175-ID. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-3-10.
10. Letnikov M.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G., Bakradze M.M. The influence of quench rate on microstructure and mechanical properties of nickel-based wrought superalloy VZh175-ID. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
11. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Lapteva V.G., Ospennikova O.G., Alekseeva M.S., Gromov V.I. *Surface engineering and operational properties of the nitrogenized structural steels*. Moscow: VIAM, 2019, 599 p.
12. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Kudinov I.I., Golovkov A.N., Generalov A.S., Knyazev A.V. Assessment of the probability of identifying operational defects in the details of aviation equipment from heat-resistant alloys using flaw detective fluids of domestic and foreign production. *Defektoskopiya*, 2021, no. 1, pp. 64–71.
13. Bytsenko O.A., Grigorenko V.B., Lukina E.A., Morozova L.V. Development of methods for metal-physical research: methodological issues and practical significance. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 498–515. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-498-515.
14. Belyaev M.S., Morozova L.V., Gorbovets M.A. Destruction of the samples of monocrystals of experimental heat-resistant nickel alloy, tested for multicycle fatigue. *Materialovedenie*, 2020, no. 8, pp. 7–13.
15. Grigorenko V.B., Morozova L.V. Application of the scanning electron microscopy for studying of initial destruction stages. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
16. Naprienko S.A., Orlov M.R. Damage of single-crystal turbine blades of GTP. *Trudy VIAM*, 2016, no. 2 (38), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 15, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-3-3.

Информация об авторах

Григоренко Валентина Борисовна, ведущий инженер, к.т.н., ПК «Салют» АО «ОДК», info@uecrus.com

Лукина Ева Александровна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Терехин Андрей Михайлович, начальник центральной заводской лаборатории, к.т.н., ПК «Салют» АО «ОДК», info@uecrus.com

Information about the authors

Valentina B. Grigorenko, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), PC «Salut» of JSC «United engine corporation», info@uecrus.com

Eva A. Lukina, Head of the laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey M. Terekhin, Head of the central factory laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), PC «Salut» of JSC «United engine corporation», info@uecrus.com

Статья поступила в редакцию 04.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.09.2023.
The article was submitted 04.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 22.09.2023.

Научная статья

УДК 66.067.124

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-17-25

**ПЕНОКЕРАМИЧЕСКИЕ ФИЛЬТРЫ НА ОСНОВЕ
ОТЕЧЕСТВЕННЫХ ОГНЕУПОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ. Часть 1***Г.И. Дейнега¹, И.Г. Кузьмина¹, О.Н. Битюцкая¹, А.Р. Нарский¹*

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

Аннотация. В первой части исследования, проведенного в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, рассматривается технология изготовления пенокерамических фильтров, предназначенных для очистки расплава от неметаллических включений. Разработаны технологические параметры изготовления пенокерамических фильтров с использованием отечественных огнеупорных материалов, изготовлено несколько экспериментальных образцов фильтров на основе оксидов алюминия (III) и циркония (IV), определены их физико-механические свойства. Установлено полное соответствие свойств изготовленных фильтров требованиям технического задания.

Ключевые слова: пенокерамические фильтры, литейное производство, жаропрочные сплавы, керамическая суспензия, огнеупоры, механические свойства, оксид циркония (IV)

Для цитирования: Дейнега Г.И., Кузьмина И.Г., Битюцкая О.Н., Нарский А.Р. Пенокерамические фильтры на основе отечественных огнеупорных материалов. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-17-25.

Scientific article

**FOAM CERAMIC FILTERS
BASED ON DOMESTIC REFRACTORY MATERIALS. Part 1***G.I. Deynega¹, I.G. Kuzmina¹, O.N. Bityutskaya¹, A.R. Narsky¹*

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

Abstract. In the first part of the study conducted at the National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM, the technology of manufacturing foam ceramic filters designed to purify the melt from non-metallic inclusions is considered. Technological parameters for the manufacture of foam ceramic filters using domestic refractory materials have been developed, several experimental samples of filters based on aluminum oxide (III) and zirconium oxide (IV) have been manufactured, their physical and mechanical properties have been determined. The full compliance of the properties of the manufactured filters with the requirements of the technical specification has been established.

Keywords: foam ceramic filters, foundry production, superalloys, ceramic suspension, refractories, mechanical properties, zirconium (IV) oxide

For citation: Deynega G.I., Kuzmina I.G., Bityutskaya O.N., Narsky A.R. Foam ceramic filters based on domestic refractory materials. Part 1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-17-25.

Введение

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ проведена научная работа, посвященная исследованиям пенокерамических фильтров на основе огнеупорных оксидов с использованием отечественных материалов и разработке технологии их изготовления [1]. Особая актуальность работы обусловлена тем, что в настоящее время возникла необходимость импортозамещения материалов, используемых при производстве деталей горячего тракта газотурбинных двигателей.

Развитие авиационной техники и энергетического машиностроения неразрывно связано с созданием новых перспективных газотурбинных двигателей, имеющих повышенный ресурс работы и надежность [2–4]. Для изготовления литых деталей турбин, несущих наибольшие тепловые и силовые нагрузки в двигателе, применяют современные жаропрочные сплавы на никелевой основе, обладающие комплексом уникальных эксплуатационных свойств: значительными прочностными характеристиками, оптимальной ползучестью, стойкостью к окислению при повышенных температурах [5–7].

Важным условием для совершенствования механических и технических свойств никелевых жаропрочных литейных сплавов является обеспечение заданного химического состава, ультранизких содержаний примесей углерода, серы, кислорода, азота, цветных металлов, а также неметаллических включений, таких как оксиды, нитриды, фосфаты и сульфиды. Одним из самых результативных способов уменьшения количества неметаллических включений служит технология рафинирования или очистки металлического расплава при разливке через пенокерамические фильтры, получившая широкое распространение как в нашей стране, так и за рубежом. При этом осаждение суспензированных в жидком металле неметаллических включений происходит на фильтрующей поверхности пенокерамического фильтра [8]. Наиболее широко применяемые размеры пор в расчете на один дюйм: 10, 20 и 30 ppi.

Пенокерамические фильтры отличаются развитой поверхностью, которая позволяет эффективно задерживать неметаллические включения, при условии смачивания расплавленным металлом поверхности фильтра [6].

По внешнему виду пенокерамические фильтры представляют собой губку – это пористые тела с внутренней фильтрующей поверхностью. Их получают методом пропитки органической пены – вспененного полимера (например, полиуретана) – с последующим обжигом при высокой температуре. При этом происходит выгорание полимерной основы – матрицы, а керамическая – спекается и образует каркас. На эффективность задерживания неметаллических включений решающее влияние оказывают высокая пористость фильтра и толщина фильтрующего слоя. Применение пенокерамических фильтров повышает чистоту литых деталей и уменьшает количество брака при их производстве, а также увеличивает выход годного металла и способствует уменьшению расхода электроэнергии [9].

На рис. 1 представлен пример пенокерамического фильтра, установленного в металлоприемник, в который будет производиться разливка сплава.

Существует множество разнообразных видов пенокерамических фильтров, применяемых при литье различных сплавов и сталей, в зависимости от их химической активности и температур разливки металла. Они широко применяются в сталеплавильном и чугунолитейном производстве, при литье жаропрочных и алюминиевых сплавов. Фильтры условно можно разделить на сетчатые и объемные – более широко распространенные в настоящее время, получаемые на основе тугоплавких материалов.

К сетчатым относятся фильтры типа сеток, выполненных из стеклотканей, т. е. стекловолокна с различными покрытиями. Фильтры данного типа при очистке сплавов позволяют отделять частицы с размерами, превышающими размер диаметра отверстия сетки. Однако сетчатые фильтры не препятствуют прохождению более мелких частиц с фильтруемым потоком вещества. Сетчатые фильтры обладают небольшим ресурсом

при фильтрации расплава металлов ввиду быстрой деградации стеклянных волокон при высокой температуре. В отличие от двумерных, объемные пенокерамические фильтры могут задерживать включения микронных размеров.



Рис. 1. Пенокерамический фильтр, установленный в металлоприемник

Поскольку при изготовлении литых деталей горячего тракта газотурбинных двигателей чаще всего используется технология точного литья методом направленной кристаллизации с монокристаллической структурой, то следует учитывать, что при некачественной фильтрации оксиды, нитриды, карбиды и сульфиды будут выделяться внутри монокристалла и превращаться в источник равноосных зерен, что приведет к снижению физико-механических характеристик жаропрочных сплавов.

Применение пенокерамических фильтров позволяет получать литые детали из жаропрочных никелевых сплавов с более высокой надежностью. В частности, в исследовании [8] доказана целесообразность применения пенокерамических фильтров для очистки расплавов жаропрочных никелевых сплавов от неметаллических включений, что позволяет повысить механические свойства сплава ЭП648-ВИ и снизить количество кислорода в 2 раза, а азота – на 43 %.

В России давно проводятся исследовательские работы в области изготовления и применения пенокерамических фильтров [1, 6, 8–13]. Кроме того, керамические фильтры активно производят за рубежом: этим занимаются швейцарская компания Swiss Aliminium Ltd, американская компания Selee и немецкая компания Drache, а также китайская компания SQ Group [11].

С учетом введения санкций на поставку импортных материалов в Россию и выдвинутой инициативы Президента Российской Федерации по неотложному развитию импортозамещения, в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ возникла острая необходимость в разработке технологии изготовления отечественных пенокерамических фильтров для рафинирования сплавов и сталей. Решение данной проблемы потребовало комплексного подхода к разработке технологии и материалов, отвечающих современным требованиям, для повышения качества сплавов, снижения количества дефектов и улучшения основных свойств конечных изделий.

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

Материалы и методы

Материалы, применяемые для изготовления пенокерамических фильтров, должны обладать высокими показателями прочностных характеристик, огнеупорностью и температуростойкостью, а также химической стойкостью к расплавам металлов.

Для изготовления фильтров необходимы материалы, имеющие достаточные значения химической стойкости и прочности при высоких температурах в условиях агрессивных сред. Для очистки жаропрочных никелевых сплавов фильтры должны выдерживать жесткие тепловые, механические и химические воздействия.

Данным требованиям соответствуют такие материалы, как оксиды алюминия (III) Al_2O_3 и циркония (IV) ZrO_2 .

Оксид алюминия Al_2O_3 представляет собой белый тугоплавкий порошок с температурой плавления 2044°C , температурой кипения 3530°C , плотностью от $3,98$ до $4,01 \text{ г/см}^3$ и твердостью, близкой к твердости алмаза. Наиболее термостабильной кристаллической модификацией оксида алюминия является корунд – перспективный и часто используемый материал для технической керамики благодаря его высокой температуростойкости, химической инертности и высоким показателям прочностных свойств. Комплекс свойств, которыми обладает корунд: твердость (9 по шкале Мооса); высокая прочность, которая в зависимости от способа формования и добавок может находиться в диапазоне $300\text{--}750 \text{ МПа}$; трещиностойкость – позволяет применять его в различных отраслях промышленности.

Керамические материалы на основе оксида циркония (IV) ZrO_2 обладают рядом специфических свойств: высокой химической стойкостью, низкой теплопроводностью, уникальными электрофизическими параметрами, высокими трибологическими характеристиками. Температура плавления ZrO_2 близка к 2730°C , твердость составляет 8,5 по шкале Мооса, а плотность находится в пределах от $5,8$ до $6,0 \text{ г/см}^3$. Оксид циркония (IV) имеет высокие показатели прочности и трещиностойкости благодаря присущему полиморфизму структуры. На границе образующейся трещины происходит мартенситное превращение структуры ZrO_2 с увеличением объема и последующим залечиванием трещины. Материалы на основе оксида циркония (IV) широко применяются в промышленности для изготовления ответственных деталей и узлов, предназначенных для работы в экстремальных условиях.

В данной работе определены следующие основные свойства пенокерамических фильтров: прочность на сжатие при комнатной температуре, кажущаяся плотность и общая пористость, содержание углерода и серы, кислорода и азота, химический состав, усилие на растяжение при температуре 20°C , ресурс длительной прочности, ударная вязкость, а также оценена загрязненность неметаллическими включениями.

С учетом имеющегося опыта НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, а также различных предприятий отрасли, при изготовлении керамической суспензии применяли хорошо зарекомендовавшее себя кремнезольное связующее на водной основе Армосил АМ [14, 15]. Это универсальное связующее используется для изготовления керамических оболочковых форм с повышенными прочностными характеристиками. При низком содержании натрия в его составе температурные свойства керамических оболочковых форм увеличиваются, что позволяет использовать их в производстве отливок из жаропрочных сплавов на основе никеля. Содержание коллоидного оксида циркония (IV), вступающего в реакцию при высокотемпературной обработке с оксидом алюминия (III), обеспечивает спекание материала и достижение требуемых прочностных свойств при более низких температурах.

На основе исходных материалов разработаны три типа пенокерамических фильтров ПФ-1, ПФ-2 и ПФ-3, фотографии которых представлены на рис. 2. Керамическую суспензию готовили на основе наполнителя, состоящего из огнеупорных оксидов Al_2O_3 и ZrO_2 . В табл. 1 приведены составы керамической суспензии для каждого типа фильтра, соотношение связующего и наполнителя, а также вязкость керамической суспензии.



Рис. 2. Изготовленные образцы пенокерамических фильтров ПФ-1 (1), ПФ-2 (2) и ПФ-3 (3)

Таблица 1

**Составы керамических суспензий на водной основе
для изготовления пенокерамических фильтров**

Тип фильтра	Наполнитель из оксида циркония (IV), % (по массе)	Наполнитель из электроплавленного корунда марки 25А, % (по массе)	Количество твердой фазы на 1 л жидкой фазы, кг	Вязкость суспензии по ВЗ-246, с
ПФ-1	—	Порошок с зернистостью от 2 до 45 мкм	1,5–2,5	20–30
ПФ-2	Порошок с зернистостью от 0 до 55 мкм		1,5–2,5	20–30
ПФ-3	Порошок с зернистостью от 0 до 63 мкм	—	1,5–2,5	20–30

При приготовлении керамической суспензии на основе электрокорунда для изготовления пенокерамического фильтра типа ПФ-1 добавляли алюминиевый порошок марки АСД-4 в суспензию для обеспечения набора прочности структуры во время высокотемпературной обработки.

При приготовлении суспензии для изготовления фильтра типа ПФ-2 в нее добавляли порошок оксида магния MgO. Подобная добавка образует твердые растворы на границах зерен Al_2O_3 и ZrO_2 и способствует более полному спеканию изделия, что в свою очередь способствует повышению механических характеристик пенокерамических фильтров.

Приготовление суспензии проводили в мешалке с заданной частотой вращения (об/мин) таким образом, чтобы наполнитель полностью находился во взвеси. Контроль вязкости производили на вискозиметре ВЗ-246 на пробе объемом 100 мл.

Результаты и обсуждение

*Исследование технологических параметров нанесения
приготовленной суспензии на полимерную модель*

с заданным размером ячейки и изготовление пенокерамических фильтров

Слой керамической суспензии наносили на матрицу из ретикулированного полиуретана путем однократного окунания следующим образом:

– матрицу из ретикулированного полиуретана медленно погружали в керамическую суспензию и, не извлекая из суспензии, поворачивали вокруг горизонтальной оси на 180 градусов;

– по прошествии определенного времени (несколько секунд) с момента погружения матрицу извлекали из керамической суспензии и медленно поворачивали вокруг своей оси под наклоном для равномерного распределения и удаления излишков керамической суспензии с ее поверхности.

Сушку слоя керамического покрытия проводили в воздушной среде в течение от 1 до 2 ч. Для интенсификации процесса сушки слоя керамического покрытия применяли вентилятор.

Таким способом на матрицу из ретикулированного полиуретана наносили четыре слоя керамического покрытия. После сушки образцы пенокерамических фильтров обжигали в высокотемпературных электрических печах по разработанным технологическим режимам: при температуре до 1750 °С (в зависимости от состава фильтра) и определенной скорости нагрева печи до максимальной температуры (°С/ч) с выдержкой образцов всех типов фильтров при максимальной температуре в печи; охлаждение образцов проводили с печью.

Определение физико-механических свойств образцов пенокерамических фильтров

Образцы пенокерамических фильтров всех типов испытывали на прочность методом одноосного двустороннего сжатия в соответствии с ГОСТ 4071.2–2021. Температура испытания составляла 20 °С. Все образцы показали значения прочности при изгибе, превышающие требования технического задания в несколько раз (результаты представлены в табл. 2).

Таблица 2

Прочность образцов пенокерамических фильтров

Тип фильтра	Среднее значение прочности при изгибе, МПа	Требования технического задания, МПа
ПФ-1	3,28	>1
ПФ-2	4,06	>1
ПФ-3	2,19	>1

Затем определяли пористость образцов из всех типов фильтров по ГОСТ 24468–2020. В соответствии с техническим заданием общая пористость должна составлять >75 %. Результаты испытаний приведены в табл. 3.

Таблица 3

Пористость образцов пенокерамических фильтров

Тип фильтра	Средние размеры образцов, мм			Масса, г	Кажущаяся плотность, г/см ³	Общая пористость, %
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>h</i>			
ПФ-1	99,90	100,00	24,93	115,82	0,46	88,4
ПФ-2	99,98	100,01	24,85	206,23	0,83	81,0
ПФ-3	99,85	100,25	24,96	217,37	0,87	85,5

На основании полученных результатов выяснено, что свойства изготовленных образцов пенокерамических фильтров всех типов соответствуют требованиям технического задания как по прочности при изгибе, так и по пористости.

Заключения

В первой части исследования определены методы изготовления образцов из пенокерамических фильтров с использованием отечественных огнеупорных оксидных материалов, осуществлен подбор исходных материалов и спекающих добавок. Проведена разработка технологических параметров приготовления суспензий из микропорошков оксидов алюминия (III) Al_2O_3 и циркония (IV) ZrO_2 и связующих на водной основе типа Армосил АМ. Подобран гранулометрический состав, обеспечивающий наименьшую усадку изделия. Отработаны технологические параметры нанесения приготовленной керамической суспензии на полиуретановую модель с заданным размером ячейки.

Изготовлены экспериментальные образцы пенокерамических фильтров (ПФ-1, ПФ-2, ПФ-3) на основе оксидов Al_2O_3 и ZrO_2 , определены их физико-механические свойства: разрушающее усилие на сжатие при приложении двустороннего давления по одной оси, общая пористость изделий с помощью кажущейся плотности и геометрических параметров образцов.

По результатам испытаний установлено, что все типы изготовленных пенокерамических фильтров соответствовали требованиям технического задания.

Во второй части исследовательской работы, которой будет посвящена отдельная статья, проведена выплавка жаропрочных никелевых сплавов марок ЖС6У-ВИ и ВХ4Л-ВИ, предназначенных для опробования в вакуумных индукционных печах процессов фильтрации от неметаллических включений с применением пенокерамических фильтров.

Проведенные затем оценка загрязненности сплавов неметаллическими включениями, анализ химического состава сплавов ЖС6У-ВИ и ВХ4Л-ВИ, испытания на механические свойства и длительную прочность сплавов позволят сделать окончательный вывод о соответствии разработанных пенокерамических фильтров требованиям ОСТ1 90126-85.

Список источников

1. Ечин А.Б., Дейнега Г.И., Нарский А.Р. Новые разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в области материалов для литейных процессов жаропрочных сплавов // Труды ВИАМ. 2023. № 8 (126). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-13-24.
2. Каблов Е.Н., Шомполов Е.Г., Сидоров В.В., Ригин В.Е., Каюмов Р.Г. Организация производства литых прутковых (шихтовых) заготовок из никелевых литейных жаропрочных сплавов // Электromеталлургия. 2007. № 1. С. 2–5.
3. Бондаренко Ю.А. Тенденции развития высокотемпературных металлических материалов и технологий при создании современных авиационных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
4. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сукова В.А. Обзор перспективных высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлических материалов для производства газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
5. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Сидоров В.В., Ригин В.Е., Каблов Д.Е. Особенности технологии выплавки и разлива современных литейных высокожаропрочных никелевых сплавов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. № SP2. С. 68–78.
6. Сидоров В.В., Исходжанова И.В., Ригин В.Е., Фоломейкин Ю.И. Оценка эффективности фильтрации при разливе сложнолегированного никелевого расплава // Электromеталлургия. 2011. № 11. С. 17–21.

7. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Мин П.Г. Металлургические основы обеспечения высокого качества монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 55–71. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-55-71.
8. Демченко А.И., Шевяков В.Ф., Коровин В.А., Беляев С.В., Гущин В.Н. Повышение качества никелевого сплава фильтрацией через пенокерамический фильтр // *Литейщик России*. 2019. № 6. С. 29–33.
9. Староверов Ю.С., Чернов Ю.А. Применение пенокерамических фильтров в литейном и сталеплавильном производстве за рубежом // *Огнеупоры*. 1992. № 1. С. 38–40.
10. Офицеров А.А., Заволоснов Б.С. Пенокерамические фильтры для фильтрации жаропрочных никелевых сплавов // *Литейное производство*. 1993. № 4. С. 19–20.
11. Бабашов В.Г., Варрик Н.М., Карасева Т.А. Пористая керамика для фильтрации расплавов металлов и горячих газов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-54-63.
12. Тэн Э.Б., Воеводина М.А. Фильтрование расплава высокопрочного чугуна // *Литейное производство*. 1993. № 7. С. 5–8.
13. Дибров И.А., Козлов А.В. Разработки в области плавки, заливки, модифицирования и рафинирования литейных сплавов // *Литейное производство*. 2000. № 6. С. 24–26.
14. Емельянов В.О., Мартынов К.В., Мутилов В.Н., Соколов А.В., Суханова В.П. Водный раствор кремнезоль как альтернатива этилсиликату в ЛВМ // *Литейное производство*. 2012. № 3. С. 30–31.
15. Нарский А.Р., Дейнега Г.И., Кузьмина И.Г. Получение мелкозернистой структуры отливок из жаропрочных никелевых сплавов при использовании модификатора – алюмината кобальта // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 24.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.

References

1. Echin A.B., Deynega G.I., Narsky A.R. New developments of NRC «Kurchatov Institute» – VIAM in the field of materials for casting processes of superalloys. *Trudy VIAM*, 2023, no. 8 (126), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 11, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-13-24.
2. Kablov E.N., Shompolov E.G., Sidorov V.V., Rigin V.E., Kayumov R.G. Organization of production of cast rod (charge) billets from nickel casting heat-resistant alloys. *Elektrometallurgiya*, 2007, no. 1, pp. 2–5.
3. Bondarenko Yu.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
4. Echin A.B., Bondarenko Yu.A., Kolodyazhny M.Yu., Surova V.A. Review of perspective high-temperature superalloys based on refractory non-metallic materials for production of gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 11, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
5. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Sidorov V.V., Rigin V.E., Kablov D.E. Features of the technology of smelting and casting modern foundry high-heat-resistant nickel alloys. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser.: Mechanical engineering*, 2011, no. SP2, pp. 68–78.
6. Sidorov V.V., Iskhodzhanova I.V., Rigin V.E., Folomeikin Yu.I. Evaluation of filtration efficiency during casting of complex-alloyed nickel melt. *Elektrometallurgiya*, 2011, no. 11, pp. 17–21.
7. Kablov E.N., Sidorov V.V., Kablov D.E., Min P.G. The metallurgical fundamentals for high quality maintenance of single crystal heat-resistant nickel alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 55–71. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-55-71.
8. Demchenko A.I., Shevyakov V.F., Korovin V.A., Belyaev S.V., Gushchin V.N. Improving the quality of nickel alloy by filtration through a ceramic foam filter. *Liteyshchik Rossii*, 2019, no. 6, pp. 29–33.

9. Staroverov Yu.S., Chernov Yu.A. Application of ceramic foam filters in foundries and steelmaking abroad. *Ogneupory*, 1992, no. 1, pp. 38–40.
10. Ofitserov A.A., Zavolosnov B.S. Foam ceramic filters for filtration of heat-resistant nickel alloys. *Liteynoe proizvodstvo*, 1993, no. 4, pp. 19–20.
11. Babashov V.G., Varrik N.M., Karaseva T.A. Porous ceramic for filtration of metal melts and hot gases (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 6. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 24, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-54-63.
12. Ten E.B., Voevodina M.A. Filtration of high-strength cast iron melt. *Liteynoe proizvodstvo*, 1993, no. 7, pp. 5–8.
13. Dibrov I.A., Kozlov A.V. Developments in the field of melting, pouring, modifying and refining foundry alloys. *Liteynoe proizvodstvo*, 2000, no. 6, pp. 24–26.
14. Emelyanov V.O., Martynov K.V., Mutilov V.N., Sokolov A.V., Sukhanova V.P. Aqueous solution of silica sol as an alternative to ethyl silicate in LVM. *Liteynoe proizvodstvo*, 2012, no. 3, pp. 30–31.
15. Min P.G., Vadeev V.E. The development and introduction into serial production of the new superalloy VZhL125 for the advanced aviation engines vanes. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 24, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.

Информация об авторах

Дейнега Григорий Иванович, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кузьмина Ирина Григорьевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Битюцкая Ольга Николаевна, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

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

Olga N. Bityutskaya, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 13.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.10.2023.
The article was submitted 13.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 16.10.2023.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-26-36

ПОЛИМЕРНЫЕ ВОЛОКНА В СОСТАВЕ ТКАНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ДЛЯ САМОСМАЗЫВАЮЩИХСЯ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Г.С. Кулагина¹, Г.Ф. Железина¹, Н.М. Левакова², П.Е. Сафонов²

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

²Общество с ограниченной ответственностью «Текс-Центр», Москва, Россия; info@teks-centre.ru

Аннотация. Рассмотрены синтетические термостойкие полимерные волокна, которые могут применяться для изготовления композиционных материалов антифрикционного назначения. Приведены свойства нитей различной химической природы (пара- и метаарамидные, полиимидные, фторсодержащие и др.). Рассмотрены комбинированные двухсторонние ткани, содержащие термостойкие полимерные волокна с антифрикционными и армирующими свойствами и предназначенные для применения в составе самосмазывающихся антифрикционных материалов.

Ключевые слова: полимерные волокна, арамидные волокна, фторсодержащие полимерные волокна, ткани из полимерных волокон, антифрикционные материалы

Для цитирования: Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Левакова Н.М., Сафонов П.Е. Полимерные волокна в составе тканых наполнителей для самосмазывающихся антифрикционных материалов // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-26-36.

Scientific article

POLYMER FIBERS IN THE COMPOSITION OF FABRICS FOR SELF-LUBRICATING ANTIFRICTION MATERIALS

G.S. Kulagina¹, G.F. Zhelezina¹, N.M. Levakova², P.E. Safonov²

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

²Limited Liability Company «Teks-Centre», Moscow, Russia; info@teks-centre.ru

Abstract. The article discusses synthetic heatresistant polymer fibers that for the manufacture of antifriction composite materials. The properties of fibre of various chemical nature (para- and metaaramid, polyimide, fluorinecontaining, etc.) are given. Doublesided fabrics based on heat-resistant polymer fibers containing two types of fibers with antifriction and reinforcing properties for use as part of selflubricating antifriction materials are considered.

Keywords: polymer fibers, aramid fibers, fluorinated polymer fibers, fabrics from polymer fibers, antifriction materials

For citation: Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Levakova N.M., Safonov P.E. Polymer fibers in the composition of fabrics for self-lubricating antifriction materials. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-26-36.

Введение

Процесс создания полимерных композиционных материалов с заданными свойствами, в частности антифрикционных материалов, армированных волокнистыми наполнителями, целесообразно начинать с изучения свойств волокон и нитей, а также текстильных структур на их основе.

В настоящее время для получения материалов технического и специального назначения широко используются термостойкие, высокопрочные и высокомодульные полимерные нити, например пара- и метаарамидные, полиимидные, фторсодержащие и др., обладающие уникальными свойствами [1–5].

Свойства синтетических нитей зависят от природы и условий производства исходного волокна. Свойства ткани в свою очередь определяются характеристиками и строением нитей, из которых она изготовлена, а также условиями механических процессов (натяжения и деформации) их текстильной переработки.

Однако условия механических процессов текстильной переработки современных видов синтетических нитей не изучены должным образом, что осложняет прогнозирование процесса ткачества и затрудняет проектирование нового ассортимента тканей технического и специального назначений.

В данной работе рассмотрены свойства и способность к текстильной переработке нитей специального назначения, а также свойства тканей, получаемых на их основе для создания антифрикционных полимерных композиционных материалов.

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

Параарамидные волокна и нити

По химической природе параарамидные волокна относятся к классу полимеров – ароматических полиамидов. Впервые параарамидные волокна появились в 1970-е годы практически одновременно в СССР (под названием СВМ) и США (под торговой маркой Kevlar[®] фирмы DuPont).

Параарамидные волокна обладают высоким уровнем механических характеристик (в том числе при повышенных температурах) и химической стойкостью. Арамидные волокна получают из волокнообразующих полиамидов, химическая структура полимерного звена которых включает амидные группы, связанные с ароматическими кольцами [1].

По химическому строению и свойствам различают следующие основные группы параарамидных нитей, выпускаемых отечественными и зарубежными производителями [1, 4, 6]:

- высокомодульные нити на основе гетероциклических параполиамидов – полиамидобензимидазолов – СВМ, Русар, Руслан и Армос с модулем упругости при растяжении от 120 до 150 ГПа;

- высокопрочные и высокомодульные карбоциклические нити на основе полипарафенилентерефталамида, формуемые по технологии сухого формования, – Тварон (фирма «Тейджин»), Кевлар (фирма DuPont) с модулем упругости при растяжении от 90 до 160 ГПа;

- нити на основе сополимера, близкого по составу к полипарафенилентерефталамиду, с содержанием сомономеров 5–15 % – Терлон, Армалон (ООО «ТЕМА-М») [7];

- высокопрочные нити на основе карбоциклических параметаарамидов, синтезированных из парафенилендиамин, параметадиаминодифенилоксида и терефталевой кислоты и содержащих метазвенья – сополипарафенилен-3,4-оксидифенилентерефталамид, – Технора (метапараарамид).

Гетероциклические параарамидные нити сочетают высокий уровень механических свойств, термостойкость и устойчивость к воздействию открытого пламени [1, 7]. Температура стеклования волокна из полипарафенилентерефталамида составляет 345–360 °С, нитей на основе полиамидобензимидазолов: 270–290 °С.

В России производят в основном гетероциклические нити торговой марки Руслан по технологии мокрого формования (АО «Каменскволокно»); нити Русар-С, Русар-НТ – по технологии сухо-мокрого формования (ООО НПП «ТЕРМОТЕКС»); ООО «ТЕМА-М» также осуществляет опытное производство нитей Армалон из сополиамидов на базе полипарафенилентерефталамида по технологии сухого формования.

Параарамидные волокна обладают плотностью вещества 1,44–1,47 г/см³, модулем упругости 90–160 ГПа, прочностью при растяжении 3,5–5,5 ГПа и удлинением при разрыве 1,5–4,5 % [2, 4].

Свойства параарамидных волокон можно варьировать, изменяя природу растворителя, условия нитеобразования и последующей термической обработки. Для увеличения значения модуля упругости нити подвергают термической обработке под натяжением или незначительной термической вытяжке. Повысить прочность арамидных нитей можно путем уменьшения линейной плотности филаментов. Этот прием позволяет увеличить долю высокоориентированного наружного слоя филамента [4].

Арамидные волокна представляют собой высокоориентированные жесткоцепные полимеры с кристаллической структурой в виде параллельно упакованных палочкообразных фибриллярных элементов. Высокая жесткость вследствие наличия ароматических колец способствует ориентации макромолекул в одном направлении. Распрямленные полимерные цепи определяют их плотную упаковку в объеме и обеспечивают высокую прочность волокон. Межмолекулярное взаимодействие осуществляется посредством физических водородных связей. Различие в энергии продольных (ковалентных) и поперечных (водородных) связей обуславливает высокую анизотропию механических свойств в продольном и поперечном относительно оси волокна направлениях [4, 5].

Процесс разрушения параарамидных волокон под действием механических нагрузок имеет уникальные особенности: происходят межфибрилярное расщепление волокна, последующий обрыв отдельных продольно расположенных структурных элементов и вырывание участков микрофибрилл. На рис. 1 для иллюстрации описанного механизма представлены изображения волокон Кевлар после разрушения при одноосном растяжении. Процесс разрушения арамидного волокна представляет собой обширное аксиальное расщепление.

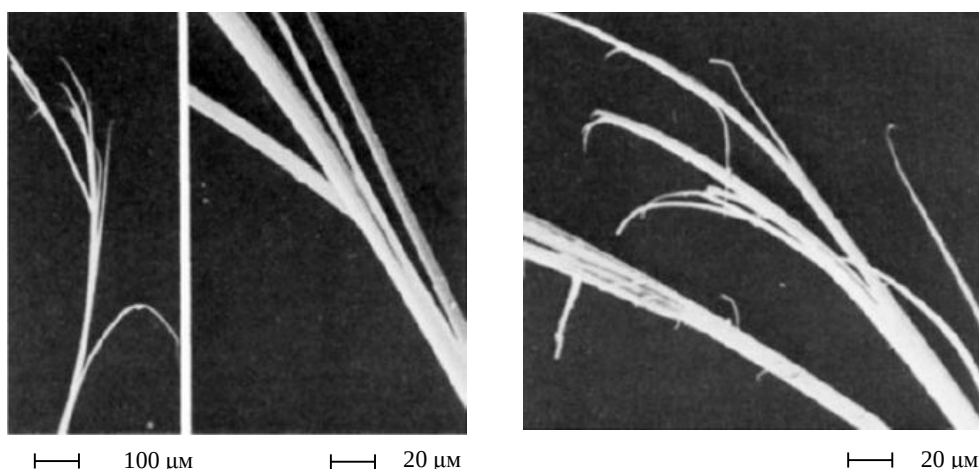


Рис. 1. Параарамидные волокна Кевлар после испытаний на одноосное растяжение [8]

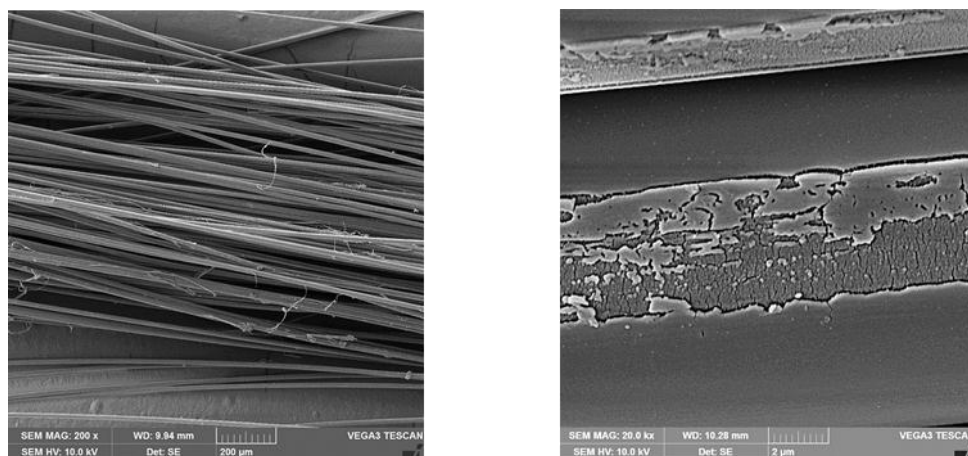


Рис. 2. Микроструктура поверхности арамидных волокон Русар-НТ [9]

Структура поверхности волокна отличается от структуры ядра и включает множество желобков, ориентированных в продольном направлении. Эта особенность определяет поверхностные свойства волокна и позволяет предполагать возможные негативные последствия, которые могут возникнуть при текстильной переработке. На рис. 2 продемонстрирована микроструктура поверхности волокна Русар-НТ, полученная методом сканирующей электронной микроскопии [9]. Некоторые волокна имеют отщепленные микрофибриллярные структуры, поверхность волокна гладкая, но в некоторых областях отмечены дефекты в виде микротрещин и отслаиваний. В местах разрушения слоя оболочки видна внутренняя структура волокон.

Метаарамидные волокна и нити

Волокно на основе линейного ароматического полиамида полиметафениленизофталамида (Фенилон) разработано в 1960-е годы во ВНИИСВ (г. Тверь), серийное производство комплексных нитей осуществлялось на заводе «Казхимволокно» (г. Костанай). В настоящее время производство прекращено. Зарубежным аналогом волокна Фенилон является волокно марки Номекс (фирма DuPont). Данные волокна из метаарамидных полимеров имеют одинаковую структуру и свойства. Элементарное звено макромолекул включает бензольное кольцо и амидные группы. Однако метаположение амидной группы не позволяет достичь высокой жесткости молекул, как у параарамидов. Значения деформации при разрыве у метаарамидных нитей Фенилон и Номекс весьма существенны (~20 % для комплексной нити) в сравнении с удлинением параарамидов (1,5–4,5 %), что свидетельствует о невысокой степени ориентации.

Согласно работам [2, 4, 10], материалы на основе полиметафениленизофталамида и его сополимеров обладают высокими уровнями теплостойкости и механической прочности.

Волокно Фенилон можно использовать в широком диапазоне температур, оно имеет малую ползучесть и небольшие остаточные деформации при циклических нагрузках, обладает стойкостью к длительному тепловому (при температуре 220–250 °C) и атмосферному старению, а также стойкостью к ионизирующему излучению. Температура стеклования составляет 275–300 °C, температура разложения: 370–400 °C [1, 10]. Усадка после кипячения метаарамидной нити достигает 1,6 %, усадка в сухом состоянии при температуре 350 °C: 7 %.

В соответствии с ТУ 6-06-32-185–76 рабочая температура для фенилоновой нити находится в интервале от –60 до +250 °C. После выдержки в течение 100 ч при температуре 250 °C нить сохраняет не менее 50 % прочности. Нить устойчива к двойным изгибам и истиранию, что является преимуществом с точки зрения текстильной переработки.

Волокна и нити на основе полиэфиркетона

Полиэфиркетон (ПЭК) относится к полиарилэфиркетонам, представляющим собой ароматические полимеры, молекулярные цепи которых построены из фениленовых циклов, карбонильных групп и атомов кислорода. Полиарилэфиркетоны имеют уникальный комплекс эксплуатационных свойств (высокая деформационная теплоустойчивость, термо-, огне-, химическая и радиационная стойкость, гидрофобность, диэлектрические свойства [10–12]), которые определяются содержанием кетонных групп.

Нити на основе ПЭК устойчивы к действию большинства органических растворителей, кислот и оснований, жидкого аммиака, муравьиной и азотной кислот, бензола, а также к гидролизу. Они не воспламеняются и имеют кислородный индекс 35 %, температура стеклования составляет 143 °С, температура плавления: 340 °С. Нити имеют усадку 2,2 % в горячем воздухе при температуре 180 °С в течение 15 мин. Плотность волокна составляет 1,3–1,32 г/см³.

Нити на основе ПЭК характеризуются высокой термостойкостью. При нагреве до 530 °С потеря массы составляет 2,6 %, выше 530 °С – начинается основная стадия терморазложения, максимальная скорость разложения (16,5 %/мин) достигается при температуре 597 °С.

Волокна и нити на основе полифениленсульфида

Полифениленсульфид (ПФС) является представителем класса теплостойких карбоциклических полимеров, к которому также относятся ароматические простые (полифениленоксиды) и сложные (полиарилаты, поликарбонаты, полиэфиркетоны, жидкокристаллические полиэфиры) полисульфоны, полиэфирсульфоны, полиарилсульфоны, ароматические полиамиды [12]. Полифениленсульфид, получаемый при взаимодействии *n*-дихлорбензола с сернистым натрием в *n*-метилпирролидоне, является полиариленом из чередующихся N-замещенных фениленовых циклов и атомов серы.

Комплексные нити на основе ПФС отличаются высокой химической стойкостью, стабильностью свойств при действии высоких температур (до 260 °С), низким влагопоглощением и высоким сопротивлением гидролизу. Кислородный индекс ПФС составляет 35–40 % и превосходит кислородный индекс ПЭК и метаарамидов. Температура стеклования ПФС составляет 85 °С, температура плавления 283 °С, температура длительной эксплуатации 192 °С, максимальная температура длительной эксплуатации 220 °С, удельная плотность волокна 1,34–1,36 г/см³.

Изделия на основе ПФС характеризуются высокой стабильностью размеров в течение длительной эксплуатации в условиях воздействия агрессивных сред. Полифениленсульфид считается одним из наиболее химически инертных термопластичных материалов.

Полиимидные волокна и нити

Анализ разработок в области создания конструкций с высокой температурой эксплуатации показывает, что в качестве их полимерной основы, отличающейся высокой деформационной (теплостойкость) и химической (термостойкость) устойчивостью при нагреве, можно эффективно использовать полиимиды. Это циклоцепные полимеры с макромолекулами из чередующихся ароматических циклов и гетероциклов [12, 13].

В России производят термостойкие и трудногорючие полиимидные комплексные нити Аримид. Предельная температура эксплуатации данных нитей достигает 270–320 °С, температуры стеклования 360–380 °С, плавления 550 °С, разложения 420–450 °С. Сохранение прочности нитей Аримид при температуре 300 °С составляет не менее 55–65 % [13].

Полиоксадиазольные волокна и нити

Полиоксадиазольные волокна и нити на основе полипарафенилен-1,3,4-оксадиазола выпускают под торговым названием Арселон и Арселон-С (с повышенной светостойкостью).

Благодаря более дешевой схеме производства, наличию доступной сырьевой базы, практически полному отсутствию вредных выбросов в атмосферу полиоксадиазольное волокно Арселон обладает существенными экономическими преимуществами по сравнению с арамидными волокнами и их аналогами. Разрывная нагрузка комплексных нитей Арселон составляет не менее 38 сН/текс, удлинение: 10–15 %. Механические свойства нитей Арселон позволяют проводить их текстильную переработку.

Волокна и нити Арселон имеют высокие температуру стеклования (200–250 °С), стойкость к термической и термоокислительной деструкции (температура разложения выше 400–500 °С). Кислородный индекс оксадиазольного полимера составляет 28–30 %, что меньше по сравнению с аналогичной характеристикой для ПЭЭК, ПФС, параарамидов и полиимидов. Важной особенностью является отсутствие у термообработанных волокон и нитей заметной усадки до температур 350–400 °С, что позволяет использовать их в экстремальных условиях [7, 14, 15].

Волокна и нити из сверхвысокомолекулярного полиэтилена

Волокна и нити из сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) применяют при создании средств бронезащиты, спортивной амуниции (шлемы, горные лыжи, корпуса катеров и яхт), медицинских изделий (замена суставов, хирургические шовные нити), канатов, шнуров для морского и речного транспорта, транспортерных лент, рукавов и шлангов высокого давления и др.

В России опытное производство нитей на основе СВМПЭ осуществляется во ВНИИСВ (г. Тверь). Основным преимуществом таких нитей является способность поглощать ударную энергию. Полиэтиленовые нити гидрофобны, поэтому их прочность во влажной среде уменьшается незначительно (не более 10 %) [16].

Нити на основе СВМПЭ отличаются высокой прочностью в узле и стойкостью к истиранию. Коэффициент трения СВМПЭ сравним с коэффициентом трения политетрафторэтилена (ПТФЭ). Таким образом, СВМПЭ относится к классу антифрикционных полимеров, которые по износостойкости превосходят фторопласты.

К недостаткам СВМПЭ можно отнести относительно низкую по сравнению с ПТФЭ, параарамидом, метаарамидом и полиимидом температуру плавления. Максимальные температуры эксплуатации волокон на основе СВМПЭ составляют 90–120 °С. При более высоких температурах нарушается устойчивость надмолекулярной структуры волокна и аморфно-кристаллического строения филаментов, из которых состоит волокно, что приводит к его разупрочнению.

Таким образом, несмотря на наличие полезных свойств, область использования нитей на основе СВМПЭ ограничена. Данные нити не являются огне- и термостойкими, но благодаря сочетанию высоких значений прочности, модуля упругости и небольшой удельной плотности (0,97 г/см³) составляют конкуренцию параарамидным нитям при изготовлении средств баллистической защиты.

Фторсодержащие волокна и нити

Фторсодержащие полимеры широко применяются для создания антифрикционных материалов, обладают термо- и хемостойкостью. Применение таких полимеров в виде волокон и волокнистых материалов в контакте с поверхностью твердых тел, в частности металлов, позволяет значительно снизить коэффициент трения. Так, для полностью фторированных полимеров коэффициенты трения обычно не превышают 0,04–0,08, что важно для их практического применения в качестве антифрикционных материалов [12].

Уникальные свойства волокон и нитей на основе ПТФЭ определяются спецификой атомов фтора, строением и структурой высокомолекулярного высококристаллического полимера. Высокие температуры начала деструкции (425 °С) и плавления (342 °С) определяются высокой энергией диссоциации связи С–F (390–500 кДж/моль). Благодаря спиралевидной форме молекул ПТФЭ образуется своеобразный идеальный цилиндр с плотной внешней оболочкой из атомов фтора. Именно таким строением молекул объясняются уникальная химическая стойкость, низкий коэффициент трения и высокая пластичность при низких температурах.

Технология получения волокон на основе ПТФЭ довольно сложна и трудоемка, поскольку полимер нельзя перевести в расплав без разложения, он не растворяется в известных растворителях. Поэтому данное волокно формируется из прядильного раствора волокнообразующего полимера (гидратцеллюлозы или поливинилового спирта) с распределенными мельчайшими частицами ПТФЭ. Благодаря высокой концентрации наполнителя прочность нитей составляет ~8 мН/текс, повышение прочности нити достигается за счет дополнительных операций: спекание при температуре до 380–390 °С и вытяжка до 300–500 %.

Волокна на основе ПТФЭ имеют плотность 2,2 г/см³, комплексные нити – невысокую прочность 100–150 мН/текс. Рабочий диапазон температур нити от –160 до +275 °С.

Разработаны и другие виды фторсодержащих волокон и текстильных нитей. Например, нити Фторлон с плотностью 2,13 г/см³ имеют более низкую температуру эксплуатации (120–130 °С), чем нити на основе ПТФЭ, но превосходят их по прочности. Производят также монопилы Фторин диаметром 0,09 и 0,13 мм, изготовленные из фторопласта-4МБ. Данные монопилы устойчивы к действию агрессивных сред при повышенных температурах и 93–100%-ной серной кислоты, температурный диапазон эксплуатации от –180 до +200 °С.

Фторсодержащие нити характеризуются высокой гидрофобностью, что приводит к высокой электризуемости при переработке в ткачестве, а значит, способствует увеличению обрывности нитей. Этот вывод относится и к волокнам на основе СВМПЭ.

В табл. 1 представлены характеристики комплексных нитей, которые необходимо учитывать при проектировании и производстве тканей. Наибольшим уровнем разрывной нагрузки и модуля упругости обладают параарамидные нити Руслан и нити на основе СВМПЭ. Показатели свойств при растяжении нитей Фенилон, Аримид, Арселон, на основе ПЭЭК и ПФС достаточно близки при температурах ниже температуры их стеклования, разрывная нагрузка находится в пределах от 33 до 59 сН/текс, удлинение от 11,6 до 25,2 %, модуль упругости от 6,5 до 13,1 ГПа.

Таблица 1

Свойства синтетических нитей различной природы

Комплексная нить	Удельная плотность волокна*, г/см ³	Температура длительной эксплуатации*, °С	Кислородный индекс*, %	Разрывная нагрузка**, сН/текс	Удлинение**, %	Модуль упругости**, ГПа
Руслан	1,45	250–300	38–45	240–280	3,6	130–150
Кевлар	1,44–1,45	250–300	27–30	220–270	2,9	90–160
На основе СВМПЭ	0,97	90–120	До 20	220–280	2,8–4,2	48–150
Фенилон	1,37–1,38	250–300	28–30	36	25,2	13,1
На основе ПЭЭК	1,30–1,32	250	35	59	17,8	9,2
На основе ПФС	1,34–1,36	190	35–45	40	24,6	6,5
Аримид	1,41–1,45	270–320	40–75	54	11,6	12,2
Арселон	1,42–1,44	270–320	27–30	33	17,8	13,0
На основе ПТФЭ	2,1–2,3	250–275	Более 80	15	13–30	5,3

* Данные работ [1, 10, 12, 15–17].

** Результаты собственных исследований.

Нити на основе ПТФЭ отличаются наименьшим уровнем разрывной нагрузки среди рассмотренных синтетических нитей при достаточно высоком значении разрывного удлинения, что необходимо учитывать при разработке технологических режимов изготовления тканей.

Нити Арселон и Ариמיד имеют наибольшие значения предельной температуры длительной эксплуатации (самые термостойкие), а нити на основе ПТФЭ (типа Полифен) – максимальный кислородный индекс.

Ткани на основе полимерных волокон

Для создания антифрикционных материалов применяются комбинированные ткани, сочетающие два типа полимерных волокон: антифрикционные (как правило, ПТФЭ или СВМПЭ) и армирующие (арамидные, полиимидные, ПФС, ПЭЭК и др.) [17, 18]. С лицевой (рабочей) стороны ткани преобладают нити из антифрикционного волокна, с противоположной (изнаночной) стороны – из армирующего (рис. 3).

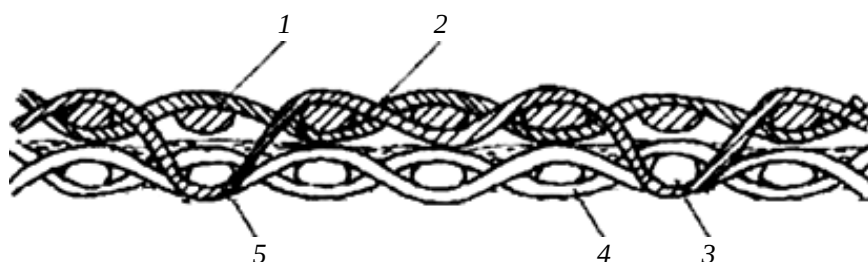


Рис. 3. Схема двухсторонней ткани, содержащей нити основы антифрикционного (1) и армирующего (2, 3) слоя; нити утка армирующего (4) и антифрикционного (5) слоя, соединяющего его с адгезионным слоем

В отличие от листовых фторопластов, которые подвержены пластическим деформациям, ткань выдерживает высокие удельные нагрузки и после первичного уплотнения структуры в последующем почти не подвержена деформации сжатия. На базе ООО «Текс-Центр» разработаны такого рода текстильные структуры:

- ткани полутораслойного переплетения арт. 5392-81 и арт. 5387/2-79. Используются комплексные нити ПТФЭ и Ариמיד. Базовым переплетением является неправильный четырехремизный атлас;
- ткани арт. 5392-81Р и арт. 5387/2-79Р. Включают комплексные нити ПТФЭ и арамидные нити Руслан. Базовым переплетением ткани арт. 5387/2-79 является неправильный шестиремизный атлас;
- ткань арт. 5384/3-80, в составе которой используются комплексные нити ПТФЭ и Ариמיד, на лицевом антифрикционном слое сформирована дополнительная армирующая клетка из арамидных нитей. Базовым переплетением ткани арт. 5384/3-80 является саржа 1/3.

В ООО «Текс-Центр» также опробованы различные варианты экспериментальных тканей с использованием рассмотренных ранее нитей (Арселон, на основе ПЭЭК, ПФС и др.) в качестве армирующих. Использованы варианты текстильной структуры полутораслойного переплетения на базе усиленного сатина 8/3; сатина 8/3 и полотняного переплетения; неправильного четырехремизного сатина.

В табл. 2 представлены свойства серийно выпускаемых антифрикционных тканей.

Таблица 2

Свойства антифрикционных тканей согласно техническим условиям

Показатель	Значения показателей для ткани артикула				
	5392-81	5387/2-79	5384/3-80	5392-81P	5387/2-79P
Поверхностная плотность, г/м ²	≤350	≤700	≤590	≤350	≤700
Толщина ткани, мкм (при 1 кг/см ² = 100 кПа)	≤500	≤950	≤690±40	≤500	≤900
Разрывная нагрузка полоски ткани (размером 50×200 мм), Н:					
по основе	≥686	≥1568	≥1182,0	≥686	≥882
по утку	≥1470	≥2450	≥1280,5	≥2942	≥1862

Заключения

Рассмотрены виды синтетических нитей, потенциально пригодных для изготовления тканых наполнителей. Проанализированы составы и типы структуры тканей, предназначенных для изготовления антифрикционных композиционных материалов. Особенность таких текстильных структур – полутораслойное переплетение нитей с лицевой поверхностью из антифрикционных нитей, изнаночная сторона обеспечивает армирование и адгезионные свойства по отношению к полимерным связующим.

На базе рассмотренных в данной статье серийно выпускаемых и экспериментальных тканей в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны антифрикционные материалы марок Оргалон АФ-1М-260, Оргалон АФ-1М-500, ВАП-8, ВКО-28 [19–23], а также опробованы экспериментальные ткани различного состава и структуры в рамках научно-исследовательской работы.

Список источников

1. Перепелкин К.Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты. СПб.: Научные основы и технологии, 2009. 380 с.
2. Михайлин Ю.А. Волокнистые полимерные композиционные материалы в технике. СПб.: Научные основы и технологии, 2013. 720 с.
3. Любин Дж. Справочник по композиционным материалам: в 2-х кн. / под ред. Б.Э. Геллера. М.: Машиностроение, 1988. Кн. 1. 448 с.
4. Перепелкин К.Е. Высокопрочные, высокомодульные нити на основе линейных полимеров: принципы получения, структура, свойства, применение // Химические волокна. 2010. № 2. С. 3–10.
5. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. 2-е изд. СПб.: Научные основы и технологии, 2013. 822 с.
6. Кобылкин И.Ф., Селиванов В.В. Материалы и структуры легкой бронезащиты: учебник. М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 191 с.
7. Гладков А.Н. Разработка процесса получения высокопрочных и высокомодульных нитей Армалон: дис. ... канд. техн. наук. М.: МГТУ им. А.Н. Косыгина, 2007. 109 с.
8. Hearle J.W.S., Lomas B., Cooke W.D. Atlas of fibre fracture and damage to textiles. 2nd ed. Woodhead Publishing Ltd., 1998. 477 p.
9. Каблов Е.Н., Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Лонский С.Л., Куршев Е.В. Исследование микроструктуры однонаправленного органопластика на основе арамидных волокон Русар-НТ и эпоксидно-полисульфонового связующего // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 19–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-19-26.
10. Михайлин Ю.А. Тепло-, термо- и огнестойкость полимерных материалов. СПб.: Научные основы и технологии, 2011. 416 с.
11. Ли Г., Стоффи Д., Невилл К. Новые линейные полимеры. М.: Химия, 1972. 280 с.
12. Михайлин Ю.А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы. СПб.: Профессия, 2012. 624 с.

13. Мусина Т.К., Волохина А.В., Щетинин А.М. и др. Полиимидные и арамидные волокна и нити со специальными свойствами и изделия на их основе // В мире оборудования. 2010. № 2 (91). С. 4–8.
14. Дресвянина Е.Н., Макарова Р.А., Трусов Ю.Д. Высокотермостойкие полиоксидизольные волокна, нити и текстиль на их основе // Технический текстиль. 2007. № 16. С. 15–20.
15. Перепелкин К.Е., Маланьина О.Б., Пакшвер Э.А., Макарова Р.А. Сравнительная оценка термических характеристик ароматических нитей (полиоксасольных, полиимидных и полиарамидных) // Химические волокна. 2004. № 5. С. 45–48.
16. Корнеева Н.В. Разработка волокнистых полимерных композиционных материалов, армированных СВМПЭ-волокнами, тканями и неткаными материалами, обработанными неравновесной низкотемпературной плазмой: дисс. ... д-ра техн. наук. Казань, 2011. 296 с.
17. Кужаров А.С., Рядченко В.Г., Гречко В.О. и др. Исследование триботехнических свойств различных текстильных структур на основе волокнистого политетрафторэтилена // Трение и износ. 1986. Т. 7. № 5. С. 945–950.
18. Кужаров А.С., Рядченко В.Г. Композиционные антифрикционные покрытия на основе волокон политетрафторэтилена // Безызносность: межвуз. сб. науч. тр. Ростов н/Д: РИСХМ, 1992. Вып. 2. С. 140–147.
19. Кан А.Ч., Кулагина Г.С., Аюпов Т.Р., Железина Г.Ф. Влияние факторов внешней среды на характеристики антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-91-101.
20. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. № 5. С. 7–27.
21. Каблов Е.Н. Основные направления развития материалов для авиакосмической техники XXI века // Перспективные материалы. 2000. № 3. С. 27–36.
22. Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Левакова Н.М. Антифрикционные органопластики для высоконагруженных узлов трения // Труды ВИАМ. 2019. № 2 (74). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-89-96.
23. Сорокин А.Е., Иванов М.С., Сагомонова В.А. Термопластичные полимерные композиционные материалы на основе полиэфирэфиркетонов различных производителей // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-41-50.

References

1. Perepelkin K.E. *Reinforcing fibers and fibrous polymer composites*. St. Petersburg: Scientific principles and technologies, 2009, 380 p.
2. Mikhailin Yu.A. *Fibrous polymer composite materials in technology*. St. Petersburg: Scientific principles and technologies, 2013, 720 p.
3. Lubin J. *Handbook of composite materials*: in 2 books. Ed. B.E. Geller. Moscow: Mechanical Engineering, 1988, book 1, 448 p.
4. Perepelkin K.E. High-strength, high-modulus yarns based on linear polymers: principles of production, structure, properties, application. *Khimicheskiye volokna*, 2010, no. 2, pp. 3–10.
5. Mikhailin Yu.A. *Structural polymer composite materials*. 2nd ed. St. Petersburg: Scientific principles and technologies, 2013, 822 p.
6. Kobylkin I.F., Selivanov V.V. *Materials and structures of light armor protection*: textbook. Moscow: MSTU im. N.E. Bauman, 2014, 191 p.
7. Gladkov A.N. *Development of a process for producing high-strength and high-modulus Armalon threads*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow: MSTU im. A.N. Kosygin, 2007, 109 p.
8. Hearle J.W.S., Lomas B., Cooke W.D. *Atlas of fibre fracture and damage to textiles*. 2nd ed. Woodhead Publishing Ltd., 1998, 477 p.
9. Kablov E.N., Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Lonskii S.L., Kurshev E.V. Microstructure research of the unidirectional organoplastic based on Rusar-NT aramid fibers and epoxy-polysulfone binder. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 19–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-19-26.

10. Mikhailin Yu.A. *Heat, thermal and fire resistance of polymer materials*. St. Petersburg: Scientific principles and technologies, 2011, 416 p.
11. Lee G., Stoffey D., Neville K. *New linear polymers*. Moscow: Khimiya, 1972, 280 p.
12. Mikhailin Yu.A. *Heat-resistant polymers and polymer materials*. St. Petersburg: Profession, 2012, 624 p.
13. Musina T.K., Volokhina A.V., Shchetinin A.M. et al. Polyimide and aramid fibers and threads with special properties and products based on them. *V mire oborudovaniya*, 2010, no. 2 (91), pp. 4–8.
14. Dresvyanina E.N., Makarova R.A., Trusov Yu.D. High-heat-resistant polyoxadisole fibers, threads and textiles based on them. *Tekhnicheskij tekstil*, 2007, no. 16, pp. 15–20.
15. Perepelkin K.E., Malanyina O.B., Pakshver E.A., Makarova R.A. Comparative assessment of the thermal characteristics of aromatic threads (polyoxazole, polyimide and polyaramid). *Khimicheskiye volokna*, 2004, no. 5, pp. 45–48.
16. Korneeva N.V. *Development of fibrous polymer composite materials reinforced with UHMWPE fibers, fabrics and non-woven materials treated with nonequilibrium low-temperature plasma*: thesis, Dr. Sc. (Tech.). Kazan, 2011, 296 p.
17. Kuzharov A.S., Ryadchenko V.G., Grechko V.O. et al. Study of tribological properties of various textile structures based on fibrous polytetrafluoroethylene. *Trenie i iznos*, 1986, vol. 7, no. 5, pp. 945–950.
18. Kuzharov A.S., Ryadchenko V.G. Composite antifriction coatings based on polytetrafluoroethylene fibers. *Wearlessness: interuniversity collection scientific works*. Rostov-on-Don: RISHM, 1992, vol. 2, pp. 140–147.
19. Kan A.Ch., Kulagina G.S., Ayupov T.R., Zhelezina G.F. The influence of environmental factors on the characteristics of antifriction organoplasty Orgalon AF-1M. *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 01, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-91-101.
20. Kablov E.N. Materials for aerospace technology. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2007, no. 5, pp. 7–27.
21. Kablov E.N. Main directions of development of materials for aerospace technology of the XXI century. *Perspektivnye materialy*, 2000, no. 3, pp. 27–36.
22. Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Levakova N.M. Antifriction organoplastics for high-loaded friction knots. *Trudy VIAM*, 2019, no. 2 (74), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 01, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-89-96
23. Sorokin A.E., Ivanov M.S., Sagomonova V.A. Thermoplastic polymer composite materials based on polyetheretherketones of various manufacturers. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 01, 2023). DOI: 10.18577/2071-9140-2022-0-1-41-50.

Информация об авторах

Кулагина Галина Серафимовна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Железина Галина Федоровна, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Левакова Наталья Марковна, генеральный директор, к.т.н., ООО «Текс-Центр», info@teks-centre.ru
Сафонов Павел Евгеньевич, старший научный сотрудник, к.т.н., ООО «Текс-Центр», info@teks-centre.ru

Information about the authors

Galina S. Kulagina, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Galina F. Zhelezina, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Natalia M. Levakova, General Director, Candidate of Sciences (Tech.), LLC «Teks-Centre», info@teks-centre.ru
Pavel E. Safonov, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), LLC «Teks-Centre», info@teks-centre.ru

Статья поступила в редакцию 25.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 28.09.2023.
 The article was submitted 25.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 28.09.2023.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-37-46

ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА АНТИФРИКЦИОННОГО САМОСМАЗЫВАЮЩЕГОСЯ ОРГАНОПЛАСТИКА НА ОСНОВЕ ТКАНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ ИЗ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНОВЫХ ВОЛОКОН И НИТЕЙ АРСЕЛОН

Г.С. Кулагина¹, Г.Ф. Железина¹, А.Ч. Кан¹, Е.В. Куршев¹

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

Аннотация. Рассмотрены эксплуатационные свойства антифрикционных органо-пластиков на основе новой армирующей ткани, состоящей из комплексных нитей двух типов – из политетрафторэтиленового волокна и полиоксадиазольного волокна Арселон. Исследованы характер разрушения при отслаивании органопластика от металлической подложки и влияние различных внешних факторов (температуры, влажности, солевого тумана, условий камеры тропического климата и др.) на сохранение прочности клеевого соединения. Показано, что при действии эксплуатационных факторов значения прочности при отслаивании органопластика от стали выше минимально допустимого уровня.

Ключевые слова: антифрикционный органопластик, антифрикционный самосмазывающийся материал, полимерные волокна, политетрафторэтилен, волокна Арселон, эксплуатационные свойства

Для цитирования: Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Кан А.Ч., Куршев Е.В. Эксплуатационные свойства антифрикционного самосмазывающегося органопластика на основе тканого наполнителя из политетрафторэтиленовых волокон и нитей Арселон // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-37-46.

Scientific article

EXPLOITATION PROPERTIES OF ANTIFRICTION SELFLUBRICATING ORGANOPLASTIC BASED ON FABRIC MADE OF POLYTETRAFLUOROETHYLENE AND ARCELON FIBERS

G.S. Kulagina¹, G.F. Zhelezina¹, A.Ch. Kan¹, E.V. Kurshev¹

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 studied the exploitation properties of antifriction organoplastics based on a new reinforcing fabric consisting of two types of fibers: polytetrafluoroethylene and polyoxadiazole fiber Arcelon. The nature of destruction during delamination of organoplastic from a metal substrate and the influence of various factors (temperature, humidity, salt fog, tropical chamber conditions, etc.) on adhesive strength were studied. It has been shown that, under the influence of operational factors, organoplastic has high adhesive strength values – above the allowable minimum level.

Keywords: antifriction organoplastic, antifriction selflubricating material, polymer fibers, polytetrafluoroethylene, fibers Arcelon, exploitation properties

For citation: Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Kan A.Ch., Kurshev E.V. Exploitation properties of antifriction selflubricating organoplastic based on fabric made of polytetrafluoroethylene and Arcelon fibers. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-37-46.

Введение

Антифрикционные органопластики широко применяют в авиационной технике в составе тяжело нагруженных узлов трения скольжения в качестве тонкослойного покрытия на металлической основе [1, 2]. В связи с ужесточением требований к подшипникам скольжения перспективных вертолетов возрастают требования к эксплуатационным характеристикам антифрикционного органопластика при воздействии различных факторов внешней среды. Эксплуатационные свойства антифрикционного органопластика как композиционного материала в значительной степени зависят от состава и структуры армирующей ткани, а также ее взаимодействия с полимерной матрицей [3–5].

Разработаны и изготовлены экспериментальные ткани для создания антифрикционных самосмазывающихся материалов на основе двух видов комплексных нитей, сплетенных в единую текстильную структуру, – из политетрафторэтиленового (ПТФЭ) волокна и волокон различной химической структуры: ароматический полиимид (марка Аримид), ароматический полиамид (марка Руслан), полиэфирэфиркетон, полиоксадиазол (марка Арселон) [6]. Применение двух типов волокон позволяет сочетать в ткани антифрикционные и армирующие свойства: волокна ПТФЭ обеспечивают низкий коэффициент трения [7–11], силовые волокна из перечисленных полимеров – армирование структуры.

Одной из важнейших особенностей спроектированных комбинированных тканей является способ переплетения нитей, обеспечивающий наличие лицевой и изнаночной сторон с различным составом. Благодаря такому подходу на поверхности узлов трения из препрега на основе ткани, пропитанной реакционноспособным связующим, формируется покрытие, рабочая поверхность которого обогащена антифрикционным компонентом из ПТФЭ [12]. Наличие армирующих волокон в структуре ткани, локализованных преимущественно с изнаночной стороны, обеспечивает адгезию к связующему [13, 14], и, как следствие, при получении органопластика формируется его адгезионное соединение с металлической поверхностью узла трения. Согласно работам [15, 16], механизм действия антифрикционных материалов, содержащих волокна ПТФЭ, заключается в образовании на поверхности контакта с контртелом самосмазывающейся пленки, возобновляемой без разрушения пролонгировано в процессе трения.

Для изготовления тканей в работе [6] применяли полутораслойное переплетение с дополнительным утком, позволяющее получить ткань с застилой поверхностью. Схемы переплетения варьировались, например: на базе неправильного четырехремизного сатина; усиленного сатина 8/3; сатина 8/3 (первая сторона) и полотняного переплетения (вторая сторона) и др. Значения поверхностной плотности изготовленных экспериментальных тканей сопоставимы и находятся в диапазоне 290–320 г/м², однако их физико-механические свойства отличаются.

С использованием растворного фенолокаучукового связующего и разработанных тканей изготовлены экспериментальные образцы препрегов и органопластиков на их основе. Сравнительные испытания триботехнических свойств антифрикционных органопластиков на примере пар трения со сталью марки 30ХГСА показали, что коэффициент трения для всех образцов находится на уровне 0,04–0,06. Установлено, что все типы спроектированных и изготовленных тканей можно применять в качестве наполнителей для создания антифрикционных самосмазывающихся материалов.

В данной работе рассмотрены эксплуатационные свойства антифрикционных органопластиков на основе новой армирующей ткани, состоящей из комплексных нитей двух типов – из волокна на основе ПТФЭ и полиоксадиазольного волокна Арселон.

Материалы и методы

В составе антифрикционного органопластика применяли тканый наполнитель, включающий нити ПТФЭ с линейной плотностью 44 текс и нити Арселон с линейной плотностью 29 текс. Текстильная структура ткани – полутораслойное переплетение на базе усиленного сатина 8/3 [6].

Поверхностную плотность ткани и разрывную нагрузку полосы ткани размером 50×200 мм определяли по ГОСТ 29104.1–91.

Тканый наполнитель обладает следующими свойствами:

Поверхностная плотность, г/м ²	290
Толщина (мкм) при давлении, кПа:	
19	413
199	274
Разрывная нагрузка полосы ткани размером 50×200 мм, Н:	
по основе	830
по утку	1171

Для пропитки ткани применяли растворное связующее марки АФК-101, содержащее фенолформальдегидные смолы и нитрильный каучук. Выбор связующего определялся его свойствами [2, 17]. Пропитку проводили на лабораторной установке ЛПУ-1000 производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Полученный полуфабрикат – препрег антифрикционного органопластика – имеет следующие характеристики:

Поверхностная плотность, г/м ²	386
Массовая доля связующего, %	22,3
Массовая доля летучих веществ, %	3,8
Прочность клеевого соединения при отслаивании органо-пластика от стали, Н/мм	1,9

Формование образцов антифрикционного органопластика на поверхности металлической подложки проводили в прессе при температуре 150–200 °С и удельном давлении 5–10 МПа.

Микроструктуру поверхностей расслаивания антифрикционного органопластика и металлической подложки исследовали методом сканирующей электронной микроскопии в режиме вторичных электронов по методике, описанной в работах [18–20]. Микроструктуру выявляли ионно-плазменным травлением с последующим напылением слоя золота толщиной 20 нм с помощью вакуумной установки для магнетронного напыления.

Триботехнические испытания образцов органопластиков проводили на установке трения И-47 при удельной нагрузке 3,1 МПа и линейной скорости скольжения от 0,005 до 0,1 м/с. Вид сопряжения – торцевое трение двух цилиндрических образцов, пара трения – органопластик/сталь 30ХГСА. Продолжительность испытаний составила 60 мин.

Лабораторные климатические испытания выполнены с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Стойкость к термическому старению при повышенных температурах (200 и 225 °С) определяли согласно СТО 1-595-20-101–2016, время экспозиции изменяли от 8 до 100 ч. Воздействие минимальной температуры среды (–60 °С) при эксплуатации в течение 24 ч оценивали по ГОСТ 30630.2.1–2013 (метод 203-1). Экспозицию в камере солевого тумана проводили при температуре 35 °С в течение 7 сут согласно ГОСТ 9.719–94.

Термовлажностное старение при температуре 60 °С и влажности 85 % осуществляли по ГОСТ 9.707–81, испытания в климатической камере, имитирующей тропический климат, – по СТП 1.595-20-100–2002. Стойкость к действию различных сред исследовали согласно ГОСТ Р 56762–2015 (метод В – воздействие влаги, режим кондиционирования при температуре 23 °С и влажности 98 %) и по ГОСТ 12020–2018 (влияние авиационного топлива ТС-1 и масла ИПМ-10). Продолжительность экспозиции образцов в соответствующих средах составила 1 мес.

Прочность клеевого соединения при отслаивании органопластика от металлической подложки (нержавеющей стали) определяли на испытательной машине по ОСТ 1 90315–83, угол отслаивания составил 90 градусов. Испытания проводили при температурах –60, 20, 200 и 225 °С.

Результаты и обсуждение

Прочность клеевого соединения при отслаивании органопластика от стали является важной характеристикой для антифрикционного материала на основе тканого наполнителя и полимерного связующего, предназначенного для работы в качестве покрытия на металлической поверхности узла трения. Данный показатель характеризует прочность адгезионного контакта, реализуемого в системе «полимерное волокно–полимерная матрица–металлическая подложка». Высокое значение прочности при отслаивании от стали гарантирует надежную работу узлов трения в процессе эксплуатации ответственных деталей и механизмов, поэтому этот показатель должен тщательно контролироваться.

В данной работе эксплуатационные свойства антифрикционного органопластика оценивали, анализируя значения прочности клеевого соединения при отслаивании органопластика от металлической подложки после воздействия различных факторов окружающей среды.

Характеристики антифрикционного органопластика, представляющего собой покрытие на поверхности плоской металлической основы, следующие:

Толщина антифрикционного органопластика, мм	0,28
Прочность при отслаивании от стали (Н/мм) при температуре испытаний, °С:	
–60	2,6
20	2,5
200	1,5
225	1,2
Коэффициент трения (отн. ед.) при скорости скольжения, м/с:	
0,005	0,09
0,020	0,07
0,050	0,06
0,075	0,06
0,100	0,03

Прочность при отслаивании органопластика от стали зависит от температуры испытаний: наибольшее значение (2,6 Н/мм) получено при температуре -60°C , наименьшее (1,2 Н/мм) – при температуре 225°C .

Триботехнические испытания образцов органопластика проведены при удельной нагрузке 3,1 МПа и различных скоростях скольжения. Значения коэффициента трения изменяются в диапазоне 0,03–0,09. Показано, что в изученных условиях испытаний в течение 60 мин износа не наблюдалось (определена линейная интенсивность изнашивания).

Результаты исследования длительного воздействия различных эксплуатационных факторов (тепла и влаги, повышенных и отрицательных температур, солевого тумана, влаги, технических сред) на прочность клеевого соединения при отслаивании органопластика от стали представлены на рис. 1 и 2. Испытания на отслаивание после температурного воздействия проводили при температуре 20°C .

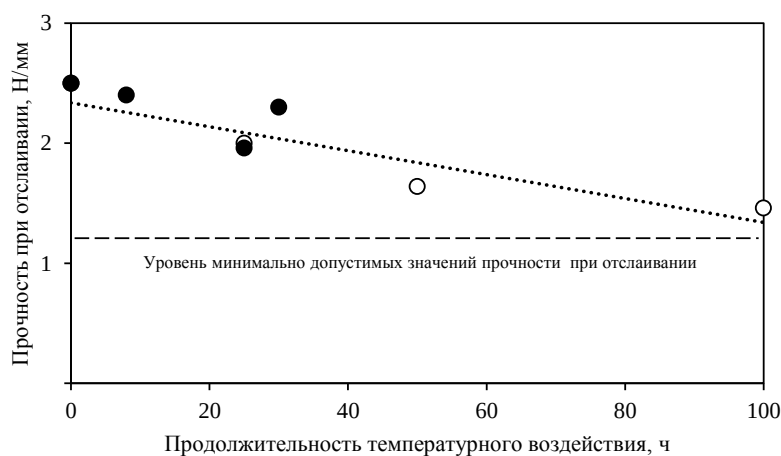


Рис. 1. Прочность клеевого соединения при отслаивании антифрикционного органопластика от стали после воздействия повышенных температур 200°C (○) и 225°C (●)

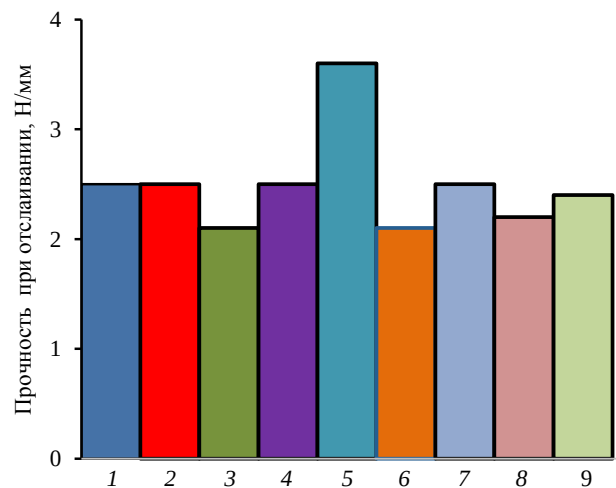


Рис. 2. Прочность клеевого соединения при отслаивании антифрикционного органопластика от стали после воздействия различных эксплуатационных факторов: 1 – исходное состояние; 2 – тепловлажностное старение (1 мес); 3 – камера тропического климата (1 мес); 4 – камера солевого тумана (температура 35°C , 7 сут); 5 – температура -60°C в течение 24 ч; 6 – циклическое изменение температуры от -60 до $+80^{\circ}\text{C}$ с увлажнением; 7 – выдержка в парах воды (1 мес); 8 – выдержка в топливе ТС-1 (1 мес); 9 – выдержка в масле ИПМ-10 (1 мес)

Испытания на воздействие высоких температур (200 и 225 °С), которым подвергали образцы антифрикционного органопластика на поверхности металлической подложки, обусловлены возможностью возникновения повышенных температур в реальных условиях эксплуатации узлов трения в результате комплексного воздействия внешних факторов окружающей среды и повышения температуры за счет возникающих сил трения. Показано, что прочность адгезионного соединения при температурах 200 и 225 °С снижается в 1,7–2 раза по сравнению с аналогичным показателем при температуре 20 °С. Это обусловлено изменением релаксационных свойств полимерного связующего под действием температуры. Следует отметить, что, несмотря на переход из стеклообразного состояния полимерной матрицы (температура стеклования ~200 °С), сетка пространственных связей, возникающая при отверждении фенолокаучукового связующего, позволяет сохранять прочность при отслаивании на уровне 1,2–1,5 Н/мм. Для аналогичных материалов прочность при отслаивании, равная 1,2 Н/мм, установлена как минимально допустимая [2].

Образцы выдерживают воздействие постоянной температуры 200 °С в течение 100 ч, при этом прочность при отслаивании снижается в ~2 раза (до 1,4 Н/мм) по сравнению с исходным значением (при температуре 20 °С). Экспозиция при температуре 225 °С имеет аналогичную тенденцию: показано линейное снижение прочности адгезионного соединения при увеличении продолжительности температурного воздействия. Образцы, экспонированные при температурах 200 и 225 °С в течение <30 ч, характеризуются близкими значениями данного показателя.

Влияние различных факторов на прочность при отслаивании антифрикционного покрытия от металлической подложки исследовали, сравнивая полученные данные с исходными значениями показателя для образцов, кондиционированных при температуре 23±3 °С и влажности 45±5 %. Показано, что экспозиция при минимальной температуре –60 °С в течение 24 ч способствует повышению значения прочности при отслаивании. Полученный эффект требует дополнительного исследования.

Воздействие циклической смены температур с увлажнением на прочность при отслаивании оценивали при следующих условиях: повышенная влажность при температуре 40 °С (10 циклов); термоциклирование от –60 до +80 °С (5 циклов); повышенная влажность при температуре 40 °С (10 циклов). Экспозиция при данных условиях приводит к снижению показателя на 20 %.

На аналогичном уровне (80 %) сохраняется значение прочности при отслаивании после экспозиции в условиях камеры тропического климата в течение 1 мес. После выдерживания при повышенной влажности и комнатной температуре, при воздействии солевого тумана в течение 7 сут, а также при совместном воздействии температуры 80 °С и влажности 60 % в течение 1 мес значение прочности при отслаивании не изменилось, а после экспозиции в среде топлива ТС-1 и масла ИПМ-10 в течение 1 мес – уменьшилось на 10–15 %.

Следует отметить, что уровень прочности клеевого соединения при отслаивании органопластика от стали под влиянием исследуемых эксплуатационных факторов снизился на ≤20 %. Значение показателя составило не менее 2 Н/мм, что значительно превышает минимально допустимый уровень (1,2 Н/мм). Наиболее «жесткими» условиями эксплуатации стали циклическая смена температуры и влажности, а также камера, имитирующая условия тропического климата.

На рис. 3 приведены изображения лицевой и изнаночной сторон комбинированной двухсторонней ткани на основе нитей ПТФЭ и Арселон, использованной для изготовления антифрикционного материала. Видно, что на лицевую поверхность выходят преимущественно нити ПТФЭ (черного цвета), на изнаночную – нити Арселон (рыжего цвета). Поскольку ПТФЭ обладает низкой адгезией к полимерному связующему, формирование антифрикционного материала из препрега на металлической подложке осуществляется стороной, обогащенной нитями Арселон. В связи с этим адгезионная прочность антифрикционного покрытия и металлической поверхности определяется взаимодействием на границе «полиоксадиазольное волокно–связующее».

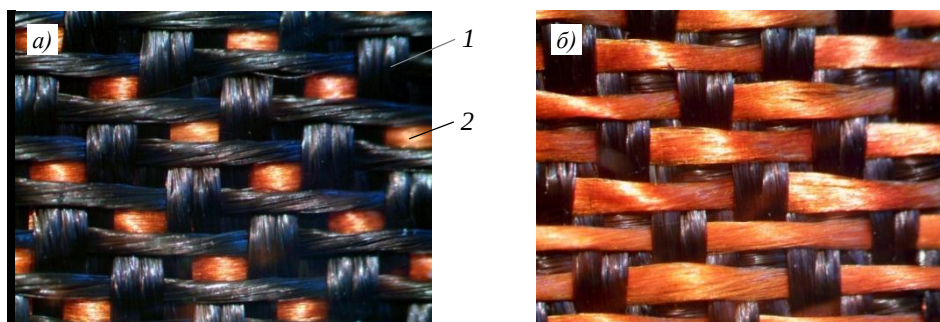


Рис. 3. Лицевая (а) и изнаночная (б) стороны тканого наполнителя [6]: 1 – нити ПТФЭ; 2 – нити Арселон

Более детально взаимодействие полимерной матрицы и волокна исследовано методом сканирующей электронной микроскопии. На рис. 4 и 5 представлена микроструктура поверхности расслаивания образцов органопластика со сторон армирующего наполнителя и металлической подложки. Видно, что расслаивание происходит по смешанному типу: адгезионному («полимерная матрица–волокно») и когезионному (по полимерной матрице и по волокну). Преимущественно реализуется первый тип. Наблюдается повреждение волокон, частично включенных в структуру полимерной матрицы и перенесенных с полимерной матрицей на поверхность металлической подложки. Повреждение волокон характерно для нитей Арселон (рис. 4, а). Между волокнами присутствует прослойка разрушенной в процессе расслаивания полимерной матрицы (рис. 4, б). Для волокон ПТФЭ типична гладкая поверхность (рис. 4, в).

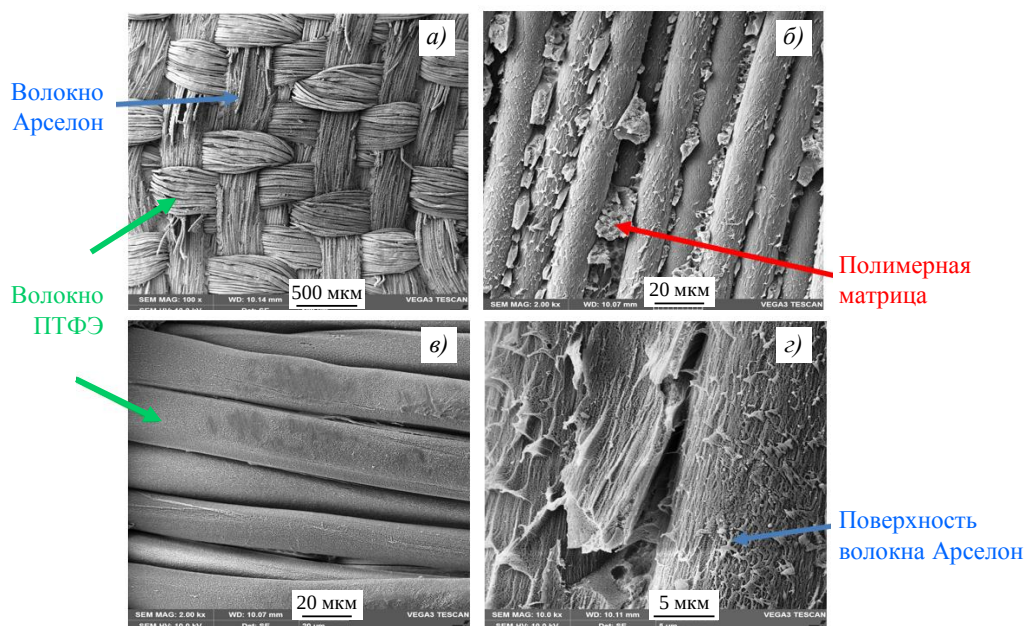


Рис. 4. Микроструктура поверхности расслоения «органопластик–металлическая подложка» со стороны армирующего наполнителя при различном увеличении

Со стороны металлической подложки зафиксированы отпечаток структуры ткани и волокна (рис. 5, а) – на поверхности отчетливо виден рельеф, образованный волокнистой структурой ткани; структура полимерной матрицы с включением некоторого количества поврежденных волокон тканого наполнителя (рис. 5, б). При большем увеличении полимерная матрица (рис. 5, в, г) характеризуется дисперсной фазовой структурой с размером частиц 200–400 нм, объединенных в агрегаты размером 1–2 мкм.

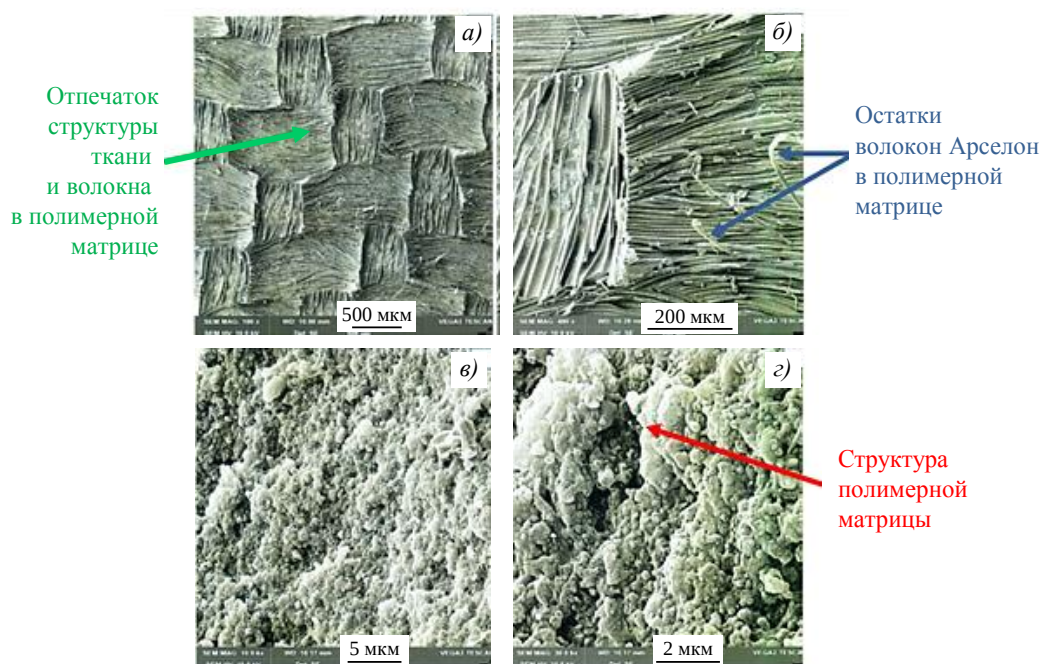


Рис. 5. Микроструктура поверхности расслоения со стороны металлической подложки при различном увеличении

Исследование микроструктуры подтверждает, что адгезионные характеристики при отслаивании определяются свойствами полимерного связующего и его взаимодействием с поверхностью волокна Арселон.

Заключения

Разработанный органопластик на основе тканого армирующего наполнителя из нитей ПТФЭ и Арселон, а также фенолокаучукового связующего способен работать без смазки и может применяться в качестве антифрикционного покрытия толщиной 0,25–0,30 мм, нанесенного на поверхность металлической основы в узлах трения. Результаты оценки эксплуатационных свойств позволяют рекомендовать антифрикционный самосмазывающийся органопластик для изготовления узлов трения изделий, работающих на открытом воздухе при различных температурах, влажности и перепадах температур при повышенной влажности.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Основные направления развития материалов для авиакосмической техники XXI века // Перспективные материалы. 2000. № 3. С. 27–36.
2. Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Левакова Н.М. Антифрикционные органопластики для высоконагруженных узлов трения // Труды ВИАМ. 2019. № 2 (74). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-89-96.
3. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. I. Оценка влияния значимых факторов воздействия // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 12. С. 7–16.
4. 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.
5. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Экспериментальное исследование по оценке адгезионной прочности «волокно–матрица» в углепластике на основе эпоксидного связующего, модифицированного полисульфоном // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 4 (57). С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.

6. Кулагина Г.С., Кан А.Ч., Железина Г.Ф., Левакова Н.М. Антифрикционные материалы на основе полимерных волокон // Труды ВИАМ. 2022. № 11 (117). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-48-59.
7. Пашин Ю.А., Малкевич С.Г., Дунаевская И.С. Фторопласты. Л.: Химия, 1978. С. 232.
8. Сагалаев Г.В. Триботехнические свойства антифрикционных самосмазывающихся пластмасс. М.: Изд-во стандартов, 1982. 64 с.
9. Кужаров А.С., Рядченко В.Г., Гречко В.О. и др. Исследование триботехнических свойств различных текстильных структур на основе волокнистого политетрафторэтилена // Трение и износ. 1986. Т. 7. № 5. С. 945–950.
10. Кужаров А.С., Рядченко В.Г. Композиционные антифрикционные покрытия на основе волокон политетрафторэтилена // Безызносность: межвуз. сб. науч. тр. Ростов н/Д: РИСХМ, 1992. Вып. 2. С. 140–147.
11. Войнштейн В.Э., Трояновская Г.И. Сухие смазки и самосмазывающиеся материалы. М.: Машиностроение, 1968. С. 179.
12. Препрег антифрикционного органопластика и изделие, выполненное из него: пат. 2404202 Рос. Федерация; № 2009111566/05; заявл. 31.03.09; опубл. 20.11.10. Бюл. № 32.
13. Перепелкин К.Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты. СПб.: Научные основы и технологии, 2009. 380 с.
14. Дресвянина Е.Н., Макарова Р.А., Трусков Ю.Д. Высокотермостойкие полиоксадиазольные волокна, нити и текстиль на их основе // Технический текстиль. 2007. № 16. С. 15–20.
15. Погосян А.К. Трение и износ наполненных полимерных материалов. М.: Наука, 1977. 138 с.
16. Мышкин Н.К., Петроковец М.И. Трибология. Принципы и приложения. Гомель: ИММС НАНБ, 2002. 310 с.
17. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоклавного формования // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
18. Деев И.С., Кобец Л.П. Исследование микроструктуры и микрополей деформаций в полимерных композитах методом растровой электронной микроскопии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1999. Т. 65. № 4. С. 27–34.
19. Деев И.С., Каблов Е.Н., Кобец Л.П., Чурсова Л.В. Исследование методом сканирующей электронной микроскопии деформации микрофазовой структуры полимерных матриц при механическом нагружении // Труды ВИАМ. 2014. № 7. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-6-6.
20. Григоренко В.Б., Морозова Л.В. Применение растровой электронной микроскопии для изучения начальных стадий разрушения // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.

References

1. Kablov E.N. The main directions of the development of materials for the Authoric technique of the XXI century. *Perspektivnye materialy*, 2000, no. 3, pp. 27–36.
2. Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Levakova N.M. Antifriction organoplastics for high-loaded friction knots. *Trudy VIAM*, 2019, no. 2 (74), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 22, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-89-96.
3. Kablov E.N., Startsev V.O. Climate aging of polymer composite aviation materials. I. Assessment of the influence of significant factors of exposure. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2019, no. 12, pp. 7–16.
4. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatic influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
5. Gulyaev A.I., Medvedev P.N., Sbitneva S.V., Petrov A.A. Experimental research of «fiber–matrix» adhesion strength in carbon fiber epoxy/polysulphone composite. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.

6. Kulagina G.S., Kan A.Ch., Zhelezina G.F., Levakova N.M. Antifriction materials based on polymer fibers. *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 22, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-48-59.
7. Pashin Yu.A., Malkevich S.G., Dunaevskaya I.S. *Fluoroplasts*. Leningrad: Khimiya, 1978, p. 232.
8. Sagalaev G.V. *The tribotechnical properties of antifriction self-losing plastics*. Moscow: Publ. house of standards, 1982, 64 p.
9. Kuzharov A.S., Rygchenko V.G., Grechko V.O. et al. Study of the tribotechnical properties of various textile structures based on fibrous political radiator-ethyl. *Trenie i iznos*, 1986, vol. 7, no. 5, pp. 945–950.
10. Kuzharov A.S., Rygchenko V.G. Compositional antifriction coatings based on the fibers of political radiatorethnicity. *Consistency: interuniversity collection scientific works*. Rostov-on-Don: RISHM, 1992, is. 2, pp. 140–147.
11. Voinstein V.E., Troyanovskaya G.I. *Dry lubricants and selflubricating materials*. Moscow: Mechanical Engineering, 1968, p. 179.
12. *Permant antifriction organoplasty and product made from it*: pat. 2404202 Rus. Federation; No. 2009111566/05; appl. 31.03.09; publ. 20.11.10.
13. Perepelkin K.E. *Reinforcing fibers and fibrous polymer composites*. St. Petersburg: Scientific foundations and technologies, 2009, 380 p.
14. Dresvyannina E.N., Makarova R.A., Trusov Yu.D. Highterm-resistant polyoxadiazol fibers, threads and textiles based on them. *Tekhnicheskii tekstil*, 2007, no. 16, pp. 15–20.
15. Poghosyan A.K. *Friction and wear of filler materials filled*. Moscow: Science, 1977, 138 p.
16. Myshkin N.K., Petrokovets M.I. *Tribology. Principles and applications*. Gomel: IMMS NANB, 2002, 310 p.
17. Tkachuk A.I., Donetsky K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 03. Available at: <https://journal.viam.ru> (accessed: September 22, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
18. Deev I.S., Kobets L.P. Study of microstructure and micropolis of deformations in polymer composites by the method of raster electron microscopy. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 1999, vol. 65, no. 4, pp. 27–34.
19. Deev I.S., Kablov E.N., Kobets L.P., Chursova L.V. Research of the scanning electron microscopy method deformation of microphase structure of polymeric matrix at mechanical loading. *Trudy VIAM*, 2014, no. 7, paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 22, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-6-6.
20. Grigorenko V.B., Morozova L.V. Application of the scanning electron microscopy for studying of initial destruction stages. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.

Информация об авторах

Кулагина Галина Серафимовна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Железина Галина Федоровна, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Куршев Евгений Васильевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 02.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.10.2023.
The article was submitted 02.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 10.10.2023.

Научная статья

УДК 678.067.5; 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-47-55

ПРЕПРЕГИ СТЕКЛОПЛАСТИКОВ И ПРЕПРЕГ УГЛЕПЛАСТИКА НА ОСНОВЕ СВЯЗУЮЩЕГО ВСЭ-67 ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В СОСТАВЕ КОНСТРУКЦИЙ ЛОПАСТЕЙ ВЕРТОЛЕТОВ

Т.В. Колокольцева¹, Ю.О. Попов¹, М.Н. Усачева¹, А.А. Громова¹

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

Аннотация. Разработаны состав и технология изготовления препрегов и полимерных композиционных материалов (стеклопластиков и углепластика) на основе расплавленного эпоксидного связующего ВСЭ-67 и армирующих наполнителей – стеклоткани Т-64(ВМП)-78, стеклоармирующей РВМПН10-1200-14 и углеродного жгута УМТ49S-12K-EP. Рассчитаны значения свойств полученных препрегов. Описаны технологии их изготовления на пропиточной установке и выбор основных параметров пропитки. Приведены результаты исследования свойств препрегов, полученных по установленным технологическим режимам, и изготовленных из них полимерных композиционных материалов.

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

Для цитирования: Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Усачева М.Н., Громова А.А. Препреги стеклопластиков и препрег углепластика на основе связующего ВСЭ-67 для применения в составе конструкций лопастей вертолетов // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-47-55.

PREPREGS OF FIBERGLASS AND PREPREG OF CARBON FIBER ON THE BASIS OF THE RESIN VSE-67 FOR THE USE IN THE STRUCTURES OF HELICOPTER BLADES

T.V. Kolokoltseva¹, Yu.O. Popov¹, M.N. Usacheva¹, A.A. Gromova¹

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

Abstract. This article presents the main results on the development of prepregs and polymer composite materials (fiberglass and carbon fiber) based on the melting epoxy resin union and reinforcing fillers-glass-circuits of the T-64(VMP)-78, glass-winding RVMPN10-1200-14 and carbon fiber UMT49S-12K-EP. The process of developing prepregs, technologies for their manufacture on the impregnation, the choice of the main parameters of impregnation is described. The results of a study of the properties of the prepregs obtained under selected technological regimes and made from them PCM are also given.

Keywords: fiberglass, carbon fiber, prepregs, helicopter blades, resin, polymer composite materials, aviation products

For citation: Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Usacheva M.N., Gromova A.A. Prepregs of fiberglass and prepreg of carbon fiber on the basis of the resin VSE-67 for the use in the structures of helicopter blades. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-47-55.

Введение

Иностранные производители авиационной техники, такие как «Сикорский Эйркрафт», «Эйрбас» и «Бэлл», используют полимерные композиционные материалы (ПКМ) с конца 1970-х гг. В СССР фирма «Камов» к тому моменту уже 25 лет применяла ПКМ для изготовления лопастей несущего винта [1–4].

Данные материалы нашли широкое применение в конструкциях лопастей вертолетов зарубежных и российских производителей благодаря ряду преимуществ по сравнению с металлическими материалами [5–11]:

- высокий уровень удельных упруго-прочностных характеристик, в том числе статической прочности и сопротивления усталости;
- возможность варьирования свойствами в зависимости от ориентации волокон наполнителя, что обеспечивает в конструкции оптимальное соответствие схем нагружения изделия и армирования ПКМ;
- высокая коррозионная стойкость;
- повышение экономичности конструкций вертолетной техники благодаря снижению массы изделий и энерговооруженности труда, увеличению дальности полета и грузоподъемности.

Опыт отечественных и зарубежных производителей показывает, что использование ПКМ уменьшает массу летательных аппаратов на 25–50 %, материалоемкость – в 1,6–3,5 раза, трудоемкость – в 1,5–3 раза, энергоемкость – в 8–10 раз, увеличивает коэффициенты использования материала с 0,3 до 0,85, ресурса – в 1,5–3 раза [8].

Для получения узлов вертолетов, как правило, применяют угле- и стеклопластики, чаще всего на основе связующих из эпоксидных смол. Они характеризуются доступностью, легкостью переработки, имеют высокий уровень механических свойств и хорошую адгезию к армирующим наполнителям.

Поскольку объем использования и уровень требований к свойствам ПКМ для авиационной промышленности и вертолетостроения растут, необходимо совершенствовать применяемые и разрабатывать новые материалы, процессы и методы изготовления продукции. Важными требованиями к материалам для ответственных конструкций являются воспроизводимость характеристик в процессе производства и сохранение заданных свойств в течение срока эксплуатации изделия в условиях окружающей среды (особенно при повышенных влажности и температуре).

В качестве наполнителей применяют однонаправленные углеродные волокна ЛУ-П/0,1, ЛУ-П/0,2, ЭЛУР-П, ВМН-4, УКН-П, стеклоровинги марок РВМПН10-1200-14 и стеклоткани марок Т-25, Т-10. До сих пор используют эпоксидные связующие растворного типа марок 5-211-БН, ЭТФ, ЭНФБ, ЭДТ-10П.

В Российской Федерации в вертолетах марки Ка лонжерон лопастей несущего винта изготавливают из стеклотекстолита СК-5-211БП (на основе стеклянной ткани Т-25(ВСП)-78 и растворного эпоксидного связующего 5-211-Б) и углепластика КМУ-3Л (на основе однонаправленной углеродной ленты ЛУ-П/0,2-А и растворного эпоксидного связующего 5-211-Б) [12].

В вертолетах семейства Ми при изготовлении лопастей несущего и рулевого винтов используют однонаправленные препреги с наполнителями в виде стеклонитей ВМС-6, стеклотканей марок Т-25, Т-10 и растворного связующего ЭДТ-10П; гибридные однонаправленные препреги с наполнителем из стеклонитей ВМС-6, углеродных жгутов УКН-3К и растворного связующего УП-2227.

Однако производство препрегов на основе традиционно используемых связующих растворного типа базируется на энергоемкой, экологически небезопасной, низкопроизводительной технологии. К тому же такие препреги (например, на основе связующих

5-211-Б, ЭДТ-10) обладают рядом недостатков, которые негативно влияют на качество и стабильность характеристик лопастей несущего винта вертолета [13, 14]:

- ограниченная жизнеспособность (от 3 до 12 сут при температуре 20 °С);
- практически неконтролируемая и неуправляемая высокая текучесть связующих при формировании детали;
- использование большого количества токсичных органических растворителей;
- сложность удаления растворителя в полном объеме во время сушки препрега из-за образующейся пленки полимера;
- избирательная адсорбция компонентов связующего поверхностью пропитываемого наполнителя;
- наличие существенных остатков растворителей в препреге (до 5–8 %), что является причиной образования пористости в деталях и, как следствие, снижения уровня и увеличения разброса механических характеристик (в том числе сопротивления усталости), снижения стойкости к воздействию окружающей среды.

Для проектирования лопастей несущего винта перспективных вертолетов марки Ка необходимо разработать новые материалы на основе наполнителей в виде ткани и однонаправленных лент и расплава связующего. За счет исключения растворителей производство таких препрегов позволяет значительно снизить пористость отвержденного материала, уменьшить энергоемкость процесса в 1,5–2 раза в пересчете на единицу продукции, повысить пожаро- и экологическую безопасность процессов, улучшить условия труда. Длительная жизнеспособность (не менее 1 мес при температуре 20 °С), обусловленная составом связующих расплавно-го типа, позволяет стабилизировать процесс производства крупногабаритных изделий авиационной техники вне зависимости от цикла намотки-выкладки, а также организовать централизованные поставки препрегов предприятиям отрасли.

Препреги – это, по сути, неотвержденный композиционный материал, который представляет собой листовой полуфабрикат, в значительной степени подготовленный для производства изделий и состоящий из связующего и пропитанных им армирующих волокон. После воздействия повышенной температуры в результате происходящих в связующем химических реакций препрег превращается в теплостойкий конструкционный материал (ПКМ), обладающий благодаря наличию армирующих наполнителей высокой прочностью, уникальной жесткостью и низкой плотностью по сравнению с традиционно применяемыми металлами. Волокно является основным несущим элементом, поэтому композиционный материал более прочный и жесткий в направлении волокон. Связующее (матрица) в составе композита соединяет («склеивает») волокна наполнителя в единое монолитное целое, перераспределяет приложенную нагрузку и поддерживает волокна, что сохраняет их заданное положение и выбранную ориентацию в пространстве. Матрица также сообщает композиту необходимую для сохранения исходных свойств стойкость к воздействию различных агрессивных факторов окружающей среды и определяет заданную максимальную рабочую температуру эксплуатации изделия. Варьируя состав эпоксидного связующего, можно получать материал с различным уровнем характеристик (тепло- и влагостойкость, стойкость к агрессивным средам и атмосферному воздействию) и технологических свойств (жизнеспособность, температура и длительность отверждения, давление формования, вязкость для определенных методов выкладки).

Стабильность толщины плиты ПКМ зависит от свойств исходных материалов (препрега). Небольшое отклонение в толщине слоя препрега может привести к большим отклонениям в размерах общего сечения толстостенных конструкций, а также

к повышенной пористости и складкам. Вариация по толщине слоя препрега связана с вариацией весовой доли связующего и массы 1 м^2 наполнителя.

Толщина монослоя является одним из основных факторов, влияющих на структуру конструкции из ПКМ. Получение требуемой толщины монослоя имеет решающее значение для достижения необходимых объемной доли и размеров волокна в ПКМ, а также позволяет определить и спрогнозировать геометрические параметры конструкции и стабильность свойств. Уровень характеристик одного слоя препрега и ПКМ будет определяться соотношением содержаний наполнителя и связующего.

При разработке ПКМ с заданным комплексом физико-механических свойств в первую очередь необходимо определить составы соответствующих полуфабрикатов – препрегов на основе отечественных наполнителей, т. е. рассчитать оптимальное соотношение содержаний наполнителя и связующего.

В препрегах это соотношение зависит от такого параметра, как весовая доля связующего $W_{\text{св}}^{\text{преп}}$ – ключевой характеристики, приводимой в технических условиях. Зная величину $W_{\text{св}}^{\text{преп}}$ и массу 1 м^2 наполнителя, можно спрогнозировать с достаточной точностью толщину монослоя $t_{\text{слоя}}$, объемную долю наполнителя $V_{\text{нап}}$ и плотность [15].

Соотношение содержаний наполнителя и связующего в ПКМ выражают через объемную долю наполнителя $V_{\text{нап}}$ (один из ключевых параметров композитов). Чем больше объемная доля армирующего наполнителя $V_{\text{нап}}$, тем выше уровень упруго-прочностных характеристик изделия из ПКМ. При этом объем связующего должен быть достаточным для того, чтобы обеспечить сплошную беспористую структуру композита. В противном случае наблюдается снижение сопротивления усталости и стойкости материала к воздействию факторов окружающей среды.

Кроме заданных весовых и упруго-механических характеристик композиционное изделие должно отвечать требованиям к толщине и другим геометрическим размерам. Поскольку изделие собирается путем послойной выкладки препрега в соответствии с расчетной схемой армирования, особое значение приобретает толщина одного слоя отформованного препрега (монослоя композита). Эта величина зависит от весовых характеристик (массы 1 м^2 , объемной плотности) и объемной доли $V_{\text{нап}}$ наполнителя в составе композита [15]. Толщину изделия конструктор рассчитывает, исходя из показателя $t_{\text{слоя}}$, среднее значение которого указано в технических условиях. Стабильность геометрических характеристик получаемого изделия будет зависеть от допустимого разброса толщины отформованного слоя препрега $t_{\text{слоя}}$.

После определения оптимального состава композита путем расчетов, изготовления и исследования экспериментальных образцов препрегов и ПКМ необходимо решить технологические задачи – подобрать и отработать режимы производства препрегов.

Материалы и методы

Исследованы характеристики препрегов и ПКМ – стеклопластиков ВПС-74/Т-64(ВМП)-78, ВПС-74 и углепластика ВКУ-70 на основе расплавного эпоксидного связующего марки ВСЭ-67 и наполнителей соответственно:

- стеклоткани марки Т-64(ВМП)-78 конструкционного назначения (из высокопрочных волокон марки ВМП) – для производства обшивок хвостовой части лопасти;
- однонаправленного стекловолокна марки РВМПН10-1200-14 – для производства силовой части лонжерона;
- углеродного однонаправленного наполнителя марки UMT49S-12K-EP – для производства силовой части лонжерона.

Основные характеристики, которым должны соответствовать ПКМ, представлены в табл. 1.

Таблица 1

**Основные характеристики полимерных композиционных материалов
при температуре 20 °С**

Показатель	Значения показателей для материалов		
	ВКУ-70	ВПС-74	ВПС-74/ Т-64(ВМП)-78
Модуль упругости при растяжении, ГПа (среднее значение)	≥140	≥45	≥20
Толщина монослоя, мм (номинальное значение)	0,11–0,15	0,20–0,22	0,08–0,1

К весовой доле связующего в препрегах $W_{\text{св}}^{\text{преп}}$ предъявляли дополнительное требование: для обеспечения приемлемой стабильности характеристик разрабатываемых материалов отклонение (разброс) от принятого среднего (номинального) значения не должно превышать 4 %.

Образцы препрегов ВСЭ-67/Т-64(ВМП)-78, ВСЭ-67/РВМПН10-1200-14 и ВСЭ-67/УМТ49S-12К-ЕР изготавливали по расплавной технологии Hot Melt на пропиточной установке. Для контроля процесса и исследования физико-химических характеристик препрегов из полученных рулонов отбирали пробы размером 100×100 мм. Характеристики препрегов определяли по ГОСТ Р 56796–2015, ММ 1.595-11-138–2002 и ГОСТ Р 56755–2015.

Для испытаний свойств стеклопластиков ВПС-74/Т-64(ВМП)-78, ВПС-74 и углепластика ВКУ-70 из соответствующих препрегов ВСЭ-67/Т-64(ВМП)-78, ВСЭ-67/РВМПН10-1200-14 и ВСЭ-67/УМТ49S-12К-ЕР методом выкладки собраны пакеты размером 300×300 мм со схемой армирования слоев [0°], из которых методом вакуум-автоклавного формования изготовлены плоские плиты. Для определения характеристик ПКМ из плит вырезали образцы, которые исследовали в соответствии с ГОСТ 15139–69, ГОСТ Р 56682–2015, ГОСТ Р 56753–2015, ГОСТ Р 56785–2015, ГОСТ Р 56812–2015, ГОСТ Р 56805–2015, ГОСТ Р 57745–2017, ГОСТ 32658–2014.

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

Результаты и обсуждение

Весовую долю связующего в препрегах $W_{\text{св}}^{\text{преп}}$ рассчитывали при объемной доле наполнителя $V_{\text{нап}}$ в ПКМ: 50 % – для стеклопластиков и 60 % – для углепластика. Полученные значения весовой доли связующего (табл. 2) обеспечивают бездефектную, беспористую структуру и высокий уровень характеристик ПКМ. Расчеты выполняли согласно формулам, приведенным в ГОСТ Р 56682–2015.

Таблица 2

Расчетные значения характеристик препрега

Препрег	Весовая доля связу- ющего, %	Масса 1 м ² , г		Поверхност- ная плот- ность пре- прега, г/м ²	Толщина монослоя, мм (номинальное значение)
		наполни- теля	пленки связующего		
ВСЭ-67/Т-64(ВМП)-78	38	100±5	58–64	153–169	0,09
ВСЭ-67/РВМПН10-1200-14	28	298±18	109–123	389–439	0,21
ВСЭ-67/УМТ49S-12К-ЕР	35	127±7	65–72	184–206	0,125

При формировании ПКМ расплавные связующие в отличие от связующих на основе растворителя практически без потерь остаются внутри плиты (не вытекают неконтролируемо), поэтому расчетные значения весовой доли связующего в композите можно использовать для препрегов: $W_{св}^{преп} = W_{св}^{ПКМ} = W_{св}$.

Режимы производства препрегов ВСЭ-67/Т-64(ВМП)-78, ВСЭ-67/РВМПН10-1200-14 и ВСЭ-67/UMT49S-12К-ЕР с выбранными весовыми параметрами исследовали на пропиточной установке. Принцип производства препрегов по технологии Hot Melt основан на предварительном равномерном нанесении (распределении) расплава связующего на поверхность подложки – антиадгезионной бумаги. Образующаяся из связующего пленка совмещается с полотном наполнителя путем трехступенчатого каландрирования при температурах, обеспечивающих хорошую пропитываемость наполнителя. Необходимое качество препрега достигается за счет плотного контакта между компонентами, что определяет уровень и стабильность свойств изделия из ПКМ [16].

Для выбора «правильных» режимов производства препрегов на пропиточной установке расплавным методом предварительно рассчитали массу 1 м^2 пленок для связующего и препрегов, а также толщину одного слоя отвержденных препрегов.

Величину и интервалы допустимых значений массы 1 м^2 пленки связующего для каждого материала определяли с учетом выбранных значений весовой доли связующего и массы 1 м^2 наполнителя (учитывая возможные колебания значений этого показателя в пределах, указанных в технических условиях). Данный параметр позволил установить величины зазоров между поверхностями валов в узле распределения расплава связующего (коутеров) при нанесении на антиадгезионную бумагу.

Для контроля технологического процесса рассчитывали массу 1 м^2 пленок препрегов, исходя из принятой весовой доли связующего (с учетом допустимых отклонений) и массы 1 м^2 наполнителя.

Толщину одного слоя отвержденного препрега (среднее, или номинальное значение) [15] вычисляли с учетом выбранных значений объемной доли наполнителей в ПКМ и их поверхностной плотности (номинального значения по техническим условиям). При отработке технологии данный параметр позволил определить необходимые для качественной пропитки зазоры пропитывающих и калибрующих узлов установки.

С учетом полученных данных отработали режимы производства пленки связующего ВСЭ-67 на установке для пропитки препрегов. Для получения расчетного значения массы 1 м^2 препрега корректировали зазор между поверхностями валов в узле распределения расплава связующего (коутеров). Качество пропитки отработывали, меняя зазоры в каландрах и ламинаторах, а также скорость пропитки наполнителей.

Характеристики препрегов, изготовленных по установленным технологическим режимам, представлены в табл. 3.

Таблица 3

Свойства препрегов на основе расплавного эпоксидного связующего ВСЭ-67 и наполнителей Т-64(ВМП)-78, РВМПН10-1200-14 и UMT49S-12К-ЕР

Показатель	Значения показателей для препрегов		
	ВСЭ-67/ Т-64(ВМП)-78	ВСЭ-67/ РВМПН10-1200-14	ВСЭ-67/ UMT49S-12К-ЕР
Весовая доля связующего, %	37–39	28–30	33–35
Масса 1 м^2 наполнителя, г	101–103	295–300	127–129
Масса 1 м^2 препрега, г	163–166	415–423	189–195
Время гелеобразования связующего в препреге при температуре $130 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$, мин	19	17	18
Температура начала активной реакции отверждения, $^\circ\text{C}$	155	149	151–152
Тепловой эффект отверждения связующего в препреге, Дж/г	154	162	96–97
Температура пика на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии, $^\circ\text{C}$	173	173	173–174

Показано, что разработанная технология позволяет изготавливать препреги ВСЭ-67/Т-64(ВМП)-78, ВСЭ-67/РВМПН10-1200-14 и ВСЭ-67/УМТ49S-12К-ЕР с расчетными значениями весовой доли связующего и массы 1 м² препрега.

Толщина монослоя и модуль упругости при растяжении композитов на основе полученных препрегов ВСЭ-67/Т-64(ВМП)-78, ВСЭ-67/РВМПН10-1200-14 и ВСЭ-67/УМТ49S-12К-ЕР соответствуют предъявляемым требованиям (табл. 4).

Таблица 4

**Свойства полимерных композиционных материалов
ВПС-74, ВПС-74 и ВКУ-70 при температуре испытаний 20 °С**

Показатель	Значения показателей для материалов		
	ВПС-74/Т-64(ВМП)-78	ВПС-74	ВКУ-70
Толщина монослоя, мм	0,083–0,089	0,200–0,207	0,121–0,132
Температура стеклования полимерной матрицы, °С	184–196	183–194	169–173
Плотность, г/см ³	1,821–1,901	1,994–2,051	1,540–1,575
Предел прочности при растяжении, МПа	415–480	1690–1820	1750–2030
Модуль упругости при растяжении, ГПа	30,5–32,5	51,5–58,5	134–153
Относительное удлинение при разрыве, %	2,8–3,5	3,1–3,5	1,1–1,4
Предел прочности, МПа:			
– при сжатии	610–800	1580–1750	1210–1310
– при изгибе	1020–1110	1850–2090	1450–1830
– при межслойном сдвиге	82–103	82–103	96–103
– при сдвиге в плоскости листа	81,5–93,0	77,5–81,0	85,0–88,0

Заключения

Исследованы препреги и ПКМ на основе расплавного связующего ВСЭ-67 и отечественных наполнителей: стеклоткани Т-64(ВМП)-78 конструкционного типа (на основе высокопрочных волокон марки ВМП), однонаправленного стеклоровинга РВМПН10-1200-14 и углеродного однонаправленного наполнителя УМТ49S-12К-ЕР. Разработана технология изготовления препрегов с установленными весовыми параметрами. Уровень физико-механических характеристик ПКМ на основе полученных препрегов позволяет рекомендовать их для применения в лопастях перспективных вертолетов.

Список источников

1. Composites take off ... in some civil helicopters // CompositesWorld.com. URL: <https://www.compositesworld.com/articles/composites-take-off-in-some-civil-helicopters> (дата обращения: 22.07.2023).
2. Башаров Е.А., Вагин А.Ю. Анализ применения композиционных материалов в конструкции планеров вертолетов // Труды МАИ. 2017. № 92. С. 1–33.
3. Composites-intensive helicopter makes commercial debut // CompositesWorld.com. URL: <https://www.compositesworld.com/news/composites-intensive-helicopter-makes-commercial-debut> (дата обращения: 22.07.2023).
4. Weber T.A., Ruff-Stahl H.-J.K. Advances in Composite Manufacturing of Helicopter Parts // International Journal of Aviation, Aeronautics and Aerospace. 2017. Vol. 4. Is. 1. P. 1–33.
5. Kablov E.N., Erofeev V.T., Zotkina M.M., Dergunova A.V., Moiseev V.V., Rimshin V.I. Plasticized эпоху composites for manufacturing of composite reinforcement // Journal of Physics: Conference Series: International Conference on Engineering Systems 2020. 2020. Vol. 1687. P. 012031.
6. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.

7. Онищенко Г.Г., Каблов Е.Н., Иванов В.В. Научно-технологическое развитие России в контексте достижения национальных целей: проблемы и решения // *Инновации*. 2020. № 6 (260). С. 3–16.
8. Гуняев Г.М., Сорокина Т.Г., Хорошилова И.П., Румянцев А.Ф. Конструкционные эпоксидные углепластики // *Авиационная промышленность*. 1984. № 12. С. 2–16.
9. Белинис П.Г., Лукьяненко Ю.В., Рогожников В.Н., Цыкун Р.Г., Донецкий К.И. Конструкционная многослойная тканая преформа для изготовления фрагмента интегральной панели летательного аппарата // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-114-124.
10. Антипов В.В., Сомов А.В., Сидельников В.В., Нефедова Ю.Н., Огурцов П.С., Соловьев В.А. Технологические особенности формообразования огнестойкого легкого слоистого материала для изготовления капота двигателя вертолета // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-90-100.
11. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
12. Завалов О.А. Конструкция несущих и рулевых винтов вертолетов. М.: МАИ, 2001. 72 с.
13. Попов Ю.О., Колокольцева Т.В., Гусев Ю.А., Громова А.А. Разработка конструктивно-технологического решения листового стеклопластика для обшивок хвостовых отсеков лопасти несущего винта вертолета // *Труды ВИАМ*. 2016. № 1 (37). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.07.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-36-41.
14. Мийченко И.П. Технология полуфабрикатов полимерных материалов. СПб.: НОТ, 2012. 374 с.
15. Composite Materials Handbook-17. SAE International, 2012. Vol. 1: Polymer matrix composites guidelines for characterization of structural materials. P. 96.
16. Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Усачева М.Н., Громова А.А. Препреги и стеклопластики на основе связующего ВСП-3М и стеклотканей для применения в составе конструкций лопастей вертолетов // *Труды ВИАМ*. 2022. № 3 (109). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.07.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-27-34.

References

1. *Composites take off ... in some civil helicopters*. Available at: <https://www.compositesworld.com/articles/composites-take-off-in-some-civil-helicopters> (accessed: July 22, 2023).
2. Basharov E.A., Vagin A.Yu. Analysis of the use of composite materials in the design of helicopter airframes. *Trudy MAI*, 2017, no. 92, pp. 1–33.
3. *Composites-intensive helicopter makes commercial debut*. CompositesWorld.com. Available at: <https://www.compositesworld.com/news/composites-intensive-helicopter-makes-commercial-debut> (accessed: July 22, 2023).
4. Weber T.A., Ruff-Stahl H.-J.K. Advances in Composite Manufacturing of Helicopter Parts. *International Journal of Aviation, Aeronautics and Aerospace*, 2017, vol. 4, is. 1, pp. 1–33.
5. Kablov E.N., Erofeev V.T., Zotkina M.M., Dergunova A.V., Moiseev V.V., Rimshin V.I. *Plasticized epoxy composites for manufacturing of composite reinforcement*. Journal of Physics: Conference Series: International Conference on Engineering Systems 2020, 2020, vol. 1687, p. 012031.
6. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new generation materials. *Reports XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*; in 6 vol. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
7. Onishchenko G.G., Kablov E.N., Ivanov V.V. Scientific and technological development of Russia in the context of achieving national goals: problems and solutions. *Innovatsii*, 2020, no. 6 (260), pp. 3–16.

8. Gunyaev G.M., Sorina T.G., Khoroshilova I.P., Rumyantsev A.F. Structural epoxy carbon fiber reinforced plastics. *Aviatsionnaya promyshlennost*, 1984, no. 12, pp. 2–16.
9. Belinis P.G., Lukyanenko Yu.V., Rogozhnikov V.N., Tsykun R.G., Donetskii K.I. Design research on a structural multilayer woven preform of an integral panel fragment for aircraft. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 29, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-114-124.
10. Antipov V.V., Somov A.V., Sidelnikov V.V., Nefedova Yu.N., Ogurtsov P.S., Soloviev V.A. Technological features of shaping fire-resistant light laminated material for helicopter engine hood manufacturing. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 29, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-90-100.
11. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 29, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
12. Zavalov O.A. *Design of helicopter rotors and tail rotors*. Moscow: MAI, 2001, 72 p.
13. Popov Y.O., Kolokolceva T.V., Gusev Y.A., Gromova A.A. Development of the constructive and technological solution for a sheet fibreglass for tail section skins of helicopter rotor blades. *Trudy VIAM*, 2016, no. 1 (37), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 28, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-42-49.
14. Miychenko I.P. *Technology of semi-finished polymer materials*. St. Petersburg: NOT, 2012. 374 p.
15. *Composite Materials Handbook-17*. SAE International, 2012. Vol. 1: Polymer matrix composites guidelines for characterization of structural materials, p. 96.
16. Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Usacheva M.N., Gromova A.A. Prepregs and fiberglass based on VSR-3M binder and fiberglass fabrics for use in helicopter blades. *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 27, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-27-34.

Информация об авторах

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

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

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

Громова Анна Анатольевна, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Anna A. Gromova, Deputy Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 26.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 06.10.2023.
The article was submitted 26.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 06.10.2023.

Научная статья

УДК 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-56-65

ПРЕПРЕГ И УГЛЕПЛАСТИК НА ОСНОВЕ СВЯЗУЮЩЕГО ВСР-3М И УГЛЕРОДНОЙ ТКАНИ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В СОСТАВЕ КОНСТРУКЦИЙ ЛОПАСТЕЙ РУЛЕВОГО ВИНТА ВЕРТОЛЕТОВ

Т.В. Колокольцева¹, Ю.О. Попов¹, И.А. Ланцов¹, Ю.А. Гусев¹

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

Аннотация. Представлены основные результаты по разработке препрега и углепластика на основе связующего ВСР-3М и углеродной ткани марки ВТкУ-2.200. Описаны процесс исследования препрега, технология его изготовления на пропиточной установке, выбор основных параметров пропитки. Правильный подбор параметров пропитки гарантирует получение материалов с требуемыми свойствами. Приведены также результаты исследования свойств препрега, полученного по выбранному технологическому режиму, и изготовленного из него углепластика.

Ключевые слова: углепластик, препрег, лопасти вертолета, связующее, полимерные композиционные материалы, изделия авиационного назначения

Для цитирования: Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Ланцов И.А., Гусев Ю.А. Препрег и углепластик на основе связующего ВСР-3М и углеродной ткани для применения в составе конструкций лопастей рулевого винта вертолетов // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-56-65.

Scientific article

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

T.V. Kolokoltseva¹, Yu.O. Popov¹, I.A. Lantsov¹, Yu.A. Gusev¹

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

Abstract. This article presents the main results on the development of prepreg and carbon fiber based on the VSR-3M resin and carbon fabric grade VTkU-2.200. The process of studying prepreg, the technology of its production in an impregnation installation, and the selection of the main parameters of impregnation are described. Correct selection of impregnation parameters guarantees the production of materials with the required properties. The results of a study of the properties of prepreg obtained using the selected technological mode and carbon fiber reinforced plastic made from it are also presented.

Keywords: carbon plastic, prepreg, helicopter blades, resin, polymer composite materials, aviation products

For citation: Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Lantsov I.A., Gusev Yu.A. Prepregs and fiberglass based on VSR-3M resin and fiberglass fabrics for use in helicopter blades. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-56-65.

Введение

В общем случае термин *композит* обычно означает *состоящий из нескольких частей*. В материаловедении, упоминая *композиционный материал*, имеют в виду материал, представляющий собой совокупность двух или более компонентов с различной природой и взаимодополняющими свойствами, который обладает более высокими характеристиками по сравнению с исходными компонентами.

Полимерная матрица (связующее) связывает материалы в единую структурную единицу, защищая их от внешних повреждений, при этом происходит распределение приложенных нагрузок между волокнами, что во многих случаях приводит к улучшению таких свойств, как пластичность и прочность. В полимерных композиционных материалах (ПКМ) требуется прочная межфазная связь между волокном и матрицей, поскольку матрица должна образовывать механические и химические связи с волокнами. Волокно и матрица также должны быть химически совместимыми, особенно при высоких температурах окружающей среды. Матрица также определяет уровень влагопоглощения и диапазон температурных ограничений использования ПКМ. Если требуется высокая прочность и химическая стойкость для конструкции, то, как правило, используется эпоксидное связующее. Связующее увеличивает коррозионную стойкость, защищает волокно от внешних повреждений, а также повышает прочность и устойчивость к поверхностным ударам, порезам, истиранию и другим механическим воздействиям [1].

Наполнители различной природы используются в качестве армирующего компонента и являются основным несущим элементом композиционного материала. Они обеспечивают в готовом ПКМ прочность и жесткость конструкции в направлении волокон, что обуславливается модулем упругости волокон и схемой армирования. Детали, изготавливаемые из армированных ПКМ, можно спроектировать так, чтобы ориентация волокон обеспечивала оптимальные механические свойства и удовлетворяла комплексу эксплуатационных и технологических требований [2].

Наполнители на основе углеродных волокон, обладающие множеством уникальных свойств, наиболее часто используются в современных ПКМ с полимерной матрицей. Такие материалы применяются во многих инженерных конструкциях [1]. В настоящее время ПКМ, армированные углеродным волокном, широко используются для спортивного инвентаря, сосудов высокого давления, корпусов ракетных двигателей, в конструкциях самолетов и вертолетов (например, в крыльях, лопастях, элементах фюзеляжа), которые изготавливают различными методами [3–9].

Углеродное волокно – один из самых современных и перспективных конструкционных материалов. Это относительно новый материал, который имеет очень высокую стоимость, что существенно ограничивает его применение. Тем не менее углеродное волокно обладает многими перспективными свойствами, такими как высокие модуль упругости и предел прочности при растяжении, высокое сопротивление ползучести, низкий температурный коэффициент линейного расширения, относительно высокая теплопроводность и низкая восприимчивость к тепловым ударам. Основными недостатками являются склонность к высокотемпературному окислению и высокая электропроводность.

В отличие от однонаправленных наполнителей, которые реализуют свойства только в направлении волокон, тканые наполнители реализуют их в двух направлениях – по основе и утку. Композит на основе тканых наполнителей обеспечивает большую гибкость при выкладке сложных форм.

Для авиационных конструкций предпочтительнее использовать плотно плетеные ткани, чтобы снизить массу, минимизировать размер пустот в смоле и сохранить заданную ориентацию волокон во время формования.

Тканые конструкционные наполнители обычно изготавливают из армирующих жгутов, пряжей или нитей, которые сцепляются друг с другом при размещении сверху или снизу во время процесса ткачества. Свойства тканей зависят от их внутреннего строения, плотности плетения нитей, вида пряжи и условий производства.

Существуют различные виды тканей в зависимости от переплетения по основе (волокно расположено по направлению длины ткани) и утку (волокно переплетает ткань поперек ее длины). В зависимости от вида ткани, ее армирования и типа применяемого волокна можно получать ПКМ с различными характеристиками. Наиболее распространенными видами тканей являются полотняные, сатиновые и саржевые.

Полотняные ткани получают в результате чередования нити утка под и над пересекающейся с ней нитью основы. Такая ткань имеет равномерную плотность и среднюю прочность, одинаковую вдоль и поперек основы, но при этом небольшую драпирующую способность, в результате чего механические характеристики будущего ПКМ будут низкими и возникнут препятствия при изготовлении деталей сложной формы [10].

Сатиновые ткани получают, когда одна нить основы переплетена несколькими нитями утка сверху (не менее четырех) и одной нитью снизу. Ткань имеет высокую плотность по основе и утку. Следует учитывать, что у этих тканей выраженная асимметричность. Ткань имеет большую прочность и жесткость вдоль основы, чем по утку [11].

Саржевые (диагональные) ткани получают при переплетении одной или более нитей основы двумя или более нитями утка поочередно. У таких тканей прямой или изломанный диагональный рисунок. Саржевые ткани имеют лучшую гибкость и драпируемость по сравнению с другими типами тканей. Композиты на их основе имеют высокие показатели механических свойств и характеризуются высокой удельной жесткостью, прочностью, стабильностью и выносливостью [11, 12]. Углепластики на основе саржевой ткани можно использовать при изготовлении обшивок лопастей вертолетной техники, конструкций фюзеляжа, каркасов автомобилей и других конструкций гражданского назначения [12].

При выборе наполнителя необходимо учитывать требования по толщине монослоя и значения модуля упругости при растяжении для разрабатываемого ПКМ.

В данной работе в качестве наполнителя выбрана равнопрочная углеродная ткань ВТкУ-2.200, имеющая тип переплетения саржа 2/2, так как такая ткань позволяет получить высокую драпируемость и гибкость, а также симметричную структуру, что обеспечивает равную прочность по направлениям основы и утка и наиболее соответствует направлению действующих напряжений в готовом материале.

Поверхностная плотность ткани ВТкУ-2.200 составляет 200 г/м^2 , что позволяет получать ПКМ с заданной толщиной одного слоя (0,20–0,24 мм) при оптимальном соотношении компонентов.

Материалы и методы

Препрег на основе расплавленного эпоксидного связующего ВСР-3М и конструкционной углеродной ткани марки ВТкУ-2.200 с номинальной плотностью 200 г/м^2 получали методом расплава на установке для пропитки наполнителей.

Перед пропиткой определяли поверхностную плотность ткани по ГОСТ 29104.1–91 для получения значений плотности пленки связующего, чтобы не выйти за пределы расчетных параметров препрега.

Для контроля правильности выбранных параметров процесса пропитки наполнителя расплавленным связующим отбирали пробы материала размером $100 \times 100 \text{ мм}$. Контролировали параметр массы 1 м^2 препрега по методике ГОСТ Р 56796–2015.

Выполняли раскрой полученного рулона препрега на образцы для последующих испытаний (размер 100×100 мм) и для формования плит углепластика (размер 300×300 мм).

Образцы размером 100×100 мм исследовали по ГОСТ Р 56796–2015, определяя массу 1 м² наполнителя и препрега, а также массовую долю связующего. Время гелеобразования связующего в препреге определяли по ММ 1.595-11-138–2002.

Углепластик в виде плит размером 300×300 мм выкладывали послойно по схеме армирования [0°] и формовали в автоклаве.

Готовые плиты углепластика разрезали на образцы по направлению приложения нагрузки 0 градусов. Проводили испытания на растяжение с определением предела прочности, модуля упругости и относительного удлинения по ГОСТ Р 56785–2015, на сжатие с определением предела прочности и модуля упругости по ГОСТ Р 56812–2015, на изгиб с определением предела прочности по ГОСТ Р 56805–2015. Плотность образцов определяли по ГОСТ 15139–69, температуру стеклования с определением теплового эффекта при отверждении связующего в препреге – по ГОСТ Р 56753–2015 (метод В).

Образцы исследовали на испытательных машинах. Для измерения массы образцов их взвешивали на весах с точностью до четвертого десятичного знака с наибольшим пределом взвешивания 210 г, дискретностью отсчета 0,0001 г, классом точности I по ГОСТ Р 53228–2008. Для определения линейных значений использовали металлическую линейку с ценой деления 1 мм по ГОСТ 427–75.

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

Основные требования, предъявляемые к исследуемому углепластику, представлены в табл. 1.

Таблица 1

Основные требования, предъявляемые к углепластику при 20 °С

Показатель	Требуемое значение показателя
Модуль упругости при растяжении, ГПа (среднее значение)	≥50
Толщина монослоя, мм (номинальное значение)	0,20–0,24

Для обеспечения стабильных свойств препрега и углепластика предъявлено дополнительное требование – отклонение по содержанию связующего в препреге не более 3 % от номинала.

Результаты и обсуждение

Для выбора состава композита (отношение количества связующего к наполнителю) можно применить правило смесей, которое позволяет реализовать аддитивную схему расчета свойств. Следовательно, между свойствами композита (прочностью, жесткостью и пр.) и качеством каждого из компонентов существует прямая зависимость.

С учетом этого выбрали объемную долю наполнителя в ПКМ – от 51 до 57 % (типовое содержание для углепластиков конструкционного типа на основе равнопрочных тканых наполнителей) [13, 14]. Этот объем, занимаемый тканью в композите, достаточен для получения высокого уровня упруго-прочностных характеристик, при этом риск образования пористости от недостаточного количества связующего минимален (композит имеет сплошную бездефектную структуру). Поры снижают объемную долю наполнителя в композите и являются концентраторами напряжений, резко снижающих

общий уровень прочностных характеристик, при этом ограничивая стабильность свойств ПКМ, позволяя проникать влаге и воздействовать агрессивным средам на материал.

Для выбранного интервала объемной доли наполнителя (51–57 %) в композите спрогнозировали толщину монослоя углепластика с использованием зависимости, описанной формулой (1). При этом принят во внимание разброс значений поверхностной плотности наполнителя $200 \pm 10 \text{ г/м}^2$:

$$\delta_{\text{моно}} = \frac{m_{\text{н}}}{10 \cdot \gamma_{\text{н}} \cdot V_{\text{н}}}, \quad (1)$$

где $\delta_{\text{моно}}$ – толщина монослоя углепластика, мм; $m_{\text{н}}$ – масса 1 м^2 наполнителя, г; $\gamma_{\text{н}}$ – плотность наполнителя г/м^3 ; $V_{\text{н}}$ – объемная доля наполнителя, %

Полученные результаты приведены в табл. 2.

Установлено, что расчетная толщина монослоя углепластика при заданных значениях показателей $V_{\text{н}}$ и $m_{\text{н}}$ может изменяться в пределах от 0,19 до 0,23 мм (при среднем значении 0,21 мм, что соответствует поставленным требованиям). Для реализации этих свойств углепластика в изделии препрег должен обладать определенным набором весовых характеристик – содержание связующего ($P_{\text{св}}$), массы пленки связующего ($m_{\text{св}}$) и препрега ($m_{\text{пр}}$) в расчете на единицу площади при известных показателях плотности связующего ($\gamma_{\text{св}}$) и наполнителя ($\gamma_{\text{н}}$). Указанные характеристики рассчитаны с использованием следующих зависимостей:

$$V_{\text{н}} = \frac{m_{\text{н}} / \gamma_{\text{н}}}{(m_{\text{н}} / \gamma_{\text{н}}) + (m_{\text{св}} / \gamma_{\text{св}})} \cdot 100 \%, \quad (2)$$

$$m_{\text{пр}} = m_{\text{н}} + m_{\text{св}}, \quad (3)$$

$$P_{\text{св}} = \frac{m_{\text{св}}}{m_{\text{пр}}} \cdot 100 \%. \quad (4)$$

Эти показатели определены для каждого из множества значений $V_{\text{н}}$ и $m_{\text{н}}$. Полученные расчетные значения приведены в табл. 2.

Таблица 2

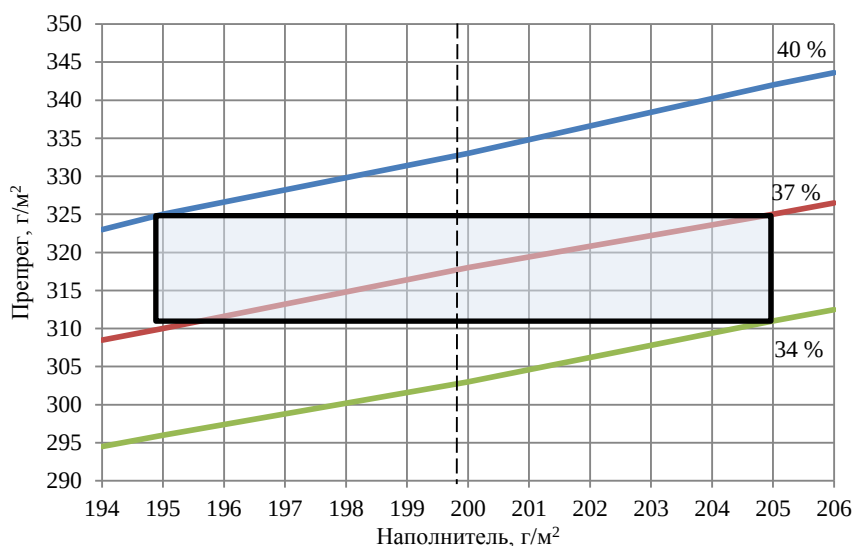
Расчетные значения свойств препрега и углепластика на его основе

Объемная доля наполни- теля, %	Масса 1 м ² наполните- ля, г	Плотность наполните- ля, г/см ³	Плотность связующе- го, г/см ³	Толщина моно- слоя, мм	Масса 1 м ² пленки свя- зующего, г	Масса 1 м ² препрега, г	Весовое со- держание связующего, %
57	190	1,79	1,23	0,186	98	288	34
54				0,197	111	301	37
51				0,208	125	315	40
57	195			0,191	101	296	34
54				0,202	114	309	37
51				0,214	129	324	40
57	200			0,196	104	304	34
54				0,207	117	317	37
51				0,219	132	322	40
57	205			0,201	106	311	34
54				0,212	120	325	37
51				0,225	135	340	40
57	210			0,206	109	319	34
54				0,217	123	333	37
51				0,230	139	349	40

Анализ расчетных данных по весовым характеристикам препрега показал, что препрег с содержанием связующего $37 \pm 3 \%$ в диапазоне допустимых изменений значений массы наполнителя $200 \pm 10 \text{ г/м}^2$ может обеспечить в углепластике толщину слоя от 0,19 до 0,23 мм (среднее значение 0,21 мм – при условии сохранения связующего в пакете при формовании) при объемном содержании углеродного наполнителя от 51 до 57 %, которое обеспечивает (как показали дальнейшие исследования свойств углепластика) достаточно высокий уровень физико-механических характеристик.

Следует отметить, что показатель массы препрега $m_{\text{пр}}$ (в расчете на единицу площади из этого диапазона) будет напрямую влиять на массу изделия из слоистого ПКМ, а разброс его значений – на стабильность этого показателя.

На рисунке представлена графическая интерпретация зависимостей показателя массы 1 м^2 препрега $m_{\text{пр}}$ от показателя массы 1 м^2 наполнителя $m_{\text{н}}$, приведенных для уровней весовых долей связующего 34, 37 и 40 %. Зависимости построены для значений показателя $m_{\text{н}}$ в диапазоне $200 \pm 5 \text{ г/м}^2$, что отражает реальную картину фактических значений, указанных в сертификатах качества на углеродную ткань. На графике выделена область, полученная путем наложения определенных ограничений на значения для препрега $311 \leq m_{\text{пр}} \leq 325 \text{ г/м}^2$. Любые сочетания значений показателей $m_{\text{пр}}$ и $m_{\text{н}}$ в границах этой области позволяют получать препрег с содержанием $37 \pm 3 \%$. Эти результаты использованы при разработке технологии изготовления препрега с воспроизводимыми параметрами, зафиксированными в технических условиях на препрег.



Зависимости показателей массы 1 м^2 наполнителя и препрега

С помощью удельных характеристик препрега $m_{\text{св}}$ и $m_{\text{пр}}$ выполнены необходимые исследования процесса пропитки армирующего наполнителя углеродной ткани ВТкУ-2.200 расплавом связующего ВСП-3М с целью отработки технологии изготовления экспериментальных образцов препрега ВСП-3М/ВТкУ-2.200, предназначенных для получения образцов разрабатываемого углепластика, свойства которого должны соответствовать поставленным требованиям. Для изготовления экспериментальных образцов препрега использовали пропиточную установку. Характеристика $m_{\text{св}}$ позволяет настроить устройство нанесения связующего на пропиточной установке для получения пленки заданной массы. Показатель массы препрега $m_{\text{пр}}$ на выходе из пропиточной установки служит для оценки правильности выбираемого технологического режима пропитки – по уровню этого показателя происходит корректировка режимов пропитки.

Технология изготовления препрегов на основе расплавных связующих состоит из следующих операций:

- получение пленки связующего на антиадгезионной бумаге при помощи устройств для нанесения связующего – коутеров;
- совмещение пленки и углеродной ткани при прохождении нагревательных столов и каландрирующих валов;
- охлаждение препрега, снятие антиадгезионной бумаги и замена ее на полиэтиленовую пленку с последующей намоткой на картонную шпулю.

Влияние параметров пропитки на качество препрега подробно описано в работе [15].

При определенном выбранном сочетании технологических параметров процесса пропитки на вышеуказанной пропиточной установке расплавным методом изготовлены экспериментальные образцы препрега ВСП-3М/ВТкУ-2.200 и исследованы его свойства.

В табл. 3 приведены весовые характеристики препрега, показатели реакционной способности и времени гелеобразования связующего в препреге.

Таблица 3

**Свойства препрега на основе связующего ВСП-3М
и углеродной ткани марки ВТкУ-2.200**

Свойства	Значения свойств
Весовое содержание связующего, %	36–38
Поверхностная плотность препрега, г/м ²	311–322
Поверхностная плотность наполнителя, г/м ²	197–202
Тепловой эффект при отверждении связующего в препреге, Дж/г	382–387
Температура начала активной реакции отверждения, °С	156–159
Температура пика ДСК, °С	175–176
Время гелеобразования связующего в препреге при температуре 130 ± 2 °С, мин	24–25

Установлено, что поверхностная плотность изготовленного препрега ВСП-3М/ВТкУ-2.200 укладывается в интервалы расчетных значений этого параметра, что свидетельствует о правильности выбранных значений параметров технологического процесса изготовления препрега. Весовое содержание связующего в препреге ВСП-3М/ВТкУ-2.200 не выходит за пределы 37±3 %.

Из полученного препрега методом вакуум-автоклавного формования изготовили опытные партии плит углепластика со схемой армирования слоев наполнителя [0°], из которых вырезали образцы для определения характеристик ПКМ. Результаты представлены в табл. 4.

Таблица 4

Свойства углепластика на основе препрега ВСП-3М/ВТкУ-2.200

Свойства	Значения свойств для углепластика марки ВКУ-46/ВТкУ-2.200
Плотность, г/см ³	1,52
Толщина монослоя, мм	0,208
Объемная доля наполнителя, %	53,65
Модуль упругости при растяжении, ГПа	65,5
Предел прочности, МПа: при растяжении при изгибе при сжатии	600 870 690
Модуль упругости при сжатии, ГПа	54,3
Примечание. Приведены средние значения характеристик, полученные при температуре испытаний 20 °С; схема укладки армирующего наполнителя [0°] _л .	

Установлено, что углепластик на основе исследуемого препрега ВСР-3М/ВТкУ-2.200 соответствует заданным требованиям по показателям толщины монослоя и модуля упругости при растяжении, приведенным в табл. 1.

По результатам комплекса проведенных исследований свойств указанный углепластик может использоваться в конструкциях агрегатов несущей системы вертолетов как материал внешнего контура, воспринимающий нагрузки при скручивании, в том числе для изготовления обшивок хвостовых отсеков трехслойной конструкции.

Заключения

Выбран диапазон объемного содержания углеродного наполнителя, обеспечивающий достаточно высокий уровень упруго-прочностных характеристик и монолитную структуру композита. Выполнен расчет для прогнозирования толщины одного слоя (монослоя) углепластика с учетом выбранного диапазона содержания углеродного наполнителя. С целью выбора весовых параметров препрега, обеспечивающих необходимые свойства углепластика, выполнены расчеты основных характеристик препрега: содержания связующего, массы пленки связующего и массы препрега в расчете на единицу площади. Установлены также пределы содержания связующего в препреге: $37 \pm 3 \%$, что обеспечит в углепластике объемное содержание наполнителя в интервале от 51 до 57 %.

Предварительно рассчитанные значения весовых характеристик препрега использовали при настройке устройства нанесения пленки и калибрующих узлов пропиточной установки в процессе отработки технологии изготовления препрега с установленной массой связующего на единицу площади.

В соответствии с выбранными технологическими параметрами процесса пропитки расплавленным методом на установке пропитки тканей изготовлен препрег на основе расплавленного эпоксидного связующего ВСР-3М и конструкционной углеродной ткани марки ВТкУ-2.200 с номинальной плотностью 200 г/м^2 и исследованы его весовые характеристики. Установлено, что масса препрега на единицу площади укладывается в расчетные значения. Это свидетельствует о том, что параметры технологического процесса для изготовления материала выбраны правильно.

Методом послойной выкладки заготовок препрегов с последующим формованием в высокотемпературном автоклаве изготовлен углепластик для проведения испытаний и исследованы его свойства.

По результатам комплекса проведенных исследований свойств углепластик может использоваться в конструкциях агрегатов несущей системы вертолетов и применяться в комплексе с гибридными и однонаправленными материалами на основе связующего ВСР-3М.

Список источников

1. Haidar F. AL-Qrimli, Fadhil A. Mahdi, Firas B. Ismail. Carbon/Epoxy Woven Composite Experimental and Numerical Simulation to Predict Tensile Performance // *Advances in Materials Science and Applications*. 2015. Vol. 4. Is. 2. P. 33–41.
2. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие / под ред. А.А. Берлина. СПб.: ЦОП «Профессия», 2011. 560 с.
3. Тимошков П.Н., Гончаров В.А., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Развитие автоматизированной выкладки: от истоков до наших дней (обзор). Часть 1. Автоматизированная выкладка лент (ATL) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-51-61.

4. Тимошков П.Н., Гончаров В.А., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Развитие автоматизированной выкладки: от истоков до наших дней (обзор). Часть 2. Автоматизированная выкладка волокон (AFP) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 11. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-117-127.
5. Тимошков П.Н., Гончаров В.А., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Развитие автоматизированной выкладки: от истоков до наших дней (обзор). Часть 3. Сравнение технологий ATL и AFP. Гибридная технология ATL/AFP // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-43-50.
6. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
7. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения // *Вестник РФФИ*, 2017. № 3. С. 97–105.
8. Каблов Е.Н. ВИАМ: Материалы нового поколения для ПД-14 // *Крылья Родины*. 2019. № 7–8. С. 54–58.
9. Weber T.A., Ruff-Stahl H.-J.K. Advances in Composite Manufacturing of Helicopter Parts // *International Journal of Aviation, Aeronautics and Aerospace*. 2017. Vol. 4. Is. 1. P. 1–33.
10. Сидорина А.И., Сафронов А.М., Куцевич К.Е., Клименко О.Н. Углеродные ткани для изделий авиационной техники // *Труды ВИАМ*. 2020. № 12 (94). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-47-58.
11. Справочник по композиционным материалам: в 2-х кн. / под ред. Дж. Любина; Пер. с англ. А.Б. Геллера, М.М. Гельмонта. М.: Машиностроение, 1988. Кн. 1. 448 с.
12. Qiang Liu, Yongzhou Lin, Zhijian Zong, Guangyong Sun, Qing Li. Lightweight design of carbon twill weave fabric composite body structure for electric vehicle // *Composite Structures*. 2013. Vol. 97. P. 231–238.
13. HexPly Prepreg Technology [Электронный ресурс]. URL: https://www.hexcel.com/user_area/content_media/raw/Prepreg_Technology.pdf (дата обращения: 20.09.2023).
14. Composite Materials Handbook-17 (CMH-17). SAE International, 2012. Vol. 1: Polymer matrix composites guidelines for characterization of structural materials. P. 96.
15. Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Усачева М.Н., Громова А.А. Препреги и стеклопластики на основе связующего ВСП-3М и стеклотканей для применения в составе конструкций лопастей вертолетов // *Труды ВИАМ*. 2022. № 3 (109). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-27-34.

References

1. Haidar F. AL-Qrimli, Fadhil A. Mahdi, Firas B. Ismail. Carbon/Epoxy Woven Composite Experimental and Numerical Simulation to Predict Tensile Performance. *Advances in Materials Science and Applications*, 2015, vol. 4, is. 2, pp. 33–41.
2. *Polymer composite materials: structure, properties, technology*: textbook. manual. Ed. A.A. Berlin. St. Petersburg: Profession, 2011, 560 p.
3. Timoshkov P.N., Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrul'kov A.V. The development of automated laying: from the beginning to our days (review). Part 1. Automated Tape Laying (ATL). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 20, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-51-61.
4. Timoshkov P.N., Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrul'kov A.V. The development of automated laying: from the beginning to our days (review). Part 2. Automated Fiber Placement (AFP). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 20, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-117-127.
5. Timoshkov P.N., Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrul'kov A.V. The development of automated laying: from the beginning to our days (review). Part 3. Comparison of ATL and AFP technologies. Hybrid technology of ATL/AFP. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 20, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-43-50.

6. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
7. Kablov E.N. The formation of domestic space material science. *Vestnik RFFI*, 2017, no. 3, pp. 97–105.
8. Kablov E.N. VIAM: New generation materials for PD-14. *Krylya Rodiny*, 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
9. Weber T.A., Ruff-Stahl H.-J.K. Advances in Composite Manufacturing of Helicopter Parts. *International Journal of Aviation, Aeronautics and Aerospace*, 2017, vol. 4, is. 1, pp. 1–33.
10. Sidorina A.I., Safronov A.M., Kutsevich K.E., Klimenko O.N. Carbon fabrics for aircraft products. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 01, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-47-58.
11. *Handbook of compositional materials*: in 2 book. Ed. J. Lubina; trans. from Engl. A.B. Geller, M.M. Helmont. Moscow: Mashinostroenie, 1988, book 1, 448 p.
12. Qiang Liu, Yongzhou Lin, Zhijian Zong, Guangyong Sun, Qing Li. Lightweight design of carbon twill weave fabric composite body structure for electric vehicle. *Composite Structures*, 2013, vol. 97, pp. 231–238.
13. HexPly Prepreg Technology. Available at: https://www.hexcel.com/user_area/content_media/raw/Prepreg_Technology.pdf (accessed: September 20, 2023).
14. *Composite Materials Handbook-17 (CMH-17)*. SAE International, 2012, vol. 1: Polymer matrix composites guidelines for characterization of structural materials, p. 96.
15. Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Usacheva M.N., Gromova A.A. Prepregs and fiberglass based on VSR-3M binder and fiberglass fabrics for use in helicopter blades. *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 27, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-27-34.

Информация об авторах

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

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

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

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

Information about the authors

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 24.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.10.2023.

The article was submitted 24.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 27.10.2023.

Научная статья

УДК 669.018.95:621.791.724

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-66-76

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Ф.Л. Шошев¹, И.А. Богачев¹, Д.И. Сухов¹

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

Аннотация. Исследованы структуры металлокерамического композиционного порошка сплава на основе алюминия, упрочненного частицами карбида кремния, после сфероидизации и материала, синтезированного из данного порошка методом селективного лазерного сплавления, установлены основные принципы их формирования. Изучено влияние газостатической и термической обработок на структуру синтезированного материала.

Ключевые слова: алюмоматричный композиционный материал, селективное лазерное сплавление, плазменная обработка, сфероидизация, аддитивные технологии, структура

Для цитирования: Шошев Ф.Л., Богачев И.А., Сухов Д.И. Особенности получения алюмоматричного композиционного материала методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-66-76.

Scientific article

THE FEATURES OF PROCESSING AN ALUMINUM MATRIX COMPOSITE MATERIAL BY SELECTIVE LASER MELTING

F.L. Shoshev¹, I.A. Bogachev¹, D.I. Suhov¹

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 aluminum matrix composite powder reinforced by silicon carbide particles and then spheroidized is investigated. The structure of selective laser melting material made of this powder is investigated as well. The main principles of forming of such structure are determined. In addition an effect of gasostatic and heat treatment on selective laser melting material structure is considered.

Keywords: aluminum matrix composite, selective laser melting, plasma treatment, spheroidizing, additive manufacturing, structure

For citation: Shoshev F.L., Bogachev I.A., Suhov D.I. The features of processing an aluminum matrix composite material by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-66-76.

Введение

Металлокерамические композиционные материалы имеют высокие значения прочности, трещино- и износостойкости, а также расширенный интервал рабочих температур, благодаря чему представляют интерес для использования в авиационно-космической отрасли [1].

Наиболее перспективным направлением является разработка аддитивных технологий изготовления металлокерамических композиционных материалов с применением метода селективного лазерного сплавления (СЛС), к основным преимуществам которого относят меньшую продолжительность производственного цикла, возможность изготовления сложнопрофильных деталей и элементов конструкций, недоступных либо сложных для изготовления по традиционным технологиям [2–6].

Для повышения эксплуатационных характеристик алюминиевых сплавов, например силуминов, до уровня высокопрочных алюминиевых сплавов их армируют упрочняющими частицами карбида кремния. Однако поведение частиц упрочняющей фазы в металлической матрице в процессе печати и последующей термической обработки изучено недостаточно. Актуальной задачей является изучение состояния границ раздела «матрица–частица» и связанных с этим состоянием свойств.

Установлено, что механическое легирование является наиболее предпочтительным технологическим процессом производства металлокерамических композиционных материалов, который не только предотвращает взаимодействие на границе раздела «матрица–частица» и деградацию армирующего компонента, но и обеспечивает более равномерное распределение керамических частиц в алюминиевой матрице [7].

Наиболее распространенным керамическим наполнителем для алюминиевой матрицы является карбид кремния. Он характеризуется высокой стойкостью к окислению и не взаимодействует с матрицей [8].

Для использования металлокерамических композиционных материалов в качестве сырья для аддитивных технологий необходимо получить сферическую или близкую к ней форму частиц заданного фракционного состава, что может обеспечить процесс сфероидизации [9]. Применению металлокерамических композиционных материалов на основе алюминия в аддитивных технологиях посвящен ряд работ [10–13]. В процессе синтеза данных материалов карбид кремния может взаимодействовать с алюминиевой матрицей, в результате чего образуются различные второстепенные фазы и химические соединения [14, 15].

В данной статье впервые в отечественной практике в качестве основы металлокерамических композиционных материалов опробован силумин марки ВАС1 (Al–Si–Mg–Cu), специально разработанный для применения в аддитивных технологиях. В работах [16, 17] исследовано влияние карбида кремния на микроструктуру и фазовый состав механически легированного порошка сплава ВАС1, а также сформированы подходы к получению металлокерамических композиционных порошков, пригодных для применения в технологии СЛС. Особый интерес для расширения области промышленного применения металлокерамических композиционных материалов, в том числе на основе силумина ВАС1, представляет дальнейшее исследование особенностей получения алюмоматричного композиционного материала методом СЛС сфероидизированного композиционного порошка.

Целью работы является исследование структур металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1, упрочненного частицами карбида кремния, после сфероидизации и материала, синтезированного из данного порошка методом СЛС, в состояниях до и после газостатической и термической обработок.

Материалы и методы

Для получения металлокерамического композиционного материала в качестве основы выбран порошок алюминиевого сплава марки ВАС1 [13]. Металлокерамический композиционный порошок получали методом механического легирования порошковой смеси силумина ВАС1 и карбида кремния в атриторе А-60К (компания «Диспод»). Полученный металлокерамический композиционный порошок подвергали сфероидизации в потоке термической плазмы на электродуговой установке производства ИМЕТ РАН.

Форму частиц механически легированного и сфероидизированного металлокерамического композиционного порошка определяли в соответствии с ГОСТ 25849–83 с помощью компьютерной программы Image Expert Pro 3х. Морфологию и микроструктуру порошков исследовали на растровом электронном микроскопе. Локальный химический состав порошковых частиц определяли полуколичественным методом электронно-зондового микроанализа в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Проведение анализа и обработку данных осуществляли с применением специализированного программного обеспечения для электронно-зондового микроанализа.

Гранулометрический состав порошков определяли на лазерном дифракционном анализаторе размера частиц Bettersizer 2600 в соответствии с ГОСТ Р 8.777–2011.

Получение синтезированного материала из сфероидизированного металлокерамического композиционного порошка выполняли на 3D-принтере по технологии СЛС, где применялись специально разработанные режимы с двойным экспонированием каждого слоя. Первое экспонирование проводили по режиму с низкой объемной плотностью энергии ($68,75 \text{ Дж/мм}^3$), второе – по режиму с повышенной плотностью энергии ($183,33 \text{ Дж/мм}^3$). Заданная толщина слоя составила 50 мкм. После синтеза проводили газостатическую и термическую обработки.

Влияние газостатической и термической обработок на структуру синтезированного металлокерамического композиционного материала исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и электронно-зондового микроанализа.

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

Результаты и обсуждение

Исследование металлокерамического композиционного порошка

При определении морфологии частиц металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1, легированного частицами карбида кремния, обнаружены осколочные и округлые формы (рис. 1).

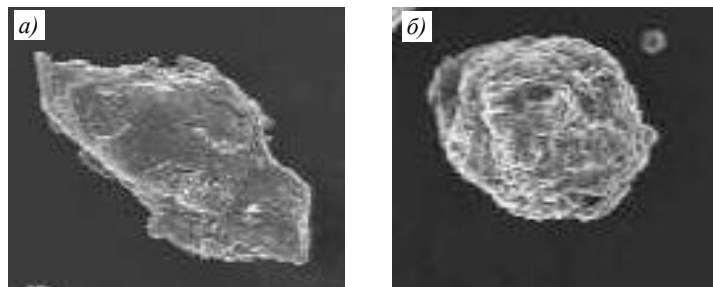


Рис. 1. Частицы металлокерамического композиционного порошка осколочной (а) и округлой (б) формы

Результаты количественного металлографического анализа приведены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты количественного металлографического анализа

Образец порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC	Доля частиц, %		Вытянутость частиц	Размеры частиц округлой формы, мкм	
	осколочной формы	округлой формы		длина	ширина
Сфероидизированный	38,4	61,6	$1,3 \pm 0,01$	$159,4 \pm 2,4$	$138,6 \pm 2,2$
Механически легированный	68,9	31,1	$1,6 \pm 0,02$	$144,8,0 \pm 1,7$	$92,5 \pm 1,1$

Поля зрения, на которых определяли форму частиц металлокерамической композиции, представлены на рис. 2.

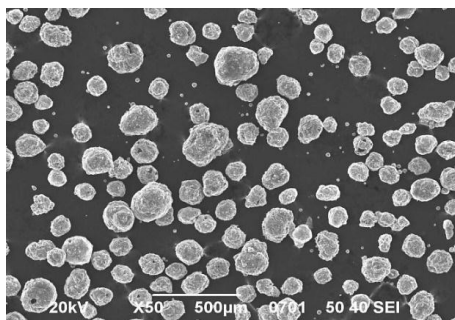


Рис. 2. Частицы металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC

По результатам исследования морфологии металлокерамического композиционного порошка установлено, что после плазменной сфероидизации доля частиц округлой формы повышается в ~2 раза по сравнению с исходной. Однако локальный химический анализ (рис. 3) частиц показал, что в процессе сфероидизации легкоплавкие элементы выгорают (табл. 2). За счет этого в массе порошка образуются дефектные частицы с крупными внутренними порами.

Таблица 2

Локальный химический состав металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC до и после сфероидизации

Образец порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC	Содержание элементов, % (по массе)				
	Al	Si	Mg	C	Cu
Механически легированный	76,7	21,7	0,7	–	0,85
Сфероидизированный:					
спектр 1	73,7	25,2	0,72	–	0,87
спектр 2	72,1	23,4	0,78	–	0,89
спектр 3	11,0	49,6	0,80	36,1	–

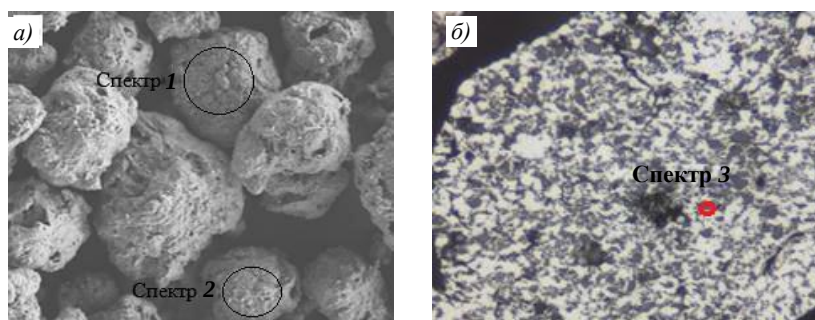


Рис. 3. Морфология (а) и микроструктура (б) частиц металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC

Данные анализа локального химического состава подтвердили наличие упрочняющих частиц карбида кремния в алюминиевой матрице металлокерамического композиционного порошка (табл. 2), однако наблюдается их неравномерное распределение в объеме частиц.

Распределение частиц по размерам механически легированного металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC при значении параметров $D[4,3]$, D_{10} , D_{50} и D_{90} соответственно 163, 113, 158 и 223 мкм:

Размер частиц, мкм	80	100	120	140	160	180	200	250	310
Объем частиц с меньшим размером, %	0,25	3,88	15,68	33,09	51,94	68,28	80,48	96,01	100

Распределение частиц по размерам сфероидизированного металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC при значении параметров $D[4,3]$, D_{10} , D_{50} и D_{90} соответственно 190, 117, 180 и 277 мкм:

Размер частиц, мкм	80	100	120	140	160	180	200	250	300	400	475
Объем частиц с меньшим размером, %	0,30	3,32	11,46	23,10	36,48	49,70	61,51	82,83	93,73	99,74	100

Соответствующие гистограммы распределения частиц представлены на рис. 4. Выявлено, что размер основной фракции металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC составляет от 100 до 250 мкм.

После плазменной обработки диапазон распределения частиц смещается в сторону фракции размером от 100 до 300 мкм. Значение размера частиц, определяющее медиану функции представленного распределения (параметр D_{50}), увеличивается по сравнению с аналогичным параметром исходного материала в среднем на 15 % за счет прореагировавших в плазме частиц и появления объемных поверхностных и внутренних пор, средний объемный диаметр частиц (параметр $D[4,3]$) увеличивается в среднем на 12 %.

Таким образом, сфероидизация приводит к увеличению размеров частиц металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC и к образованию пористости в них.

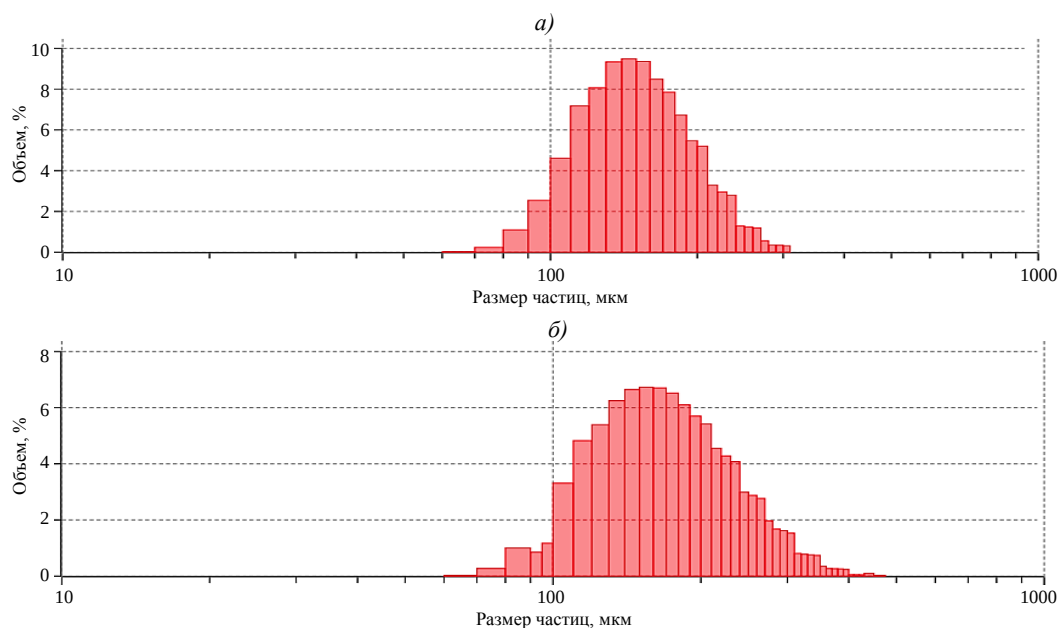


Рис. 4. Гранулометрическое распределение частиц механически легированного (а) и сфероидизированного (б) металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC

Исследование структуры синтезированного материала

Структура синтезированного материала изучена методом оптической микроскопии на нетравленных шлифах и представлена в сечениях XZ (перпендикулярно оси построения, рис. 5, а, в) и XY (параллельно оси построения, рис. 5, б, г). В структуре образца присутствуют поры округлой и неправильной формы, а также несплавления.

Характерный размер дефектов составляет от 20 до 250 мкм. Наличие подавляющего количества дефектов неправильной формы может свидетельствовать об их образовании не только в процессе СЛС, но и в исходных сфероидизированных металллокерамических композиционных частицах. Дефекты в объеме синтезированного материала распределены однородно, преимущественных областей их скопления на границах или в объеме ванн расплава не выявлено. Значения объемной доли пор составили 2,99 и 5,59 % в направлениях ХУ и ХZ соответственно.

Следует отметить, что определенная доля дефектов синтезированного материала может являться следствием наличия дефектов (газовых пор) в структуре полученных сфероидизированных металллокерамических композиционных частиц сплава ВАС1 + 7,5 % SiC. При использовании в процессе СЛС более плотных частиц порошка возможно достижение более низких показателей дефектности синтезированного материала. Вместе с тем сокращение диапазона размеров частиц порошка и смещение фракционного состава в сторону наиболее часто используемой в СЛС фракции порошка размером 10–63 мкм также могут способствовать улучшению качества получаемого синтезированного материала, так как появляется возможность уменьшить толщину слоя и плотность энергии лазера.

Результаты рентгеноструктурного анализа синтезированных образцов сплава ВАС1 + 7,5 % SiC представлены на рис. 6. В структуре материала присутствуют твердые растворы на основе алюминия и на основе кремния, отчетливо обнаруживается карбид алюминия. В процессе синтеза частицы SiC частично диссоциировали, по-видимому, вследствие высокой энергетики процесса СЛС, кремний высвободился в виде отдельных частиц, а углерод образовал карбиды алюминия типа Al_nC_m , преимущественно Al_4C_3 .

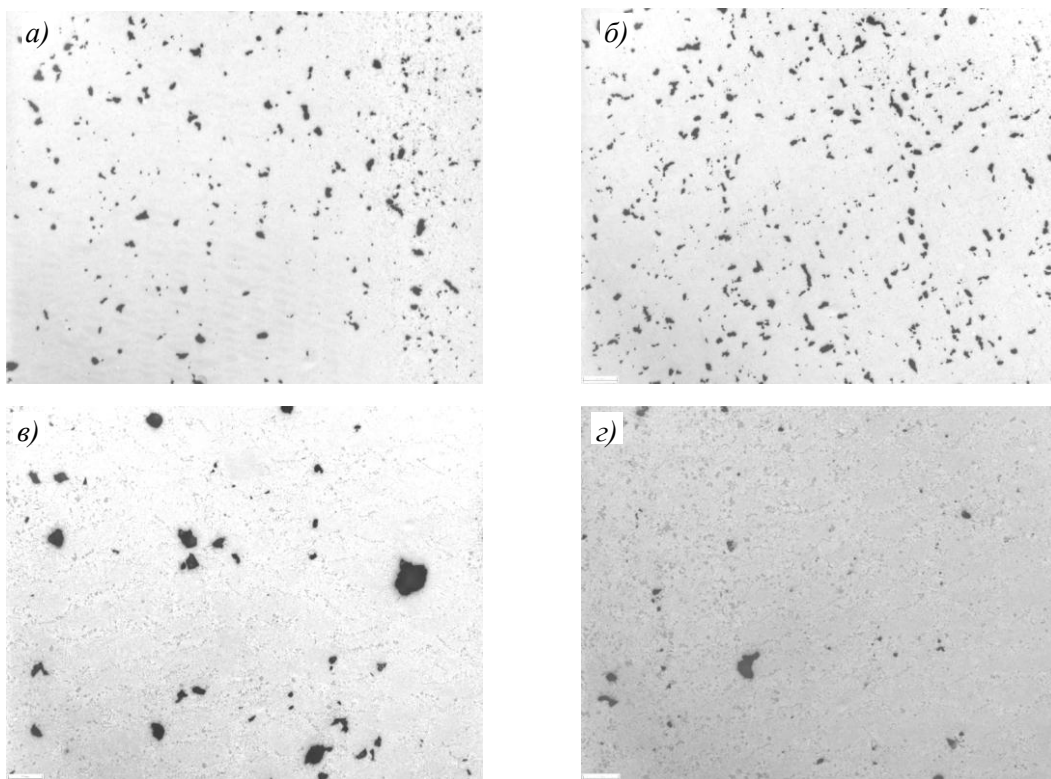


Рис. 5. Структура синтезированного материала состава ВАС1 + 7,5 % SiC в сечениях ХZ (а, в) и ХУ (б, г)

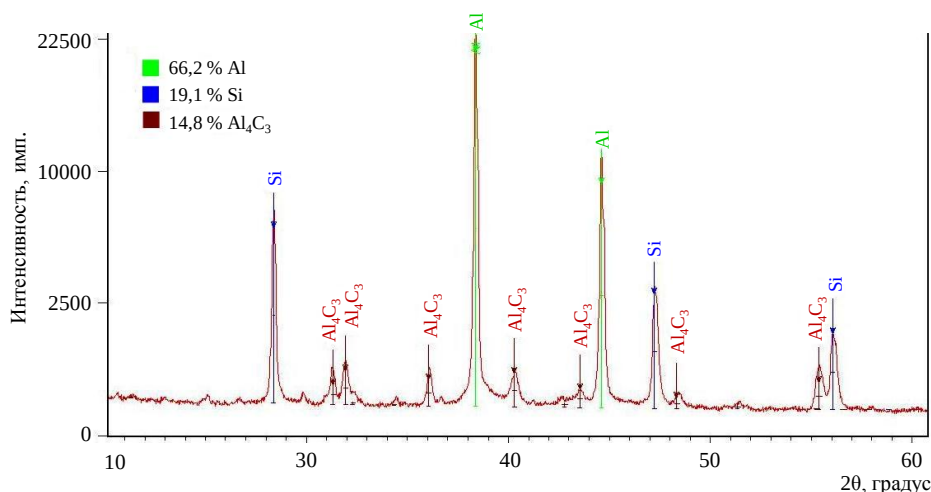


Рис. 6. Дифрактограмма синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC

Методом электронно-зондового микроанализа определен локальный химический состав на характерном участке микроструктуры синтезированного образца, включающего выделения как карбидов, так и кремния (табл. 3).

Таблица 3

**Локальный химический анализ синтезированного материала
состава BAC1 + 7,5 % SiC**

Элемент	Содержание элементов, % (по массе), при спектре			
	2	3	4	5
C	19,18	37,17	21,22	23,39
Al	62,19	46,33	61,9	61,15
Si	18,29	16,31	16,56	15,17
Cu	0,35	0,19	0,32	0,29
Итого	100	100	100	100

На рис. 7 представлена карта распределения элементов, подтверждающая данные рентгеноструктурного анализа. В структуре присутствуют игольчатые выделения, в состав которых входят алюминий и углерод, а также равноосные выделения, в основном содержащие кремний. Медь, примеси железа и никеля распределены в сплаве равномерно.

Структуру синтезированного материала также исследовали методом световой микроскопии на травленых шлифах (рис. 8). На полученных изображениях наблюдается характерная структура, состоящая из закристаллизованных ванн расплава и следов от треков лазера. Анализ структуры ванн расплава показывает, что в процессе синтеза происходит межтрековое перекрытие, белым цветом выделена алюминиевая матрица. Равновесные частицы кремния коагулируют вдоль границ треков. Карбид алюминия выделяется в виде пластин (8, в).

Структура материала после газостатической и термической обработок стала гомогенной, часть карбидов алюминия растворилась, равновесные частицы кремния коагулировали (рис. 9). Газостатическая обработка снижает объемную долю остаточной пористости синтезированного материала до $\leq 0,5$ %. В структуре материала после газостатической и термической обработок также наблюдаются игольчатые выделения хрупких фаз – карбидов типа Al_nC_m , а также равноосные выделения чистого кремния, которые распределены в матричном сплаве по границам ванн расплава и наследуют структуру синтезированного материала.

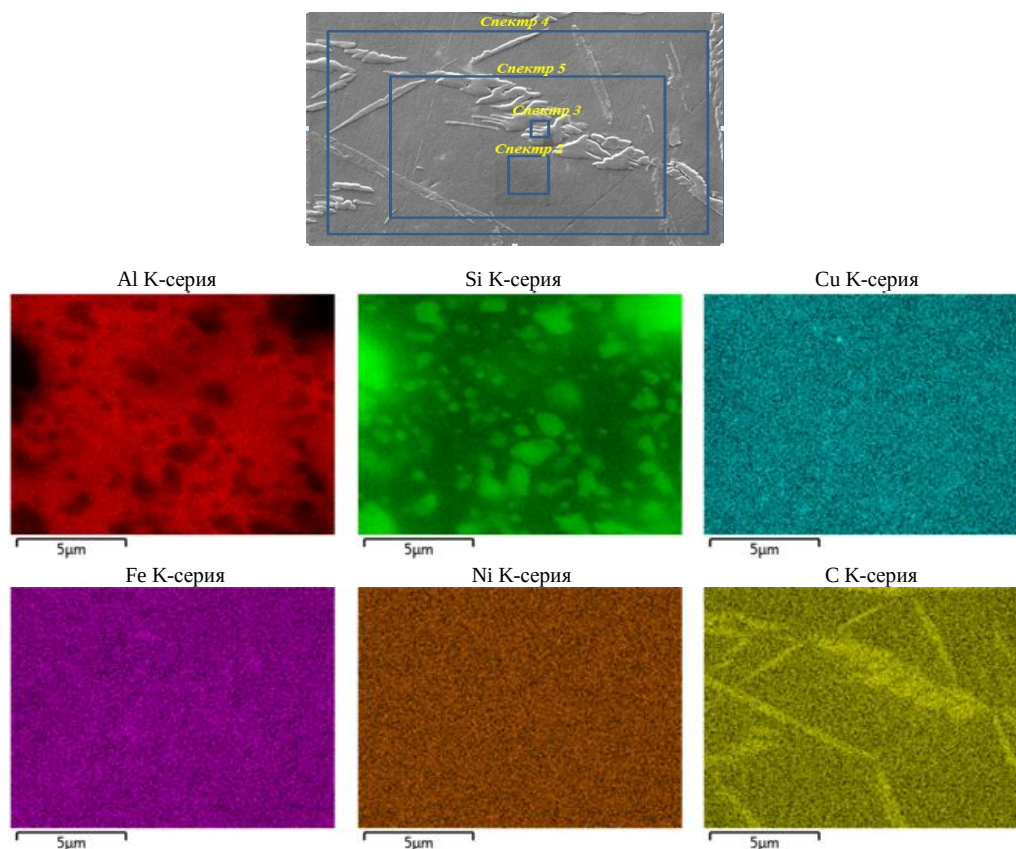


Рис. 7. Микроструктура синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC с картой распределения элементов

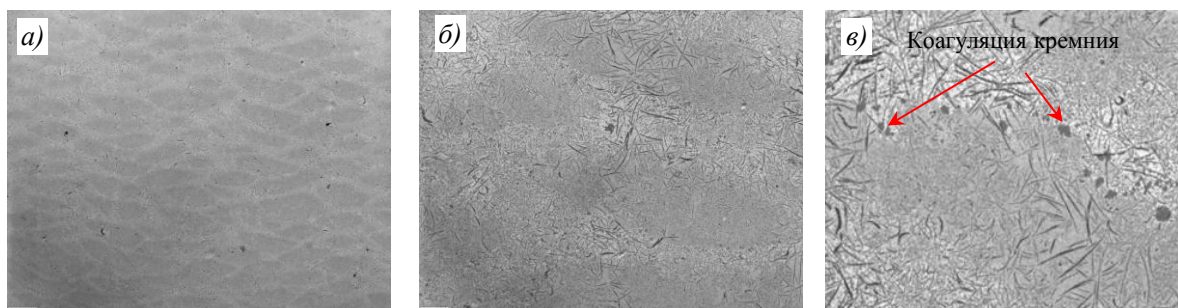


Рис. 8. Микроструктура синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC: характерный вид (a) и микроструктура (б) ванны расплава, коагуляция кремния и выделение карбидов (в)

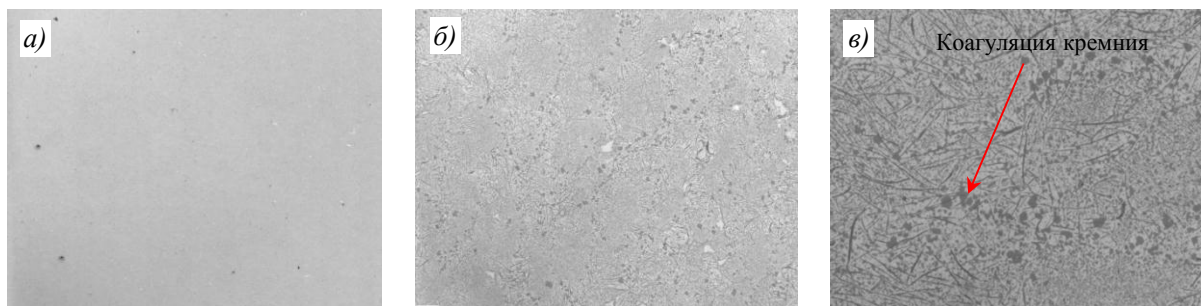


Рис. 9. Микроструктура синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC после газостатической и термической обработок: характерный вид (a) и микроструктура (б) ванны расплава, коагуляция кремния и выделение карбидов (в)

Заключения

Установлено, что после плазменной обработки диапазон распределения металлокерамических композиционных частиц смещается в сторону фракции размером 80–300 мкм. Результаты химического анализа подтверждают, что вследствие выгорания легкоплавких элементов, входящих в данные составы, образуются крупные внутренние и поверхностные поры. Анализ локального химического состава свидетельствует о наличии дисперсных частиц карбида кремния в алюминиевой матрице материала, однако наблюдается их неравномерное распределение в объеме частиц.

Выявлено, что при СЛС карбид кремния диссоциирует, а алюминий в ходе химической реакции активно взаимодействует с кремнием и углеродом с образованием карбида алюминия типа Al_nC_m , преимущественно Al_4C_3 . При этом кремний высвобождается в виде отдельных частиц. Газостатическая и термическая обработки принципиально не влияют на структуру материала, частицы кремния коагулируют, большое количество карбида алюминия выпадает в осадок, который не растворяется после термической обработки.

Сфероидизированный металлокерамический композиционный порошок сплава ВАС1 +7,5 % SiC полученного фракционного состава можно использовать для синтеза материала с остаточной пористостью 3,0–5,5 % методом СЛС. Газостатическая обработка снижает пористость до $\leq 0,5$ %.

Перспектива дальнейших исследований в области получения алюмоматричных композиционных материалов заключается в выборе упрочняющих частиц другого состава, а также режимов синтеза или технологических приемов, которые позволят подавить процессы диссоциации упрочняющих частиц с сохранением их в матрице материала.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).

Список источников

1. Kanth U.R., Rao P.S., Krishna M.G. Mechanical behaviour of fly ash/SiC particles reinforced Al–Zn alloy-based metal matrix composites fabricated by stir casting method // Journal of Materials Research and Technology. 2019. Vol. 8. No. 1. P. 737–744. DOI: 10.1016/J.JMRT.2018.06.003.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В. К вопросу о механизме формирования тонкой структуры трека в процессе селективного лазерного сплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 2 (812). С. 44–55. DOI: 10.30906/mitom.2023.2.44-55.
3. Асланян Г.Г., Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Сульянова Е.А. Фрактографическое исследование образцов сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta, полученных методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 4 (76). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2019-0-4-3-10.
4. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // Труды ВИАМ. 2021. № 8 (102). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
5. Неруш С.В., Капланский Ю.Ю., Дынин Н.В., Бенариев И., Савичев И.Д. Разработка параметров селективного лазерного сплавления, структура и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Ce–C // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2023-0-1-50-68.
6. Сухов Д.И., Капланский Ю.Ю., Рогалев А.М., Куркин С.Э. Особенности получения высокопрочных сплавов на основе никеля методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2023-0-1-15-27.

7. Стоякина Е.А., Курбаткина Е.И., Симонов В.Н., Косолапов Д.В., Гололобов А.В. Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных частицами SiC, в зависимости от матричного сплава (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 2 (62). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8.
8. Няфкин А.Н., Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Исследование влияния размера частиц карбида кремния на температурный коэффициент линейного расширения композиционного материала на основе алюминиевого сплава // Труды ВИАМ. 2020. № 2 (86). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49.
9. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys // Nature. 2017. Vol. 549. P. 365–369. DOI: 10.1038/nature23894.
10. Spigarelli S., Paoletti C. A new model for the description of creep behaviour of aluminium-based composites reinforced with nanosized particles // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2018. Vol. 112. P. 346–355. DOI: 10.1016/j.compositesa.2018.06.021.
11. Loh L.E., Chua C.K., Yeong W.Y. et al. Numerical investigation and an effective modelling on the selective laser melting (SLM) process with aluminium alloy 6061 // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2015. Vol. 80. P. 288–300. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.014.
12. Chang F., Gu D., Dai D., Yuan P. Selective laser melting of in-situ Al₄SiC₄+SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size // Surface and Coatings Technology. 2015. Vol. 272. P. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029.
13. Dai D., Gu D., Xia M. et al. Melt spreading behavior, microstructure evolution and wear resistance of selective laser melting additive manufactured AlN/AlSi10Mg nanocomposite // Surface and Coatings Technology. 2018. Vol. 349. P. 279–288. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.05.072.
14. Light Metal Alloys Application / Ed. Mandredi W.A. Croatia: InTech, 2014. 252 p. DOI: 10.5772/57069.
15. Canali R. Study, development and characterization of aluminum based materials by additive manufacturing: PhD thesis. Turin: Politecnico di Torino, 2015. 116 p. DOI: 10.6092/polito/porto/2598770.
16. Житнюк С.В., Медведев П.Н. Исследование микроструктуры и фазового состава металлического композиционного материала системы Al–Si–Mg, модифицированного частицами карбида кремния путем механического легирования. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.
17. Житнюк С.В., Медведев П.Н. Исследование микроструктуры и фазового состава металлического композиционного материала системы Al–Si–Mg, модифицированного частицами карбида кремния путем механического легирования. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-107-118.

References

1. Kanth U.R., Rao P.S., Krishna M.G. Mechanical behaviour of fly ash/SiC particles reinforced Al–Zn alloy-based metal matrix composites fabricated by stir casting method. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8, no. 1, pp. 737–744. DOI: 10.1016/J.JMRT.2018.06.003.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Shurtakov S.V., Zaitsev D.V. To the question of the mechanism of the formation of the thin structure of the track in the process of selective laser rafting. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2023, no. 2 (812), pp. 44–55. DOI: 10.30906/Mitom.2023.2.44-55.
3. Aslanian G.G., Sukhov D.I., Mazalov P.B., 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: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-3-10.
4. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.

5. Nerush S.V., Kaplanskii Yu.Yu., Dynin N.V., Benarieb I., Savichev I.D. Development of laser powder bed fusion parameters, structure and mechanical properties of a high-strength aluminum alloy Al–Ce–Cu. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2023-0-1-50-68.
6. Sukhov D.I., Kaplansky Yu.Yu., Rogalev A.M., Kurkin S.E. The features of processing Cr-rich nickel based alloy by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2023-0-1-15-27.
7. Stoyakina E.A., Kurbatkina E.I., Simonov V.N., Kosolapov D.V., Gololobov A.V. Mechanical properties of aluminium-matrix composite materials reinforced with SiC particles, depending on the matrix alloy (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 2, paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577 / 2307-6046-2018-0-2-8-8.
8. Nyafkin A.N., Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Studying the effect of silicon carbide particle size on the linear thermal expansion coefficient of the composite material based on aluminum alloy. *Trudy VIAM*, 2020, no. 2 (86), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49.
9. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys. *Nature*, 2017, vol. 549, pp. 365–369. DOI: 10.1038/nature23894.
10. Spigarelli S., Paoletti C. A new model for the description of creep behaviour of aluminium-based composites reinforced with nanosized particles. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2018, vol. 112, pp. 346–355. DOI: 10.1016/j.compositesa.2018.06.021.
11. Loh L.E., Chua C.K., Yeong W.Y. et al. Numerical investigation and an effective modelling on the selective laser melting (SLM) process with aluminium alloy 6061. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2015, vol. 80, pp. 288–300. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.014.
12. Chang F., Gu D., Dai D., Yuan P. Selective laser melting of in-situ Al₄SiC₄+SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 272, pp. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029.
13. Dai D., Gu D., Xia M. et al. Melt spreading behavior, microstructure evolution and wear resistance of selective laser melting additive manufactured AlN/AlSi10Mg nanocomposite. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 349, pp. 279–288. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.05.072.
14. *Light Metal Alloys Application*. Ed. Mandredi W.A. Croatia: InTech, 2014, 252 p. DOI: 10.5772/57069.
15. Canali R. *Study, development and characterization of aluminum based materials by additive manufacturing*: PhD thesis. Turin: Politecnico di Torino, 2015, 116 p. DOI: 10.6092/polito/porto/2598770.
16. Zhitnyuk S.V., Medvedev P.N. Investigation of microstructure and phase composition of the metallic composite material Al–Si–Mg system modified by silicon carbide particles by mechanical alloying. Part 1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.
17. Zhitnyuk S.V., Medvedev P.N. Investigation of microstructure and phase composition of the metallic composite material Al–Si–Mg system modified by silicon carbide particles by mechanical alloying. Part 2. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-107-118.

Информация об авторах

Шошев Федор Львович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Богачев Игорь Александрович, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Сухов Дмитрий Игоревич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Fedor L. Shoshev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Igor A. Bogachev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Dmitry I. Sukhov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 14.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 18.10.2023.
 The article was submitted 14.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 18.10.2023.

Научная статья

УДК 621.318.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-77-89

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ ИЗ СПЛАВА ЮНДКБА

И.В. Чередниченко¹, М.А. Бавина², Ю.А. Бондаренко¹, В.Д. Шурыгин¹,
А.Д. Овчинников², С.А. Галимуллин¹

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 авиационный институт (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия; mai@mai.ru

Аннотация. Исследовано влияние параметров направленной кристаллизации на выход годного по магнитным характеристикам постоянных магнитов из сплава ЮНДКБА (Alnico 5-7). Изготовлены постоянные магниты с использованием различного вида затравок и при разных технологических режимах. Установлено, что важными параметрами при получении отливок постоянных магнитов являются: температура, скорость кристаллизации, химический состав и тип используемых затравок. Выявлено, что низкая скорость протяжки и использование монокристаллической затравки из сплава системы «железо–хром» с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$ позволяют получать постоянные магниты с выходом годного более 80 %.

Ключевые слова: литые постоянные магниты из сплава ЮНДКБА (Alnico 5-7), магниты со столбчатой кристаллической текстурой, магниты с монокристаллической структурой, направленная кристаллизация, магнитные свойства, литье с высоким температурным градиентом

Для цитирования: Чередниченко И.В., Бавина М.А., Бондаренко Ю.А., Шурыгин В.Д., Овчинников А.Д., Галимуллин С.А. Влияние параметров направленной кристаллизации на структуру и свойства постоянных магнитов из сплава ЮНДКБА // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-77-89.

Scientific article

INFLUENCE OF DIRECTED CRYSTALLIZATION PARAMETERS ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALNICO 5-7 ALLOY PERMANENT MAGNETS

I.V. Cherednichenko¹, M.A. Bavina², Yu.A. Bondarenko¹, V.D. Shurygin¹,
A.D. Ovchinnikov², S.A. Galimullin¹

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 «Moscow Aviation Institute (National Research University)», Moscow, Russia; mai@mai.ru

Abstract. In this paper has been investigated influence of direct crystallizations parameters on permanent magnets alloy UNDKBA (Alnico 5-7) for non-defective percent. For this paper were produced permanent magnets by using different types of seeds and technological parameter. It established that the main parameters for manufacturing castings permanent magnets are temperature, broaching speed, composition and type of the seed. Revealed that slow broaching

speed, monocrystalline seed with the crystallographic orientation $\langle 100 \rangle$ allows to obtain permanent magnets with non-defective percent higher than 80.

Keyword: *cast permanent magnets Alnico 5-7, column grain structure magnets, monocrystalline magnets, directional solidification, magnetic properties, high temperature gradient casting*

For citation: Cherednichenko I.V., Bavina M.A., Bondarenko Yu.A., Shurygin V.D., Ovchinnikov A.D., Galimullin S.A. Influence of directed crystallization parameters on structure and properties of Alnico 5-7 alloy permanent magnets. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-77-89.

Введение

В области электро- и радиотехники, приборостроения активно развиваются новые технологии, в которых используются высокоэнергетические постоянные магниты. Литые постоянные магниты из сплавов системы Fe–Al–Ni–Co (сплавов типа ЮНДК) с кристаллической и магнитной текстурами обладают высоким уровнем магнитных свойств. Постоянные магниты из сплава типа ЮНДК используют в устройствах, в которых рабочая температура достигает 550 °С: в качестве деталей электротехнических изделий и сверхвысокочастотной техники, в приборах навигационной техники. Сплавы типа ЮНДК уступают высокоэнергетическим порошковым магнитам по максимальному энергетическому произведению и коэрцитивной силе, однако обладают высокой рабочей температурой, поэтому их нельзя заменить при производстве ответственных устройств и приборов [1, 2].

Сплавы типа ЮНДК являются дисперсионно-твердеющими, их магнитные свойства обусловлены уникальностью структуры, которая формируется при распаде высокотемпературного твердого раствора $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ с выделением анизотропной формы α_1 -фазы (сильномагнитной фазы, обогащенной Fe и Co) и α_2 -фазы (немагнитной фазы, обогащенной Ni и Al). Расположение частиц α_1 -фазы ориентировано вдоль семейства направлений матрицы $\langle 001 \rangle$.

Изучение влияния термомагнитной обработки позволило увеличить уровень магнитных свойств сплавов типа ЮНДК. При термомагнитной обработке частицы сильномагнитной α_1 -фазы выделяются вдоль направления приложения магнитного поля, ближайшего к кристаллографическому направлению $\langle 001 \rangle$. Дальнейшее улучшение магнитных свойств сплавов возможно за счет более совершенной кристаллической структуры, которая формируется путем создания на фронте кристаллизации температурного градиента, приводящего к получению макроструктуры столбчатых кристаллов, оси которых совпадают с кристаллографическим направлением $\langle 001 \rangle$.

В расплавленном металле всегда присутствуют растворимые и нерастворимые примеси, которые могут существенно влиять на процесс кристаллизации, изменяя скорость образования центров кристаллизации при определенной степени переохлаждения. Таким образом, характер процесса зависит от того, достаточно ли степени переохлаждения для образования новых центров кристаллизации или же затвердевание будет происходить в результате роста уже имеющихся кристаллов. В ходе направленной кристаллизации столбчатые кристаллы растут в направлении теплового потока и ориентируются вдоль кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$. Наличие в жидком металле частиц нерастворимых примесей, например сульфидов железа, способствует зарождению новых центров кристаллизации и сдвигу температуры зарождения новых кристаллов в область меньшего переохлаждения [1, 3], что облегчает формирование регламентированной структуры.

Столбчатую кристаллическую структуру в материале можно создать следующими способами: литье с применением направленной кристаллизации в специальной

установке при неподвижной литейной форме; литье в формы с сотовыми ячейками, установленными на специальный холодильник; литье в холодные песчаные формы с системой обогрева металла металлом; высокочастотный нагрев формы. Во всех перечисленных методах столбчатая структура образуется за счет того, что в литейной форме аккумулируется достаточное количество тепла от внешнего источника или от самого металла, а направленный теплоотвод по оси отливки проводится с использованием массивного водоохлаждаемого холодильника, на котором установлена литейная форма [3]. Однако описанные приемы кристаллизации имеют недостаток – неконтролируемо изменяющийся градиент температуры. После перемещения кристаллизатора из высокотемпературной зоны печи разность температур снижается, в результате в сплаве начинают расти равноосные «паразитные» зерна.

В авиационной промышленности для изготовления лопаток газотурбинных двигателей направленную кристаллизацию никелевых сплавов проводят с применением затравок и жидкометаллического охладителя (оловянного или алюминиевого) в специальных установках высокоградиентной направленной кристаллизации [4–7]. Данная технология позволяет получить температурный градиент вплоть до 150 °C/см. Такой способ позволяет контролировать температурный градиент по всей высоте отливки, что не достигается при литье с использованием водоохлаждаемого холодильника [8–13].

В настоящее время исследование постоянных магнитов из сплавов типа ЮНДК (в зарубежной терминологии – Alnico) продолжается. Теоретические предпосылки, изложенные в работе [14], показывают, что благодаря возможности совершенствования структуры, отвечающей за высококоэрцитивное состояние магнитов, есть резерв для улучшения эксплуатационных характеристик сплавов Alnico: коэрцитивную силу можно увеличить в 2 раза, максимальное энергетическое произведение – с 10,5 до ~21 МГс·Э. Таким образом, современные исследования литых магнитных материалов преимущественно направлены на совершенствование структуры высококоэрцитивного состояния магнитов [15, 16] за счет термообработки [17, 18] и легирования [19–22]. В работе [15] также упоминается о том, что магнитные свойства постоянных магнитов из сплавов типа ЮНДК тесно связаны с термомагнитной обработкой материала.

Продолжается изучение температурной стабильности магнитов из сплавов типа ЮНДК. В работе [23] исследовано влияние отжига на микроструктуру данных магнитов. Авторы показали, что продолжительность низкотемпературного старения влияет на структуру высококоэрцитивного состояния магнитного материала. Трехступенчатый отжиг приводит к перераспределению компонентов между α_1 - и α_2 -фазами, а также более дисперсному расположению частиц, что в свою очередь способствует повышению температурной стабильности сплава.

Большое распространение получили исследования спеченных и быстрозакаленных магнитов Alnico в виде смесей или добавок с редкоземельными магнитами из сплавов систем Nd–Fe–B и Sm–Co [24–32], однако до промышленных технологий они не доведены. Разработаны различные методы производства постоянных магнитов с помощью аддитивных технологий: селективное лазерное плавление (SLM), селективное лазерное спекание (SLS) и др. [33–35]. При использовании аддитивных технологий расход материалов снижается, появляется возможность создавать магниты с более высоким уровнем магнитных свойств по сравнению с порошковыми магнитами из сплавов типа ЮНДК. Благодаря постоянному развитию процессов аддитивного производства можно получать уникальную микроструктуру изделия, а также изменять ее [36–39]. Эксплуатационные характеристики магнитов, полученных с помощью аддитивных методов, приближаются к характеристикам магнитов промышленного производства, но технологии нуждаются в совершенствовании.

Приведенные исследования представляют научный интерес, однако существенные достижения в настоящее время не декларируются, что обуславливает актуальность совершенствования современных промышленных технологий.

Цель данной работы – изучить влияние параметров направленной кристаллизации на структуру и свойства постоянных магнитов из сплава ЮНДКБА, а также на выход годного по магнитным свойствам для определения возможности их промышленного изготовления с использованием установки высокоградиентной направленной кристаллизации типа УВНК-9А.

Материалы и методы

Шихтовую заготовку сплава ЮНДКБА выплавляли в индукционной печи ВИАМ-2002 в газовой атмосфере аргона в основном тигле, позволяющем уменьшить газонасыщенность материала и содержание неметаллических включений, которые снижают технологичность сплава. Химический состав полученного сплава определяли методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно связанной плазмой, содержание серы и углерода – с использованием газоанализатора.

Литье заготовок проводили методом направленной кристаллизации в атмосфере аргона на установке высокоградиентной направленной кристаллизации УВНК-9А. Заливку проводили в керамическую форму, изготовленную из материала Al_2O_3 (рис. 1). Керамическая форма для установки УВНК-9А имеет 9 отсеков с установленными в их основании затравками, обеспечивающими передачу кристаллографической ориентации отливке. В качестве затравок использованы монокристаллические и блочные затравки из сплавов систем Fe–Cr и Ni–W.



Рис. 1. Керамическая форма

В процессе направленной кристаллизации изменяли температуры нагрева металла и формы, а также скорость перемещения формы в жидкометаллический охладитель. Определяли химический состав полученных заготовок с направленной структурой, содержание примесей и газов, контролировали фазовый состав методом оптической металлографии.

Для обработки заготовок магнитов из сплава ЮНДКБА со столбчатой зеренной структурой на высококоэрцитивное состояние проводили гомогенизационный отжиг при температуре существования однофазного α -твердого раствора, а затем термомагнитную обработку с последующим отпуском. При термомагнитной обработке сильномагнитные частицы α_1 -фазы выделяются вдоль приложения магнитного поля, тем

самым обеспечивая магнитную текстуру в материале. При отжиге компоненты между α_1 - и α_2 -фазами окончательно перераспределяются, что обеспечивает высокий уровень магнитных свойств.

После направленной кристаллизации анализировали микроструктуру полученных магнитов с использованием оптического микроскопа при увеличениях $\times 100$, $\times 200$, $\times 500$ и $\times 1000$. Для выявления микроструктуры проводили травление трехкислотным травителем ($92\text{HCl} + 3\text{HNO}_3 + 5\text{H}_2\text{SO}_4$).

Для определения отклонения кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$ зерен от оси отливки провели рентгеновский контроль с использованием дифрактометра ДРОН-4.

Магнитные свойства определяли методом медленно меняющегося поля на гистерезисграфе Ретмаграф С-300, предназначенном для измерения параметров петли гистерезиса ферромагнитных материалов с коэрцитивной силой >20 кА/м в магнитном поле напряженностью до 400 кА/м.

Структуру высококоэрцитивного состояния исследовали с использованием просвечивающей электронной микроскопии на электронном микроскопе JEM-1400 фирмы Jeol.

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

Результаты и обсуждение

Состав полученного сплава ЮНДКБА соответствовал требованиям ГОСТ 17809–72. Содержание основных компонентов, %:

Al	Ni	Cu	Co	Ti	Nb	Si	S	Fe
7,5–8,7	12,5–15	3–4,5	25	До 0,3	До 0,15	До 0,6	До 1	Остальное

Содержание примесных элементов не превышало 1 % для каждого.

Результаты, представленные в таблице, позволяют оценить степень влияния параметров направленной кристаллизации, состава и типа затравок на выход годного по магнитным свойствам постоянных магнитов из сплава ЮНДКБА.

**Параметры направленной кристаллизации
и выход годного для магнитов из сплава ЮНДКБА**

Условный номер плавки	Скорость роста фронта, мм/мин	Затравка		Кристаллографическая ориентация, градус	Коэрцитивная сила по индукции, кА/м	Остаточная индукция, Тл	Максимальное энергетическое произведение, кДж/м ³	Выход годного, %
		Состав	Тип*					
1	5	Fe–Cr	М	2–4	64	1,27	60	91,49
2	5	Fe–Cr	М	2–5	60	1,27	59	83,72
3	8	Ni–W	Б	5–7	53	1,26	57	64,39
4	10	Fe–Cr	Б	4–6	52	1,26	57	50,00
5	10	Ni–W	Б	5–7	50	1,25	56	48,86
6	7	Ni–W	М	4–6	50	1,26	56	58,41
7	5	Ni–W	Б	5–7	48	1,25	56	43,42
8	7	Fe–Cr	М	2–4	57	1,27	57	79,43
9	7	Fe–Cr	Б	3–6	58	1,27	59	87,18
10	5	Fe–Cr	М	2–5	56	1,26	58	94,61
11	5	Fe–Cr	М	2–4	65	1,28	60	97,79
12	5	Fe–Cr	М	2–4	64	1,27	59	96,98
13	5	Fe–Cr	М	2–4	63	1,28	60	94,30
Требования по ГОСТ 17809–72					44–62	1,25–1,4	56–60	–
* Монокристаллическая (М) и блочная (Б) затравки.								

Для достижения высокого уровня эксплуатационных характеристик при изготовлении магнитов из сплава ЮНДКБА использовали технологию направленной кристаллизации, которая обеспечивает получение в постоянных магнитах монокристаллической структуры с заданной кристаллографической ориентацией. Применение вакуумных установок высокоградиентной направленной кристаллизации типа УВНС и УВНК позволяет повысить выход годного для магнитов из сплава ЮНДКБА. Однородная структура сплава формируется благодаря уменьшению на фронте кристаллизации жидкофазной области, что обеспечивает подпитку расплавом оснований дендритов и снижение ликвации элементов [40]. Температуры заливки, перегрева, верхнего и нижнего нагревателей составили 1600 ± 10 °С.

На рис. 2 представлена макроструктура отливок из плавки 5 и 11 с блочной и монокристаллической затравками соответственно.

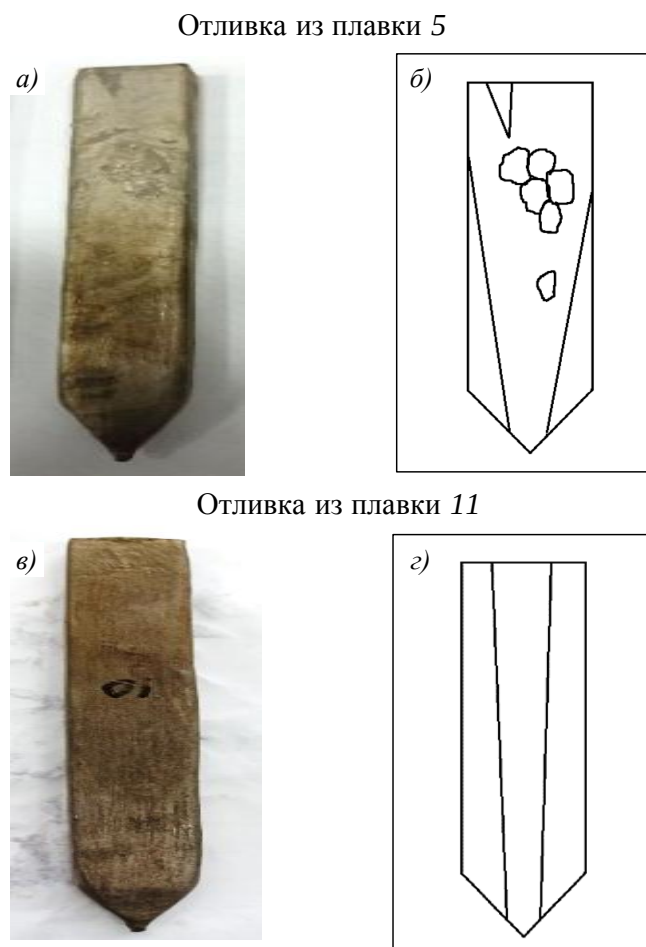


Рис. 2. Внешний (а, в) и схематический (б, г) виды макроструктуры отливок из плавки 5 и 11

Для обеспечения заданной кристаллографической ориентации отливкам постоянных магнитов из сплава ЮНДКБА, а также оценки влияния состава и типа затравок на процент выхода годного использованы затравки из сплавов систем Fe–Cr и Ni–W с монокристаллической и блочной структурой с разориентацией блоков не более 5 градусов [41, 42]. Затравки получают методом ориентированной вырезки из заготовок произвольной ориентации. В авиационном двигателестроении к затравкам предъявляют следующие требования [43]:

- должны изготавливаться из того же сплава, что и отливка;
- материал затравки должен иметь более высокую температуру плавления, чем отливка; такую же кристаллографическую ориентацию, близкий период решетки и высокую коррозионную стойкость. Материал затравки не должен испытывать фазовых превращений при охлаждении с высоких температур. В печи форма с затравкой располагается таким образом, чтобы затравка не могла полностью расплавиться и не выполняла функции холодильника.

Для производства постоянных магнитов из сплава ЮНДКБА используют затравку из материала, из которого изготовлен сплав [44], либо схожего состава без титана [45]. Недостатки данного способа:

- повышенная стоимость затравки;
- затравка испытывает фазовые превращения при охлаждении;
- из-за особенности конструкции печи УВНК-9А затравку приходится делать более высокой.

Использование затравок из сплава системы Ni–W обусловлено их серийным применением при направленной кристаллизации никелевых жаропрочных сплавов. Такие затравки имеют более высокую температуру плавления, чем сплавы ЮНДКБА и жаропрочные сплавы, и не испытывают превращений при повышенной температуре плавления, согласно фазовой диаграмме.

При использовании блочных затравок процент выхода годного снижается. Кроме того, для таких затравок характерна разориентация зерен от плоскости $\langle 001 \rangle$, что увеличивает вероятность передачи «паразитной» ориентации при отборе кристаллов. Для монокристаллических затравок с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$ зарождающиеся зерна приобретают необходимую ориентацию, направленную в сторону магнитной направляющей $\langle 001 \rangle$.

Заключения

Установлена возможность промышленного изготовления литых высокоэнергетических постоянных магнитов из сплава ЮНДКБА с использованием печи УВНК-9А, предназначенной для высокоградиентного литья с направленной кристаллизацией лопаток газотурбинных двигателей. Выход годного по магнитным свойствам составил $>80\%$.

Монокристаллические затравки из сплава системы Fe–Cr обеспечивают малый угол отклонения кристалла от кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$, а также значительно повышают выход годного по структуре по сравнению с затравками из сплава системы Ni–W, что приводит к увеличению выхода годного на $30\text{--}55\%$.

Минимальная скорость перемещения формы при проведении высокоградиентной направленной кристаллизации составляет 5 мм/мин , что способствует образованию более совершенной столбчатой структуры без равноосных зерен и обуславливает увеличение выхода годного на $30\text{--}55\%$.

Термическая обработка магнитов на высококоэрцитивное состояние с учетом описанных ранее параметров позволяет получать магниты, значения коэрцитивной силы которых превышают требования ГОСТ 17809–72.

Благодарности

Коллектив авторов выражает благодарность за творческий вклад начальнику сектора, к.т.н. Е.М. Висик и заместителю начальника лаборатории НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ Е.В. Колядову.

Список источников

1. Чередниченко И.В., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Кузьмина Н.А., Шубаков В.С., Жуков Д.Г. Структура и свойства сплавов для постоянных магнитов ЮНДК25БА, полученных методом направленной кристаллизации с жидкометаллическим охладителем // Труды ВИАМ. 2017. № 11 (59). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.07.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-4-4.
2. Альтман А.Б., Верниковский Э.Е., Герберг А.Н. Постоянные магниты: справочник. М.: Энергия, 1980. 478 с.
3. Кекало И.Б. Физическое материаловедение прецизионных сплавов. М.: Металлургия, 1989. 497 с.
4. Чумаков В.А., Степанов В.М., Верин А.С. Технология литья лопаток газотурбинных двигателей по методу направленной кристаллизации // Литейное производство. 1978. № 1. С. 23–24.
5. Герасимов В.В., Висик Е.М., Колядов Е.В. О неиспользованных резервах направленной кристаллизации в повышении эксплуатационных характеристик деталей ГТД и ГТУ // Литейное производство. 2013. № 9. С. 30–32.
6. Колядов Е.В., Герасимов В.В. Влияние приведенного размера отливки на осевой градиент температуры и макроструктуру отливок при направленной кристаллизации на установке УВНК-15 // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 3. С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-3-9.
7. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД // Труды ВИАМ. 2013. № 3. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.08.2023).
8. 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://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-14-26.
9. Кузьмина Н.А., Остроухова Г.А. Блочность и субструктура в монокристаллических отливках никелевых жаропрочных сплавов // Труды ВИАМ. 2022. № 7 (113). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-13-26.
10. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
11. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Крамер В.В. Разработка нового жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 и технологии его производства для литья методом направленной кристаллизации рабочих лопаток перспективных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-11-18.
12. Колядов Е.В., Межин Ю.А. Автоматизация технологического процесса получения монокристаллических отливок из жаропрочных сплавов на установках типа УВНК // Труды ВИАМ. 2016. № 4. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-4-4.
13. 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.
14. McCallum R.W., Lewis L.H., Skomski R. et al. Practical Aspects of Modern // Annual Review of Materials Research. 2014. No. 44. P. 451–477. DOI: 10.1146/aanurev-matsci-070813-113457.
15. Zhou L., Cuo W., Jonathan D.P. et al. On spinodal decomposition in alnico – A transmission electron microscopy and atom probe tomography study // Acta Materialia. 2018. No. 153. P. 15–22. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.04.042.

16. Fan M., Liu Y., Ra R. et al. On the evolution of Cu–Ni-rich bridges of Alnico alloys with tempering // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2016. Vol. 420. P. 296–302. DOI: 10.1016/j.jmmm.2016.07.040.
17. Zhou L., Hamilton W.E.M., Liqin K. et al. Microstructure and coercivity in alnico 9 // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2018. Vol. 471. P. 142–147. DOI: 10.1016/j.jmmm.2018.09.085.
18. Zhou L., Tang W., Ke L. et al. Microstructural and magnetic property evolution with different heat-treatment conditions in an alnico alloy // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 133. P. 73–80. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.012.
19. Rehman S.U., Jiang Q., Lei W. et al. Microstructures and magnetic properties of cast alnico 8 permanent magnets under various heat treatment conditions // *Physica B: Condensed Matter*. 2018. Vol. 552. P. 136–141. DOI: 10.1016/j.physb.2018.10.007.
20. Rehman S.U., Wei C., Huang Q. et al. Tailoring the microstructure, magnetic properties and interaction mechanisms of Alnico-Ta alloys by magnetic field treatment // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 857. P. 157. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157586.
21. Rehman S.U., Zubair A., Haq A. et al. Effects of Zr alloying on the microstructure and magnetic properties of Alnico permanent magnets // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017. Vol. 442. P. 136–140. DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.06.114.
22. Rehman S.U., Jiang Q., Ge Q. et al. Microstructure and magnetic properties of alnico permanent magnetic alloys with Zr–B additives // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017. Vol. 451. P. 136–140. DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.11.043.
23. Zubair A., Liu Z., Haq A. et al. Synthesis, magnetic and microstructural properties of Alnico magnets with additives // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017. Vol. 428. P. 125. DOI: 10.1016/j.jmmm.2016.12.023.
24. Zhao J.T., Sun Y.L., Lydiaway L. et al. Correlations of phase structure and thermal stability for Alnico 8 alloys // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017. Vol. 442. P. 208–211. DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.06.118.
25. Zhang S.-D., Wang S., Chen S.-Y. et al. Structure and magnetic properties of alnico 8 ribbons // *Physica B: Condensed Matter*. 2020. Vol. 597. P. 412423. DOI: 10.1016/j.physb.2020.412423.
26. Zhang C., Li Y., Han X.-H. et al. Structure and magnetic properties of Alnico ribbons // *Journal of magnetism and magnetic materials*. 2017. Vol. 451. P. 200–207. DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.11.045.
27. Hosseini S.M., Novak P., Vesely M. et al. Positive temperature dependence of compressive properties in an AlNiCo poly-quasicrystal fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering // *Scripta Materialia*. 2020. Vol. 187. P. 169–174. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2020.06.023.
28. Rehman S.U., Huang Q., Sagar R. et al. Interaction mechanism, magnetic properties and microstructure of Ce–Fe–B-Alnico spark plasma sintered magnets // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2021. Vol. 537. P. 168237. DOI: 10.1016/j.jmmm.2021.168237.
29. Wang H.-W., Wang S., Cao Y.-F. et al. Structure and magnetic properties of alnico alloy doped $\text{SmCo}_5\text{--}x\text{Cu}_x$ ribbons // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2021. Vol. 528. P. 167821. DOI: 10.1016/j.jmmm.2021.167821.
30. Rehman S.U., Jiang Q., He L. et al. Microstructure and magnetic properties of NdFeB alloys by co-doping alnico elements // *Physics Letters A*. 2019. Vol. 383. P. 125878. DOI: 10.1016/j.physleta.2019.125878.
31. Han X.-H., Sun J.-B., Wang H.-W. et al. Excellent magnetic properties determined by spinodal decomposition structure of Alnico alloy doped SmCo_5 -based ribbons // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 806. P. 1188–1199. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.07.336.
32. Rehman S.U., Jiang Q., He L. et al. Synthesis, microstructures, magnetic properties and thermal stabilities of isotropic alnico ribbons // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2018. Vol. 466. P. 277–282. DOI: 10.1016/j.jmmm.2018.07.020.
33. Rehman S.U., Ouyang H., Jiang Q. et al. Magnetic properties, phase transition temperatures and microstructure of CeFeB-alnico ribbons // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2019. Vol. 486. P. 165252. DOI: 10.1016/j.jmmm.2019.165252.

34. Шакиров И.В., Жуков А.С., Перевислов С.Н., Олисов А.В. Влияние режимов селективного лазерного сплавления на структуру сплава ЮНДК // Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. № 3. С. 248–259.
35. Жуков А.С., Шакиров И.В., Олисов А.В. Структурно-механическое состояние сплава ЮНДК35, полученного методом селективного лазерного сплавления // Металлург. 2021. № 10. С. 72–77.
36. Новиков С.В., Рамазанов К.Н. Аддитивные технологии: состояние и перспективы: учебное пособие [Электронный ресурс]. Уфа: УГАТУ, 2022. URL: https://ugatu.su/media/uploads/MainSite/Ob%20universitete/Izdateli/El_izd/2022-41.pdf (дата обращения: 05.08.2023).
37. Ляпков А.А. Полимерные аддитивные технологии: учебное пособие. Томск: изд-во Томского политехнического университета, 2016. 114 с.
38. Huber C., Abert C., Bruckner F. 3D Print of Polymer Bonded Rare-Earth Magnets, and 3D Magnetic Field Scanning With an End-User 3D Printer // Applied Physics Letters. 2016. Vol. 109. No. 109 (16). P. 1–5. DOI: 10.1063/1.4964856.
39. Khazdozian H.A., Manzano J.S., Gandha K. et al. Recycled Sm–Co bonded magnet filaments for 3D-printing of magnets // AIP Advances. 2018. Vol. 8. P. 056722. DOI: 10.1063/1.5007669.
40. White E., Kassen A., Simsek E. Net shape processing of Alnico magnets by additive manufacturing // IEEE Transaction on magnetics. 2017. Vol. 53. P. 1–7. DOI: 10.1109/TMAG.2017.2711965.
41. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных и интерметаллидных сплавов с монокристаллической структурой // Вестник московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. № S2. С. 20–25.
42. Пикунов М.В., Беляев И.В., Сидоров Е.В. Кристаллизация сплавов и направленное затвердевание отливок. Владимир: ВГУ, 2002. 213 с.
43. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. М.: Наука, 2006. 632 с.
44. Способы выплавки с направленной кристаллизацией сплава системы Fe–Al–Ni–Co: пат. 2662004 Рос. Федерация; заявл. 14.11.17; опубл. 23.08.18.
45. Способ получения ориентированных монокристаллических затравок из сплавов с перетектическим превращением: пат. 2084561 Рос. Федерация; заявл. 05.03.94; опубл. 20.07.97.

References

1. Cherednichenko I.V., Bondarenko Yu.A., Kolodiazniy M.Yu., Kuzmina N.A., Shubakov V.S., Zhukov D.G. The structure and properties of permanent magnetic alloys UNDK25BA, manufacturing by directional solidification methods with liquid metal cooler. *Trudy VIAM*, 2017, no. 11 (59), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 03, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-4-4.
2. Altman A.B., Vernikovskiy E.E., Gerberg A.N. *Permanent magnets: a reference book*. Moscow: Energiya, 1980, 478 p.
3. Kekalo I.B. *Physical materials science of precision alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1989, 497 p.
4. Chumakov V.A., Stepanov V.M., Verin A.S. Technology of casting blades of gas turbine engines using the method of directional crystallization. *Liteynoe proizvodstvo*, 1978, no. 1, pp. 23–24.
5. Gerasimov V.V., Visik E.M., Kolyadov E.V. On unused reserves of directional crystallization in improving the performance characteristics of gas turbine engines and gas turbine units. *Liteynoe proizvodstvo*, 2013, no. 9, pp. 30–32.
6. Kolyadov E.V., Gerasimov V.V. The influence of the reduced size of the casting on the axial temperature gradient and the macrostructure of casting for directional solidification at the facility UVNK-15. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. 3, pp. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-3-9.
7. Kablov E.N., Gerasimov V.V., Visik E.M., Demonis I.M. Role of the directed crystallization in the resource-saving production technology of details of GTE. *Trudy VIAM*, 2013, no. 3, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 02, 2023).

8. 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: August 01, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-14-26.
9. Kuzmina N.A., Ostroukhova G.A. Blockiness and substructure in single-crystal castings of nickel heat-resistant alloys. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-13-26.
10. 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: August 07, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
11. Min P.G., Vadeev V.E., Kramer V.V. The development of the new VZhM200 superalloy and the technology of its production for casting of the advanced engines' blades by the directional crystallization. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 12, 2023). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-3-11-18.
12. Kolyadov E.V., Mezhin Yu.A. Automation of the technological process of single-crystal castings of superalloys on UVNK type installations. *Trudy VIAM*, 2016, no. 4, paper no. 4. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 14, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-4-4.
13. 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.
14. McCallum R.W., Lewis L.H., Skomski R. et al. Practical Aspects of Modern. *Annual Review of Materials Research*, 2014, no. 44, pp. 451–477. DOI: 10.1146/aanurev-matsci-070813-113457.
15. Zhou L., Cuo W., Jonathan D.P. et al. On spinodal decomposition in alnico – A transmission electron microscopy and atom probe tomography study. *Acta Materialia*, 2018, no. 153, pp. 15–22. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.04.042.
16. Fan M., Liu Y., Ra R. et al. On the evolution of Cu–Ni-rich bridges of Alnico alloys with tempering // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2016, vol. 420, pp. 296–302. DOI: 10.1016/j.jmmm.2016.07.040.
17. Zhou L., Hamilton W.E.M., Liqin K. et al. Microstructure and coercivity in alnico 9. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2018, vol. 471, pp. 142–147. DOI: 10.1016/j.jmmm.2018.09.085.
18. Zhou L., Tang W., Ke L. et al. Microstructural and magnetic property evolution with different heat-treatment conditions in an alnico alloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 133, pp. 73–80. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.012.
19. Rehman S.U., Jiang Q., Lei W. et al. Microstructures and magnetic properties of cast alnico 8 permanent magnets under various heat treatment conditions. *Physica B: Condensed Matter*, 2018, vol. 552, pp. 136–141. DOI: 10.1016/j.physb.2018.10.007.
20. Rehman S.U., Wei C., Huang Q. et al. Tailoring the microstructure, magnetic properties and interaction mechanisms of Alnico-Ta alloys by magnetic field treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 857, p. 157. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157586.
21. Rehman S.U., Zubair A., Haq A. et al. Effects of Zr alloying on the microstructure and magnetic properties of Alnico permanent magnets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2017, vol. 442, pp. 136–140. DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.06.114.
22. Rehman S.U., Jiang Q., Ge Q. et al. Microstructure and magnetic properties of alnico permanent magnetic alloys with Zr–B additives. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2017, vol. 451, pp. 136–140. DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.11.043.
23. Zubair A., Liu Z., Haq A. et al. Synthesis, magnetic and microstructural properties of Alnico magnets with additives. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2017, vol. 428, pp. 125. DOI: 10.1016/j.jmmm.2016.12.023.

24. Zhao J.T., Sun Y.L., Lydiaway L. et al. Correlations of phase structure and thermal stability for Alnico 8 alloys. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2017, vol. 442, pp. 208–211. DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.06.118.
25. Zhang S.-D., Wang S., Chen S.-Y. et al. Structure and magnetic properties of alnico 8 ribbons. *Physica B: Condensed Matter*, 2020, vol. 597, p. 412423. DOI: 10.1016/j.physb.2020.412423.
26. Zhang C., Li Y., Han X.-H. et al. Structure and magnetic properties of Alnico ribbons. *Journal of magnetism and magnetic materials*, 2017, vol. 451, pp. 200–207. DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.11.045.
27. Hosseini S.M., Novak P., Vesely M. et al. Positive temperature dependence of compressive properties in an AlNiCo poly-quasicrystal fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Scripta Materialia*, 2020, vol. 187, pp. 169–174. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2020.06.023.
28. Rehman S.U., Huang Q., Sagar R. et al. Interaction mechanism, magnetic properties and microstructure of Ce–Fe–B–Alnico spark plasma sintered magnets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2021, vol. 537, pp. 168237. DOI: 10.1016/j.jmmm.2021.168237.
29. Wang H.-W., Wang S., Cao Y.-F. et al. Structure and magnetic properties of alnico alloy doped $\text{SmCo}_5\text{--}x\text{Cu}_x$ ribbons. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2021, vol. 528, pp. 167821. DOI: 10.1016/j.jmmm.2021.167821.
30. Rehman S.U., Jiang Q., He L. et al. Microstructure and magnetic properties of NdFeB alloys by co-doping alnico elements. *Physics Letters A*, 2019, vol. 383, p. 125878. DOI: 10.1016/j.physleta.2019.125878.
31. Han X.-H., Sun J.-B., Wang H.-W. et al. Excellent magnetic properties determined by spinodal decomposition structure of Alnico alloy doped SmCo_5 -based ribbons. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 806, pp. 1188–1199. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.07.336.
32. Rehman S.U., Jiang Q., He L. et al. Synthesis, microstructures, magnetic properties and thermal stabilities of isotropic alnico ribbons. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2018, vol. 466, pp. 277–282. DOI: 10.1016/j.jmmm.2018.07.020.
33. Rehman S.U., Ouyang H., Jiang Q. et al. Magnetic properties, phase transition temperatures and microstructure of CeFeB–alnico ribbons. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2019, vol. 486, p. 165252. DOI: 10.1016/j.jmmm.2019.165252.
34. Shakirov I.V., Zhukov A.S., Perevislov S.N., Olisov A.V. Influence of selective laser alloying modes on the structure of the UNDC alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2022, vol. 123, no. 3, pp. 248–259.
35. Zhukov A.S., Shakirov I.V., Olisov A.V. Structural and mechanical state of the YUNDK35 alloy obtained by selective laser melting. *Metallurg*, 2021, no. 10, pp. 72–77.
36. Novikov S.V., Ramazanov K.N. *Additive technologies: state and prospects*: textbook. Ufa: UGATU, 2022. Available at: https://ugatu.su/media/uploads/MainSite/Ob%20universitete/Izdateli/El_izd/2022-41.pdf (accessed: August 05, 2023).
37. Lyapkov A.A. *Polymer additive technologies*: textbook. Tomsk: Tomsk Polytech. Univ. Publ. House, 2016, 114 p.
38. Huber C., Abert C., Bruckner F. 3D Print of Polymer Bonded Rare-Earth Magnets, and 3D Magnetic Field Scanning With an End-User 3D Printer. *Applied Physics Letters*, 2016, vol. 109, no. 109 (16), pp. 1–5. <https://doi.org/10.1063/1.4964856>.
39. Khazdozian H.A., Manzano J.S., Gandha K. et al. Recycled Sm–Co bonded magnet filaments for 3D-printing of magnets. *AIP Advances*, 2018, vol. 8, p. 056722. DOI: 10.1063/1.5007669.
40. White E., Kassen A., Simsek E. Net shape processing of Alnico magnets by additive manufacturing // *IEEE Transaction on magnetics*, 2017, vol. 53, pp. 1–7. DOI: 10.1109/TMAG.2017.2711965.
41. Kablov E.N., Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Surova V.A. Development of the process of directional crystallization of gas turbine engine blades from heat-resistant and intermetallic alloys with a single-crystal structure. *Vestnik moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Bauman. Ser.: Mashinostroyeniye*, 2011, no. S2, pp. 20–25.

42. Pikunov M.V., Belyaev I.V., Sidorov E.V. *Crystallization of alloys and directional solidification of castings*. Vladimir: VSU, 2002, 213 p.
43. Kablov E.N. *Cast blades of gas turbine engines: alloys, technologies, coatings*. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.
44. *Methods of smelting with directional crystallization of an alloy of the Fe–Al–Ni–Co system*: pat. 2662004 Rus. Federation; appl. 14.11.17; publ. 23.08.18.
45. *Method for producing oriented single-crystalline seeds from alloys with peritectic transformation*: pat. 2084561 Rus. Federation; appl. 05.03.94; publ. 20.07.97.

Информация об авторах

Чередниченко Игорь Валерьевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бавина Марина Александровна, студент ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (исследовательский университет)», mai@mai.ru

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

Шурыгин Владимир Дмитриевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Овчинников Алексей Денисович, студент, ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (исследовательский университет)», mai@mai.ru

Галимуллин Салават Анварович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Igor V. Cherednichenko, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Marina A. Bavina, Student, FSBEI of HE «Moscow Aviation Institute (National Research University)», mai@mai.ru

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

Vladimir D. Shurygin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksey D. Ovchinnikov, Student, FSBEI of HE «Moscow Aviation Institute (National Research University)», mai@mai.ru

Salavat A. Galimullin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 14.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.09.2023.
The article was submitted 14.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 22.09.2023.

Научная статья

УДК 620.179

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98

ОСОБЕННОСТИ ХИМИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ИЗ МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ СПЛАВА ВАС1

И.А. Козлов¹, И.А. Волков¹, М.А. Фомина¹, К.Е. Захаров¹

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

Аннотация. Работа посвящена вопросу адаптации традиционной технологии химического оксидирования деталей и заготовок из алюминиевых сплавов, полученных традиционными способами, для обработки поверхности деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции сплава ВАС1. Исследованы совместимость и влияние основных химических компонентов электролитов на стабильность растворов и качество формируемого покрытия. Рассмотрены работоспособность электролитов для оксидирования и различные варианты химической подготовки поверхности образцов из сплава ВАС1.

Ключевые слова: химическое оксидирование, коррозия, покрытия, аддитивные технологии, алюминиевые сплавы

Для цитирования: Козлов И.А., Волков И.А., Фомина М.А., Захаров К.Е. Особенности химического оксидирования полуфабрикатов, полученных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции сплава ВАС1 // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.

Scientific article

FEATURES OF CHEMICAL OXIDATION OF SEMI-FINISHED PRODUCTS OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING FROM A METAL POWDER COMPOSITION OF THE ALLOY VAS1

I.A. Kozlov¹, I.A. Volkov¹, M.A. Fomina¹, K.E. Zakharov¹

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 work is devoted to the adaptation of the traditional technology of chemical oxidation of parts and workpieces made of aluminum alloys obtained by traditional methods for surface treatment of parts manufactured by selective laser fusion and metal powder composition of the VAC1 alloy. The work investigated the compatibility and influence of the main chemical components of electrolytes on the stability of solutions and the quality of the formed coating. The performance of electrolytes for oxidation and various options for chemical preparation of the surface of samples from the alloy VAC1 are considered.

Keywords: chemical oxidation, corrosion, coatings, additive technologies, aluminum alloys

For citation: Kozlov I.A., Volkov I.A., Fomina M.A., Zakharov K.E. Features of chemical oxidation of semi-finished products obtained by selective laser melting from a metal powder composition of the alloy VAS1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.

Введение

Для обеспечения высоких аэродинамических и ресурсных показателей к качеству поверхности деталей современной авиационной техники предъявляются особые требования по ее шероховатости [1–3]. Для повышения данных показателей детали, изготавливаемые традиционными способами, на различных стадиях изготовления подвергаются дополнительной обработке, в том числе облагораживанию путем механического шлифования и полирования, что обеспечивает получение поверхности высокого качества даже для внутренних поверхностей детали [4, 5].

Относительно новые технологии изготовления деталей методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции алюминиевого сплава ВАС1 обеспечивают получение за одну операцию детали или заготовки инновационной (оригинальной) геометрической формы со сложной конфигурацией и наличием внутренних труднодоступных поверхностей. Применение традиционных технологий облагораживающей обработки поверхности для деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции алюминиевого сплава ВАС1, трудоемко и не всегда обеспечивает требуемый результат. Снижение шероховатости таких деталей возможно путем применения электрохимических, химических или электролитно-плазменных методов обработки в растворах. Однако в настоящее время в РФ отсутствуют технологии, обеспечивающие снижение шероховатости поверхности деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления.

Важным фактором для деталей из алюминиевых сплавов является антикоррозионная защита, позволяющая обеспечить требуемый срок службы изделия и существенно снизить вероятность отказа по причине коррозии [6]. Как показывает практика отечественного и зарубежного авиастроения, неметаллические неорганические оксидные покрытия в комплексе с системой лакокрасочных покрытий (ЛКП) являются наиболее эффективной защитой, в том числе для всеклиматического исполнения изделий. Оксидные покрытия имеют важное значение в комплексной системе защиты – на них приходится до 60–70 % защитных свойств. Наиболее широко используемые технологии формирования неметаллических неорганических покрытий – химическое и анодное оксидирование, которые обеспечивают образование качественных покрытий с высокими защитными и адгезионными свойствами на большинстве деформируемых и литейных алюминиевых сплавов. Процесс их образования связан с особенностями протекания окислительно-восстановительных реакций, в результате которых на поверхности формируется слой из частично гидратированного оксида алюминия.

Кроме состава электролита оксидирования, немаловажное значение в формировании неметаллических неорганических покрытий на алюминиевых сплавах имеет химический состав поверхности деталей и полуфабрикатов, особенно наличие редкоземельных и неметаллических легирующих компонентов, которое негативно влияет на образование защитных покрытий, снижая их уровень защитных и адгезионных свойств, ввиду формирования неоднородной структуры и толщины, а также повышенной пористости.

Согласно ранее проведенным исследованиям по формированию неметаллических неорганических покрытий на деталях и образцах, изготовленных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции алюминиевого сплава ВАС1, установлена невозможность применения классических методов подготовки и оксидирования поверхности. В частности, применение процесса анодного оксидирования в растворе хромовой кислоты приводит к сильному растраву поверхности деталей, а также неконтролируемому повышению температуры в ванне оксидирования. При анодном оксидировании в растворе серной кислоты на поверхности формируются несплошные дефектные оксидные пленки, не обладающие хорошими защитными и адгезионными свойствами.

Материалы и методы

Для проведения исследований использованы образцы из алюминиевого сплава ВАС1 (система Al–Si–Mg–Cu), изготовленные методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции на 3D-принтере для аддитивного производства с последующей термической обработкой. Металлопорошковая композиция изготовлена в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ из шихтовых заготовок методом газовой атомизации в среде нейтрального газа с последующим рассевом на фракции частиц размерами 10–63 мкм; геометрические размеры образцов 100×50×3 мм. Состав алюминиевого сплава ВАС1 приведен в табл. 1.

Таблица 1

Компонентный состав алюминиевого сплава ВАС1*

Содержание элементов, % (по массе)					Примеси, % (по массе)	
Si	Zr	Cu	Mg	Ce	Fe	Ni
9,42	0,22	0,81	0,85	0,18	0,12	0,001

* Защищен патентом РФ № 2661525.

Оценку защитной способности покрытия проводили путем выставления образцов на экспозицию в камеру солевого тумана согласно ГОСТ 9.308–85 (метод 1) с непрерывным распылением 5%-ного раствора хлористого натрия.

Адгезию покрытий к ЛКП измеряли методом решетчатых надрезов на поверхности образцов в ЛКП согласно ГОСТ 15140–78.

Измерение шероховатости поверхности проводили методом конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (CLSM) с применением оптического профилометра с автоматической базой путем построения трехмерного двойника поверхности образцов.

Для приготовления растворов химического оксидирования и подготовки поверхности использовали очищенную воду с электропроводностью не более 5 мкСм/см, а химические реактивы – со степенью чистоты не менее «Ч».

Предварительную подготовку поверхности проводили по ГОСТ 9.305–84.

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

Результаты и обсуждение

Одной из особенностей серийно освоенных металлопорошковых композиций алюминиевых сплавов для аддитивного производства является наличие в составе кремния, что усложняет процесс традиционной химической обработки. Аналогичные трудности при традиционном проведении процесса химического оксидирования возникают и при обработке литейных алюминиевых сплавов. Кремний образует с алюминием и другими легирующими компонентами труднорастворимые фазы различного состава, а также присутствует в сплавах алюминия в элементарном виде. При изготовлении деталей методом селективного лазерного сплавления и дальнейшей термической обработке может происходить его коагуляция и образование множественных сферических агломераций [7–14].

Из-за имеющихся трудностей с химической обработкой сплава ВАС1, заключающихся в образовании аморфного кремния на поверхности деталей и образцов, проведены исследования по выявлению влияния предварительной обработки на состояние поверхности образцов. Для этого выбраны стандартные (щелочные и кислотные) и экспериментальные растворы травления, а также осветление в растворе азотной кислоты. Оценку влияния проводили по изменению шероховатости поверхности (по 5 точкам на каждой стороне образца) и ее внешнему виду (табл. 2).

Таблица 2

Результаты исследования влияния режимов предварительной подготовки на внешний вид образцов из сплава ВАС1

Режим предварительной подготовки (ГОСТ 9.305–84)	Внешний вид поверхности	Скорость травления, г/(м ² ·мин)
Травление в NaOH (50 г/л) при температуре 60 °С в течение 2 мин, осветление в HNO ₃ (30 % (по массе)) при температуре 23 °С в течение 5 мин	Темно-коричневый шлам	18,9
Травление в NaOH (35 г/л) + Na ₂ CO ₃ (30 г/л) при температуре 50 °С в течение 2 мин, осветление в HNO ₃ (30 % (по массе)) при температуре 23 °С в течение 5 мин	Светло-серый шлам	1,36
Травление в NaOH (15 г/л) + Na ₂ CO ₃ (15 г/л) + NaNO ₃ (10 г/л) при температуре 50 °С в течение 2 мин, осветление в HNO ₃ (30 % (по массе)) при температуре 23 °С в течение 5 мин	Светло-серый шлам	0,56
Травление в HNO ₃ (280 г/л) + HF (10 г/л) при температуре 23 °С в течение 10 мин	Темно-серый шлам	1,55
Травление в NaOH (50 г/л) при температуре 60 °С в течение 2 мин, осветление в экспериментальном кислотном растворе при температуре 23 °С в течение 10 мин	Матовая светлая чистая поверхность	19,46
Осветление в экспериментальном кислотном растворе при температуре 23 °С в течение 10 мин	Матовая светлая чистая поверхность	0,17

Установлено, что практически на всех исследуемых вариантах подготовки поверхности после кислотной обработки остается шлам различного оттенка – от светло-серого до темно-коричневого. Предположительно это связано с наличием отдельных включений кремния на поверхности образцов и химическими особенностями при проведении процессов травления и осветления. В процессе лазерного сплавления (в отличие от традиционного литейного производства) происходит мгновенный нагрев и спекание металлопорошковой композиции (особенно фракций диапазона 10–63 мкм), что может приводить к образованию металлоподобных силицидов на поверхности образцов. Даже применение раствора азотной и фтористоводородной кислот не позволило должным образом обеспечить чистоту поверхности образцов перед проведением химического оксидирования.

Одновременно следует отметить высокую скорость травления исследуемых образцов алюминиевого сплава при применении традиционной технологии щелочного травления и снятия шлама в растворе азотной кислоты.

Анализ шероховатости поверхности по трехмерным топографическим моделям позволил выявить, что применение щелочного травления и последующее осветление в азотной кислоте позволяют снизить шероховатость поверхности в среднем на 6,38 % (рис. 1, а). Добавление кальцинированной соды в щелочной раствор травления снижает скорость травления более чем в 13 раз, при этом активнее сглаживая поверхность (рис. 1, б). Добавление в раствор едкого натра кальцинированной соды и нитрата натрия приводит к существенному снижению скорости травления. При этом вводимый нитрат натрия не обеспечивает равномерность травления (рис. 1, в), что наблюдается при обработке традиционных литейных и деформируемых алюминиевых сплавов [15, 16]. Применение смеси из азотной и фтористоводородной кислот, несмотря на низкую скорость травления, существенно увеличивает шероховатость поверхности (рис. 1, г) относительно исходного состояния – до 5 %, что может повлечь за собой неравномерность нанесения химического состава оксидирования и является неприемлемым.

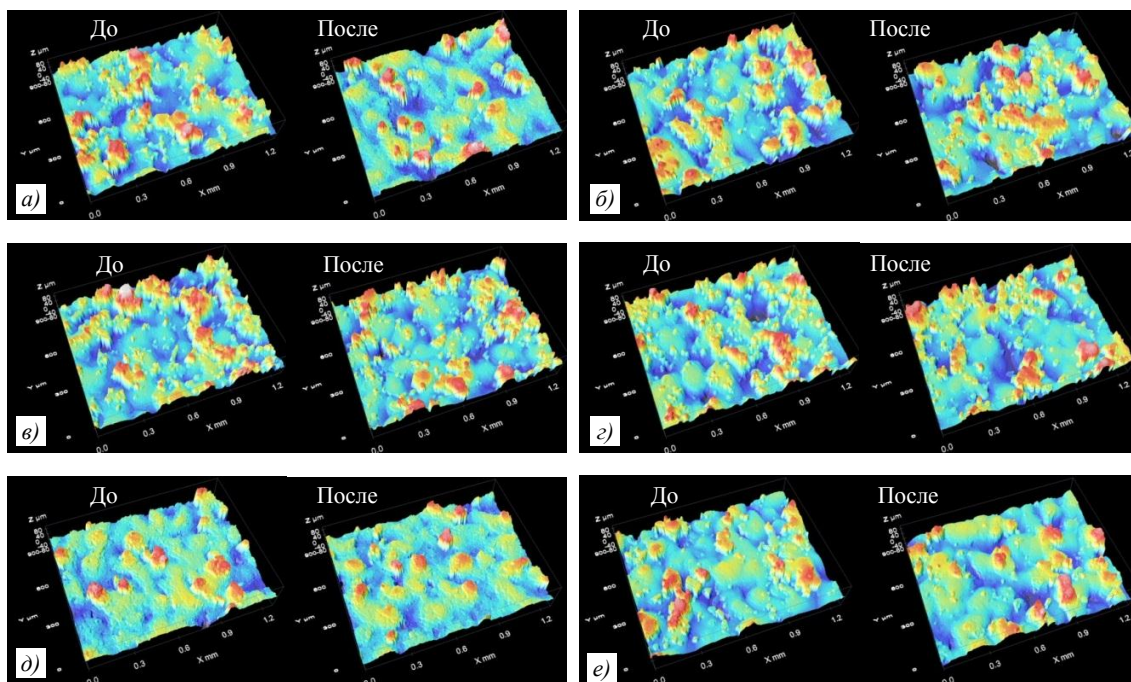


Рис. 1. 3D-модели поверхности образца до и после химической обработки в растворах едкого натра (а); едкого натра и кальцинированной соды (б); едкого натра, кальцинированной соды и нитрата натрия (в), а также в кислотном растворе травления (г), в растворе едкого натра с осветлением в экспериментальном растворе (д) и экспериментальном растворе осветления (е)

Таким образом, видно, что традиционно применяемые растворы не обладают должной эффективностью для обеспечения подготовки поверхности образцов из сплава ВАС1, полученных спеканием порошковой композиции. При исследовании топографии поверхности установлено, что исходные пики не сглаживаются и остаются нетронутыми, не происходит селективного вытравливания кремния с поверхности образцов.

Травление образцов из сплава ВАС1 в растворе едкого натра с последующим осветлением в экспериментальном кислотном растворе приводит к полному удалению шлама. При этом значения скорости травления и изменения шероховатости практически не изменяются по сравнению со стандартным режимом подготовки (рис. 1, д, е).

На основании полученных результатов можно предположить механизм возникновения осадка аморфного кремния на поверхности деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции алюминиевого сплава ВАС1. Ввиду того, что образование осадка происходит при любой химической и электрохимической обработке с активным растворением поверхностного слоя, основной причиной может служить следующее: общее содержание кремния в структуре сплава может достигать значений вплоть до 10 % (по массе), большая часть которого представлена в виде скоплений частичек кремния различной морфологии размером от 50 до 200 нм, а также труднорастворимых фаз составов $Al_{18}Fe_2Si_2$, $Al_{18}Fe_2Mg_7Si_{10}$ и Al_3Ce_2Si . В результате химического или электрохимического воздействия происходит выделение указанных частиц и фаз из поверхностного слоя и их последующее осаждение. Тогда эффективность экспериментального раствора осветления объясняется наличием в растворе ионов фтористоводородной и азотной кислот, которые осуществляют процесс селективного растворения кремния и содержащих его фаз. При этом высокая концентрация серной кислоты предотвращает травление алюминиевого сплава ввиду отсутствия свободного кислорода в растворе.

С целью опробования стандартных электролитов для установления возможности формирования химического оксидного покрытия на образцах из металлопорошковой

композиции сплава ВАС1 проведена обработка в различных растворах, содержащих в качестве пассивирующего и пленкообразующего агента ионы хрома (рис. 2). Предварительную подготовку образцов проводили в растворе NaOH (50 г/л) при температуре 60 °С в течение 2 мин с последующим осветлением в экспериментальном кислотном растворе при температуре 23 °С в течение 10 мин.

Установлено, что при обработке в стандартном электролите на основе хромового ангидрида (CrO_3) и фторсиликата натрия (Na_2SiF_6) формируется неравномерное покрытие, а при протирании поверхности покрытие частично стирается. При добавлении в стандартный электролит поверхностно-активных веществ типа синтанола ДС-10 или лаурилсульфата натрия цвет покрытия остается бледно-желтым и оно продолжает стираться. Добавление в стандартный электролит калия железосинеродистого ($\text{K}_3(\text{Fe}[\text{CN}]_6)$) позволяет получить равномерное покрытие темно-желтого цвета, но при этом оно стирается и непригодно для использования. Предположительно, основным фактором, влияющим на стираемость покрытия после формирования на сплаве ВАС1, является добавление в электролит фторсиликата натрия (Na_2SiF_6).



Рис. 2. Внешний вид покрытий, формируемых в различных составах электролитов химического оксидирования на сплаве ВАС1

В электролите, содержащем хромовый ангидрид (CrO_3) и фторсиликат калия (K_2SiF_6), формируется едва заметное бледно-желтое покрытие, но не стирается при протирании. Добавление в данный электролит нитрата натрия (NaNO_3) позволяет получить равномерное покрытие светло-желтого цвета, не стирающееся при протирании. Замена фторсиликата натрия на натрий фтористый (NaF) и калий фтористый кислый (KHF_2) в качестве активаторов поверхности приводит к активному травлению сплава ВАС1 в электролитах, а покрытие не формируется.

Установлено также, что электролиты, содержащие добавки синтанола ДС-10 и лаурилсульфата натрия, нестабильны и изменяют цвет за 120 ч хранения. Предположительно, это связано с переходом соединений хрома из шестивалентного в трехвалентное состояние за счет протекания химических реакций с примененными поверхностно-активными веществами.

Проведены исследования по оценке влияния составов электролитов химического оксидирования на функциональные свойства сформированных покрытий. Покрытия выставляли на ускоренные коррозионные испытания в камеру солевого тумана согласно ГОСТ 9.308–85 (метод 1) (табл. 3).

**Коррозионные свойства покрытий
в зависимости от состава электролита химического оксидирования**

Состав электролита	Время до появления первых очагов коррозии, ч
$\text{CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SiF}_6$	96
$\text{CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{синтанол ДС-10}$	96
$\text{CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{K}_3(\text{Fe}[\text{CN}]_6)$	120
$\text{CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SiF}_6 + \text{лаурилсульфат натрия}$	96
$\text{CrO}_3 + \text{K}_2\text{SiF}_6$	144
$\text{CrO}_3 + \text{K}_2\text{SiF}_6 + \text{NaNO}_3$	192

По результатам лабораторных испытаний установлено, что высокие защитные свойства получены на образцах после обработки в электролите, содержащем хромовый ангидрид, фторсиликат калия и нитрат натрия. Все остальные электролиты не позволяют сформировать качественные покрытия с высокими защитными свойствами. Благоприятное влияния NaNO_3 , предположительно, связано с образованием комплексных солей на поверхности алюминиевых образцов, что снижает интенсивность химических реакций в процессе оксидирования и препятствует уносу оксидной пленки с поверхности образца.

Ввиду имеющихся данных по неэффективности применения стандартных технологий анодного оксидирования к деталям, изготовленным методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции алюминиевого сплава ВАС1, целесообразно провести исследования по адаптации уже имеющихся процессов, а при невозможности такого применения разработать новую технологию, учитывающую особенности состава сплава ВАС1. Перспективно, по-видимому, использование органических кислот (щавелевая, салициловая, винная) из-за возможного комплексообразования с кремнием при проведении процесса анодного оксидирования. Данные исследования планируется провести в дальнейшем.

Заключения

Проведенные исследования традиционных технологий подготовки поверхности алюминиевых сплавов перед химическим оксидированием показали необходимость разработки нового раствора для обеспечения равномерного травления образцов, полученных методом селективного лазерного сплавления металлопорошковой композиции из кремнийсодержащего сплава ВАС1.

Отмечена также возможность при подготовке поверхности перед химическим оксидированием снижать шероховатость поверхности образцов после селективного лазерного сплавления.

Опробованные технологические режимы и составы электролитов химического оксидирования образцов позволили установить необходимость их адаптации для обеспечения формирования защитного покрытия, обладающего высокими защитными свойствами.

Экспериментально показано, что для металлических материалов, полученных с применением метода селективного лазерного сплавления, необходима разработка новых или адаптация традиционных технологий химической обработки поверхности.

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., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 4 (37). С. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
3. Каблов Е.Н. Инновационное развитие – важнейший приоритет государства // Металлы Евразии. 2010. № 2. С. 6–11.

4. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
5. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 2 (35). С. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
6. Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Ashcroft I., Tuck C. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting // Additive Manufacturing. 2014. Vol. 1–4. P. 77–86.
7. Prashanth K.G., Scudino S., Klauss H.J. Microstructure and mechanical properties of Al–12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment // Materials Science & Engineering: A. 2014. Vol. 590. P. 153–160.
8. Weingarten C., Buchbinder D. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg // Journal of Materials Processing Technology. 2015. Vol. 221. P. 112–120.
9. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В., Хохлатова Л.Б., Зайцев Д.В. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // Технология легких сплавов. 2016. № 3. С. 7–17.
10. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Гращенков Д.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. Металломатричные композиционные материалы на основе Al–SiC // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 373–380.
11. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Чесноков Д.В., Кутырев А.Е. Исследование применения комбинированного анодного растворения алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si–Cu с целью прогнозирования потери механических свойств при атмосферной коррозии // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
12. Сбитнева С.В., Лукина Е.А., Бенариев И. Некоторые особенности структуры алюминиевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83.
13. Щетинина Н.Д., Кузнецова П.Е., Дынин Н.В., Селиванов А.А. Сплавы на основе алюминия с добавками скандия и циркония в аддитивном производстве (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 24.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
14. Кравченко Д.В., Козлов И.А., Никифоров А.А. Способы подготовки поверхности алюминиевых сплавов для нанесения гальванических покрытий (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 6 (100). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-6-82-99.
15. Желонкина С.И. Обзор современных способов подготовки поверхности алюминиевых сплавов под нанесение металлопокрытий (часть 1) // Упрочняющие технологии и покрытия. 2021. Т. 17. № 5 (197). С. 227–231.
16. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.

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., Startsev O.V. The basic and applied research in the field of corrosion and ageing of materials in natural environments (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 4 (37), pp. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
3. Kablov E.N. *Innovative development is the most important priority of the state*. *Metally Evrazii*, 2010, no. 2, pp. 6–11.
4. Kablov E.N. What will the future be made of? New generation materials, technologies for their creation and processing – the basis of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
5. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Review of international experience on corrosion and corrosion protection. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 2 (35), pp. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.

6. Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Ashcroft I., Tuck C. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2014, vol. 1–4, pp. 77–86.
7. Prashanth K.G., Scudino S., Klauss H.J. Microstructure and mechanical properties of Al–12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment. *Materials Science & Engineering: A*, 2014, vol. 590, pp. 153–160.
8. Weingarten C., Buchbinder D. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 221, pp. 112–120.
9. Kablov E.N., Lukina E.A., Sbitneva S.V., Khokhlatova L.B., Zaitsev D.V. Formation of metastable phases during the decomposition of a solid solution during the artificial aging of Al alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2016, no. 3, pp. 7–17.
10. Kablov E.N., Shchetanov B.V., Grashhenkov D.V., Shavnev A.A., Nyafkin A.N. Metalmatrix composite materials on the basis of Al–SiC. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 373–380.
11. Kablov E.N., Antipov V.V., Chesnokov D.V., Kutyrev A.E. Application of Al–Mg–Si–Cu system aluminum alloy combined anodic dissolution for prognosis of tensile strength loss during natural exposure testing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
12. Sbitneva S.V., Lukina E.A., Benarieb I. Some structural features of aluminum alloys obtained by selective laser melting (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 22, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83.
13. Shchetinina N.D., Kuznetsova P.E., Dynin N.V., Selivanov A.A. Aluminum alloys with additions of Sc and Zr IN additive manufacturing (review) *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 24, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
14. Kravchenko D.V., Kozlov I.A., Nikiforov A.A. Methods for preparing the surface of aluminum alloys for electroplating (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 6 (100), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-6-82-99.
15. Zhelonkina S.I. Review of modern methods of preparing the surface of aluminum alloys for the application of metal coatings (part 1). *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2021, vol. 17, no. 5 (197), pp. 227–231.
16. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2107-9140-2017-0-S-186-194.

Информация об авторах

Козлов Илья Андреевич, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Фомина Марина Александровна, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Захаров Кирилл Евгеньевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Kirill E. Zakharov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 24.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.10.2023.
The article was submitted 24.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 27.10.2023.

Научная статья

УДК 666.3

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-99-110

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С МНОГОСЛОЙНОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ*Б.Ю. Кузнецов¹, И.И. Власов¹, Д.В. Гриневич¹, О.Ю. Сорокин¹*

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

Аннотация. *Определены механизмы разрушения и физико-механические свойства многослойного керамического композиционного материала системы Mo–Si–B. Созданы качественные модели, позволяющие прогнозировать наиболее критические зоны разрушения композиционного материала. Исследовано влияние микроструктуры на механизмы разрушения. Проведены натурные испытания металлокерамического композиционного материала с многослойной структурой, в результате которых установлена высокая сходимость с рассчитанными моделями.*

Ключевые слова: *керамика, композиционный материал, многослойная структура, трещиностойкость, механические свойства, метод конечных элементов, модель упругости, модель пластичности*

Для цитирования: Кузнецов Б.Ю., Власов И.И., Гриневич Д.В., Сорокин О.Ю. Моделирование разрушения металлокерамического композиционного материала с многослойной структурой методом конечных элементов // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-99-110.

Scientific article

MODELING THE DESTRUCTION OF A METAL-CERAMIC COMPOSITE MATERIAL WITH A MULTILAYER STRUCTURE BY THE FINITE ELEMENT METHOD*B.Yu. Kuznetsov¹, I.I. Vlasov¹, D.V. Grinevich¹, O.Yu. Sorokin¹*

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 purpose of this work is to determine the effect of the transitional diffusion zone at the interfacial boundary of the layers of the ceramic composite material of the Mo–Si–B system on the nature of destruction and physical and mechanical properties. Qualitative models have been created that make it possible to predict the most critical fracture zones of a composite material, and the effect of microstructure on the fracture mechanisms has been studied. Field tests of a ceramic-metal composite material with a multilayer structure were carried out, as a result of which a high convergence with the calculated models was established.*

Keywords: *ceramics, composite material, multilayer structure, crack resistance, mechanical properties, finite element method, elasticity model, plasticity model*

For citation: Kuznetsov B.Yu., Vlasov I.I., Grinevich D.V., Sorokin O.Yu. Modeling the destruction of a metal-ceramic composite material with a multilayer structure by the finite element method. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-99-110.

Введение

Применение керамических материалов в качестве конструкционных сопряжено с риском быстрого разрушения при возникновении дефекта критического размера. Внедрение деталей, изготовленных из керамических материалов, в конструкции наземных газотурбинных установок, газотурбинных двигателей, различных типов реакторов и других устройств высокотемпературной техники сдерживается их высокой хрупкостью. Актуальным остается вопрос создания научных основ для производства керамических трещиностойких материалов с сохранением присущих им функциональных свойств – жаропрочности, жаростойкости и др. [1]. Керамические материалы с повышенной трещиностойкостью имеют сложную, как правило, разнородную микроструктуру, за счет чего реализуются различные механизмы, замедляющие распространение трещины, такие как отклонение и затухание, вследствие диссипации энергии на межфазных границах раздела [2]. Разработка композиционных материалов, состоящих из чередующихся керамических и металлических слоев, представляет интерес, поскольку они сочетают требуемые физико-механические свойства. Вследствие наличия керамических фаз многослойный композиционный материал обладает более низкой плотностью, чем жаропрочные сплавы. Включение металлических слоев увеличивает трещиностойкость по сравнению с монолитными керамическими композиционными материалами из-за более сложного механизма разрушения [3].

Подобные многослойные композиционные материалы могут быть перспективными для изготовления деталей, эксплуатируемых при воздействии высоких температур, динамических нагрузок и агрессивных сред. Они отличаются балансом свойств – жаропрочности, трещиностойкости, сопротивления ползучести в сочетании с низкой плотностью [4, 5].

Важно отметить, что в научно-технической литературе практически не приводятся расчетные модели напряженно-деформируемого состояния металлокерамических композиционных материалов с многослойной структурой, позволяющих прогнозировать комплекс физико-механических свойств материала в зависимости от свойств и толщины отдельных слоев.

Материалы и методы

Образцы многослойного керамического материала синтезировали на промышленном горячем прессе. Шлифы полученного материала подготавливали с помощью шлифовально-полировальной машины и отрезного прецизионного станка.

Микроструктуру образцов исследовали согласно ГОСТ Р ИСО 22309–2015 «Государственная система обеспечения единства измерений. Микроанализ электронно-зондовый. Количественный анализ с использованием энергодисперсионной спектроскопии для элементов с атомным номером от 11 (Na) и выше» на растровом электронном микроскопе, оснащенный энергодисперсионным спектрометром.

Испытание на трехточечный изгиб проводили на универсальной электродинамической испытательной машине. Испытанию подвергали образцы шириной и высотой 5 мм и длиной 55 мм с нанесенным концентратором напряжений в виде надреза. Испытания проводили согласно ГОСТ Р 57749–2017 (ИСО 17138:2014) «Композиты керамические. Метод испытания на изгиб при нормальной температуре».

Механические испытания на растяжение проведены на универсальной электромеханической испытательной машине согласно стандартам ASTM C1273–18 «Standard Test Method for Tensile Strength of Monolithic Advanced Ceramics at Ambient Temperatures» и ASTM C1366–04 «Standard Test Method for Tensile Strength of Monolithic Advanced Ceramics at Elevated Temperatures» при комнатной и повышенной температурах соответственно.

В качестве основного расчетного метода для моделирования механизмов разрушения многослойного керамического материала использовали метод конечных элементов, предусматривающий разбивку поверхности материала на единичные элементы и присвоение каждому из них тензора напряжений в соответствии со схемой, представленной на рис. 1.

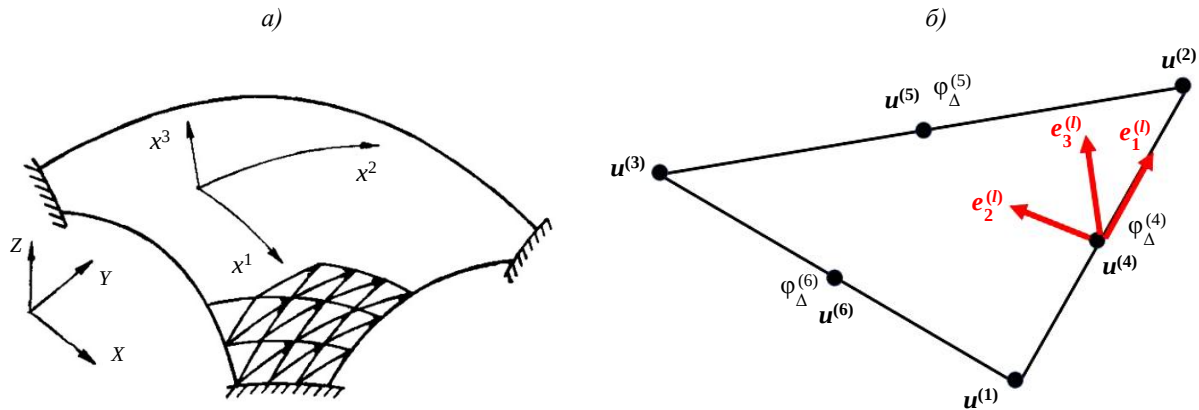


Рис. 1. Разбивка произвольной пластины на конечные элементы (а) и конечный элемент для оболочек Кирхгофа–Лява (б)

Уравнение для конечного элемента будет иметь вид:

$$K_e^{(i)} = \begin{bmatrix} \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & \frac{\nu_{21}E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu_{12}E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{12}{h^2}G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{12}{h^2}G_{23} \end{bmatrix},$$

где E_i – модули упругости; ν_{ij} – коэффициенты Пуассона; G_{ij} – модули сдвига.

Матрицы жесткости отдельных элементов $K_e^{(i)}$ объединяют в глобальную матрицу жесткости K .

Уравнение равновесия для метода конечных элементов можно записать в виде:

$$Ku = F,$$

где F – тензор первого порядка значений внешних воздействий (сил) согласно распределению по узлам граничных условий; K – глобальный тензор второго порядка жесткости элементов модели; u – тензор первого порядка перемещений узлов модели.

Данное выражение можно также представить в виде уравнений:

$$\begin{bmatrix} k_{11} & k_{12} & \dots k_{1m} \\ k_{21} & k_{22} & \dots k_{2m} \\ \vdots & \vdots & \ddots \\ k_{n1} & k_{n2} & \dots k_{nm} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} u_1 \\ u_2 \\ \vdots \\ u_n \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} F_1 \\ F_2 \\ \vdots \\ F_n \end{Bmatrix},$$

где k_{mn} – жесткость по степеням свободы mn ; u_n – неизвестное перемещение по степени свободы n ; F_n – нагрузка по n -й степени свободы.

Деформации определяют по формуле:

$$\varepsilon = Du,$$

где ε – тензор деформаций; D – тензор операторов дифференцирования.

С учетом положения о совместности деформаций и небольшой толщины оболочки напряжения в каждом слое определяют исходя из предположения о линейном распределении деформаций по толщине оболочки. Согласно обобщенному закону Гука получают напряжения в слое:

$$\sigma^{(i)} = C^{(i)} \varepsilon^{(i)},$$

где $\sigma^{(i)}$ – тензор напряжений в i -м слое; $C^{(i)}$ – тензор жесткости материала в i -м слое; $\varepsilon^{(i)}$ – тензор деформаций в i -м слое.

В данной работе рассмотрены математические модели элементарных образцов на растяжение, изгиб и изгиб с V-образным концентратором материала, состоящего из чередующихся слоев молибдена и карбида кремния [6].

Математические модели компонентов получены из базы данных Granta. Для исследования нагруженного состояния молибдена применяли модель Стейнберга–Гуинана, которая учитывает изменение модуля сдвига и предела текучести. Такая модель позволяет изучить, как ведет себя материал в пластической зоне в зависимости от скорости деформации и температуры.

Изменение модуля сдвига рассчитывают по формуле:

$$G = G_0 \left\{ 1 + \left(\frac{dG/dP}{G_0} \right) \frac{P}{\left(\frac{V_0}{V} \right)^{1/3}} + \left(\frac{dG/dT}{G_0} \right) (T - 300) \right\},$$

где G – модуль сдвига; G_0 – модуль сдвига в отсчетном состоянии (при температуре $T = 300$ К, нормализованном напряжении $p = 0$, эффективной деформации $\varepsilon_e = 0$); P – давление; $\frac{V_0}{V}$ – изменение объема тела.

Изменение предела текучести определяют по формуле:

$$\sigma_y = \sigma_{y0} \left\{ 1 + \left(\frac{d\sigma_y}{dP} \right) \frac{P}{\left(\frac{V_0}{V} \right)^{1/3}} + \left(\frac{dG/dT}{G_0} \right) (T - 300) \right\} (1 + \beta \varepsilon_e^{pl}),$$

где σ_y – предел текучести; σ_{y0} – предел текучести в отсчетном состоянии (при температуре $T = 300$ К, нормализованном напряжении $p = 0$, эффективной деформации $\epsilon_e = 0$); ϵ_e^{pl} – эффективная пластическая деформация; β – константа упрочнения.

Расчет напряженно-деформированного состояния карбида описывали по модели Джонсона–Холмквиста. Модель полезна для моделирования хрупких материалов, которые подвергаются высоким уровням давления, сдвиговой деформации или скоростям деформации. Данная модель также позволяет оценить повреждаемость материала. Предполагается, что предел прочности неповрежденного материала при одноосном разрушении определяется уравнением вида:

$$\sigma_{\text{intact}} = A(p + P_n)^n \left[1 + C \ln \left(\frac{de_p}{dt} \right) \right],$$

где A , C , n – материальные константы; t – время; e_p – неупругая деформация (для устранения зависимости от времени скорость неупругой деформации обычно нормируется эталонной скоростью деформации); p – нормализованное напряжение; P_n – нормализованное гидростатическое давление при растяжении.

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

Результаты и обсуждение

Моделирование растягивающих напряжений

Растягивающие напряжения рассчитывали на образце, форма которого соответствует стандарту ASTM C1275. Модель включает два металлических и два керамических слоя. Механические свойства структурных составляющих получены из базы программного комплекса. Пластичный металлический слой представлен молибденовой фольгой, а в качестве жесткой и хрупкой керамики выбран карбид кремния (SiC). Слои закреплены относительно друг друга и способны к сдвиговым деформациям. Кроме того, эта модель не учитывает присутствия диффузионной границы, которая существует в структуре реального материала. Это может вносить значительные погрешности в прочностной расчет, поскольку диффузионная граница является концентратором напряжений и отличается определенной дефектностью. Перечисленные факторы в совокупности будут приводить к снижению прочностных характеристик по сравнению с расчетными [7]. Однако основной задачей данной работы было определение механизмов разрушения многослойного композиционного материала, а не прочностной расчет конкретной конструкции.

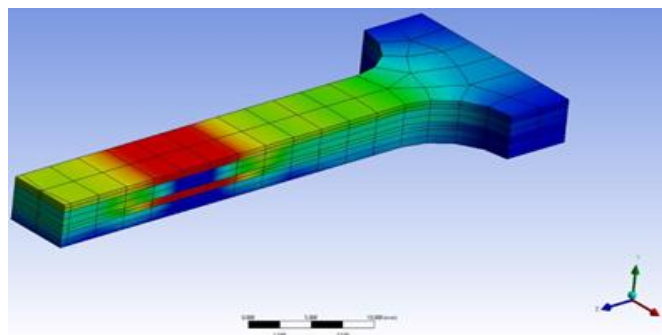


Рис. 2. Компьютерное моделирование при воздействии на образец растягивающих напряжений

На начальном этапе воздействия растягивающих напряжений многослойный металл-керамический композиционный материал равномерно нагружен по всем слоям. Затем разрушение происходит в керамических слоях (на рис. 2 область красного цвета в середине рабочей части образца). Дальнейшее нагружение приводит к кратному увеличению возникающих напряжений в металлических слоях. В результате в них практически сразу возникает пластическая деформация, из-за которой происходят их вытягивание относительно керамических слоев и последующее разрушение вследствие достижения металлом предела прочности [8]. При этом в образце присутствуют области, в которых напряжения равны нулю (на рис. 2 обозначены синим цветом). В рабочей части образца зафиксирована область с максимальным уровнем напряжений (1760 МПа).

Моделирование изгибающих напряжений

Моделирование напряжений, а также вероятности возникновения трещин выполняли на образце, форма которого соответствует ГОСТ 24409–80. Модель включает три металлических и четыре керамических слоя. Механические свойства структурных составляющих получены из базы программного комплекса. Пластичный металлический слой представлен молибденовой фольгой, а в качестве жесткой и хрупкой керамики выбран карбид кремния (SiC). Имеющиеся в структуре слои жестко закреплены относительно друг друга и не могут проскальзывать [9]. Архитектура рассматриваемой модели не содержит дополнительных структурных элементов (диффузионной границы), которые присутствуют в структуре реального материала, что обуславливает значительные погрешности в количественном расчете прочности. Это связано с тем, что диффузионная граница является концентратором напряжений и отличается определенной дефектностью, вследствие чего прочностные характеристики реального материала ниже расчетных [10].

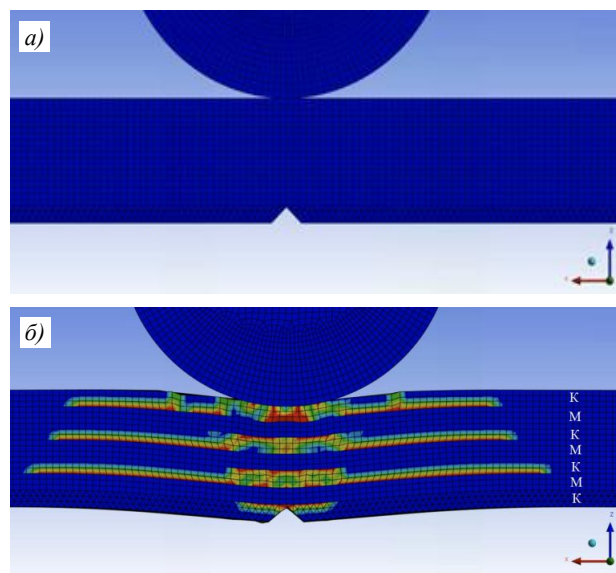


Рис. 3. Компьютерное моделирование при воздействии на образец изгибающих напряжений: *а* – исходное состояние; *б* – упруго-деформированное состояние (синим цветом обозначена нулевая вероятность разрушения материала, красным – 100%-ная)

Расчет модели по критерию разрушения показал, что при подобном типе нагрузки крупные магистральные трещины возникают практически в каждом керамическом слое, но появляются они последовательно от верхнего слоя к нижнему (рис. 3). Вместе

с тем энергии возникших трещин недостаточно для продолжения роста в металлических слоях. В связи с этим они изменяют свое направление, отклоняются и начинают распространяться вдоль нижней границы структурных составляющих [11]. Подобный механизм может приводить к расслаиванию реального материала, но скорости распространения трещины и разрушения будут существенно ниже по сравнению с монокристаллической керамикой.

Получение металлокерамического композиционного материала с многослойной структурой

В роли армирующего компонента – тугоплавкого металла, снижающего модуль упругости композиционного материала, выбран молибден благодаря высокой удельной прочности, невысокой стоимости, проработанности методик защиты от длительной высокотемпературной газовой коррозии [12].

В качестве исходных компонентов использованы молибденовая фольга толщиной 100 мкм и смесь порошков с массовой долей: Мо – от 60 до 75 %, Si – от 10 до 15 %, В – от 8 до 15 %. Из порошковой смеси, изготовленной совместным помолом в планетарной мельнице для более эффективной гомогенизации, готовили суспензию с помощью ультразвукового диспергатора. Полученную суспензию наносили на поверхность молибденовой фольги, которую затем укладывали в графитовую пресс-форму для последующей диффузионной сварки под давлением на горячем прессе. Приложенное в процессе прессования давление составляло не менее 30 МПа, температура прессования – от 1400 до 1600 °С [13, 14].

Кажущуюся плотность и открытую пористость определяли методом гидростатического взвешивания в соответствии с ГОСТ 473.4–81. Плотность полученного композиционного материала составляет 7,3 г/см³, открытая пористость: 0,3 %.

Испытание на изгиб многослойного композиционного материала

Диаграмма деформации, полученная в процессе испытания на трехточечный изгиб, представлена на рис. 4.

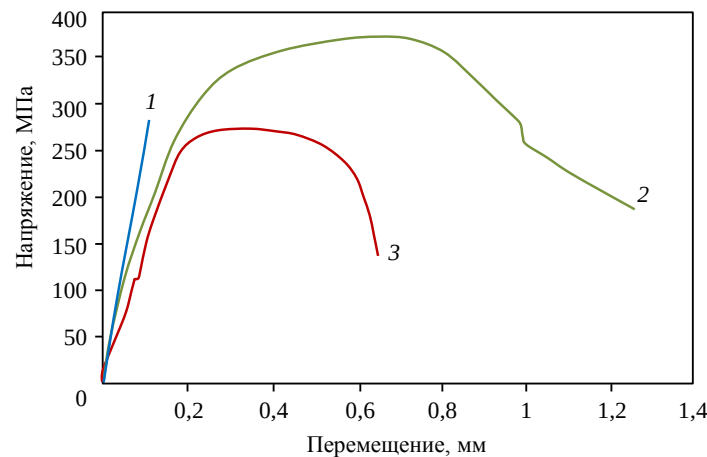


Рис. 4. Диаграмма «напряжение–прогиб» для образцов из монокристаллической керамики (1) и композиционного материала в исходном состоянии (2), с усталостной трещиной (3)

Образец из монокристаллической керамики с составом, аналогичным составу керамического слоя в композиционном материале, разрушается хрупко, без пластической деформации. Об этом свидетельствует линейный характер зависимости напряжения от величины прогиба.

Образец из многослойного композиционного материала в исходном состоянии имеет хорошее сопротивление разрушению. Согласно диаграмме изгиба, появлению трещины предшествует значительная пластическая деформация. Рост трещины сопровождается пластической деформацией слоев в ее вершине. Оба образца (сплошной и с V-образным концентратором напряжений) не разрушались окончательно, что свидетельствует о высокой энергоемкости разрушения. Фотографии образцов из монолитной керамики, а также из композиционного материала в исходном состоянии и с усталостной трещиной после испытания приведены на рис. 5.

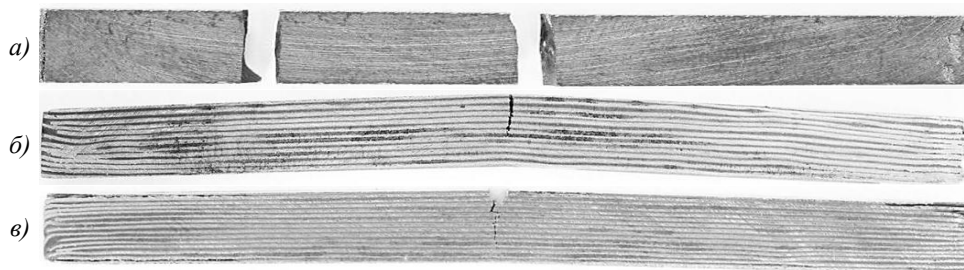


Рис. 5. Образцы из монолитной керамики (а) и композиционного материала в исходном состоянии (б), с усталостной трещиной (в) после испытания на статический изгиб

Микрофотография зоны разрушения образца из многослойного металлокерамического композиционного материала приведена на рис. 6. Направление развития трещины изменилось при ее входе в керамический слой. Трещина отклонилась и начала развиваться параллельно слоям фольги. Характер излома хрупко-вязкий.

Диаграмма изгиба и внешний вид образца после испытания свидетельствуют о существенно более высокой энергии, необходимой для разрушения многослойного композиционного материала, по сравнению с монолитной керамикой аналогичного состава [15].

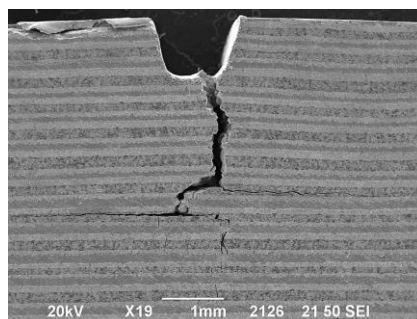


Рис. 6. Зона разрушения образца с усталостной трещиной после испытания на изгиб

Испытания на растяжение многослойного композиционного материала

Испытания на растяжение являются основным и наиболее распространенным методом лабораторного исследования и контроля механических свойств материалов. Наряду с пределом прочности при этих испытаниях определяют предел текучести и характеристики пластичности материала – относительное удлинение и сужение [16].

Важно помнить, что прочностные характеристики керамического материала зависят не только от его характеристик, но и от наличия дефектов. Процесс изготовления образца, в свою очередь, влияет на результат измерений и должен быть описан и учтен. Образец может разрушиться вне рабочей длины вследствие напряжений вблизи геометрических переходов и напряжений, вызванных захватами или градиентом температуры [17]. Такое испытание считается недействительным. Рекомендуется избегать химического взаимодействия материала с экстензометром, учитывать влияние поверхности образца, флуктуации температуры.

Приемлема любая форма образца, если форма захватов, рабочая длина, температурный градиент и требования к изгибу соответствуют стандарту ASTM C1275. Стандарты на испытания монокристаллической керамики предлагают плоский образец с квадратным или прямоугольным поперечным сечением рабочей длины с отверстием.

Испытаны семь образцов из исходного многослойного композиционного материала при комнатной температуре (20 °C). Образцы для испытаний на растяжение изготавливали на электроэрозионном вырезном станке. Отверстия вырезали с помощью гидроабразивного станка. Средние значения прочностных характеристик материала представлены в таблице.

Прочностные характеристики многослойного композиционного материала

Условный номер образца	Модуль упругости, ГПа	Предел прочности при растяжении σ_b , МПа	Относительное удлинение после разрыва δ_5 , %
1	181	131	0,15
2	169	119	0,15
3	178	105	0,1
4	171	94	0,2
5	174	145	0,9
6	187	112	0,8
7	163	152	0,1
Среднее значение	174,7	122,6	0,34

На диаграмме деформации (рис. 7) имеется линейный участок области упругой деформации. После достижения условного предела текучести кривая носит волновой характер в области пластической деформации, что свидетельствует о послойном разрушении композиционного материала.

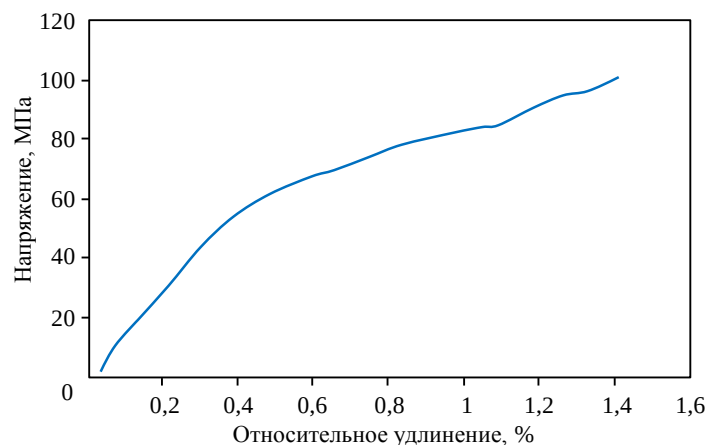


Рис. 7. Диаграмма деформации при температуре 1250 °C

При анализе торцевой поверхности образца, разрушенного после растяжения, можно заметить различный характер изломов керамической и металлической составляющей композиционного материала (рис. 8). Для металлической части характерно незначительное вытягивание металла над поверхностью керамики. Кроме того, отчетливо виден сложный профиль, образованный в результате зарождения множества трещин в процессе испытания, как вторичных, так и магистральных. Металлические составляющие отличаются гладкой поверхностью излома, что свидетельствует о протекании пластической деформации с достижением зоны текучести в процессе испытания [18].

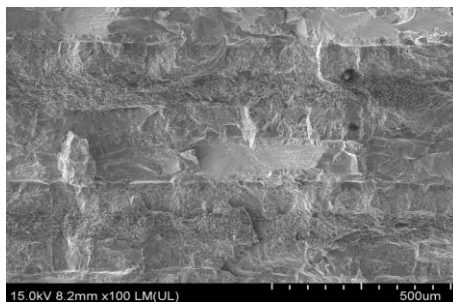


Рис. 8. Торцев образца после испытаний многослойного композиционного материала

Заключения

Выполнено компьютерное моделирование механизмов разрушения металлокерамического композиционного материала с многослойной структурой в сравнении с реальными экспериментами. Создана качественная математическая модель металлокерамического композиционного материала, которая позволяет прогнозировать его разрушение для расчета деталей сложной формы. Определен механизм возникновения и распространения трещин в структуре материала. Получены данные о распределении напряжений в отдельных структурных элементах композита. Установлено, что наличие в структуре пластической фазы обеспечивает армирование керамики, изменяя характер разрушения с хрупкого на хрупко-вязкий. Показана высокая сходимость модели с реальными процессами, происходящими при испытаниях материала данного класса.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).

Список источников

1. Nozhnitsky Y.A., Fedina Y.A., Rekin A.D. et al. Development and investigation of ceramic parts for gas-turbine engines // International Gas Turbine and aeroengine congress and exhibition. Orlando, 1997. P. 1–8.
2. Carollo V., Reinoso J., Paggi M. Modeling complex crack paths in ceramic laminates: A novel variational framework combining the phase field method of fracture and the cohesive zone model // Journal of the European Ceramic Society. 2018. Vol. 38. No. 7. P 4565–4567.
3. Коржов В.П., Кийко В.М. Структура слоистых Mo–Si–B и Nb–Si–B композитов // В сб. 9-ой Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов». Черноголовка, 2016. С. 155.
4. Jain M.K., Subrahmanyam J., Ray S. Development of Mo and Ta foil reinforced (MoSi₂ + 20 vol% SiC_p) matrix laminated composites // Advanced Materials Research. 2012. Vol. 585. P. 306–310.
5. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГИЦ 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.
6. Wang H., Wang C. Preparation and mechanical properties of laminated zirconium diboride/molybdenum composites sintered by spark plasma sintering // Frontiers Material Science in China. 2009. Vol. 3. P. 273–280.
7. Cheng L., Sun M., Ye F. Structure design, fabrication, properties of laminated ceramics: A review // International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. 2018. Vol. 1. P. 126–141.
8. Гаршин А.П., Нилов А.С., Галинская О.О., Краснов В.И. Перспективы развития и пути совершенствования авиационных тормозных систем на базе керамоматричных композиционных материалов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-104-121.

9. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Гирш Р.И. Конструируемые слоистые материалы на основе листов из алюминий-литиевых сплавов и стеклопластиков в конструкциях летательных аппаратов нового поколения // Вестник машиностроения. 2020. № 12. С. 46–52.
10. Севальнев Г.С., Дульнев К.В., Банных И.О., Красуля А.А., Цих С.Г., Лукин Е.И. Исследование структуры и свойств диффузионных слоев после борирования сталей со сверхравновесным содержанием азота // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 27.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-17-29.
11. Shuwei Z., Rabczuk T., Zhuang X. Phase field modeling of quasi-static and dynamic crack propagation: COMSOL implementation and case studies // Advances in Engineering Software. 2018. No. 122. P. 31–49.
12. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
13. Воронов В.А., Чайникова А.С., Лебедева Ю.Е., Житнюк С.В. Получение, физико-механические и триботехнические свойства горячепрессованного углерод-керамического композиционного материала на основе карбида кремния // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-74-84.
14. Kiiko V., Prokhorov D., Stroganova T. Investigation of heat resistance and structure of layered refractory composites reinforced by chemical compound with silicon, carbon, and boron // Scientific proceedings XIV international congress «Machines. Technologies. Materials». Sofia, 2017. P. 421–424.
15. Гончаров Б.Э., Сипатов А.М., Черкашнев Н.Н., Плескань А.Ю., Самохвалов Н.Ю., Ваганова М.Л., Сорокин О.Ю., Солнцев Ст.С., Евдокимов С.А. Исследование высокотемпературной термостойкости антиокислительного покрытия для керамического композиционного материала с многослойной структурой // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-51-58.
16. Кийко В.М., Коржов В.П. Структура слоистых композитов Mo–Si–B и Nb–Si–B // Известия РАН. Серия физическая. 2017. Т. 81. № 11. С. 1513–1521.
17. Biamino S., Antonini A., Pavese M. MoSi₂ laminate processed by tape casting: Microstructure and mechanical properties' investigation // Intermetallics. 2008. Vol. 16. P.758–768.
18. Коржов В.П., Кийко В.М. Фазовая структура многослойных Nb/(Si–B) и Mo/(Si–B) композитов после термической обработки под давлением // VI Всероссийская конференция по наноматериалам. М., 2016. С. 386–387.

References

1. Nozhnitsky Y.A., Fedina Y.A., Rekin A.D. et al. Development and investigation of ceramic parts for gas-turbine engines. *International Gas Turbine and aeroengine congress and exhibition*. Orlando, 1997, pp. 1–8.
2. Carollo V., Reinoso J., Paggi M. Modeling complex crack paths in ceramic laminates: A novel variational framework combining the phase field method of fracture and the cohesive zone model. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, vol. 38, no. 7, pp. 4565–4567.
3. Korzhov V.P., Kijko V.M. Structure of layered Mo–Si–B and Nb–Si–B composites. *9th Int. Conf. «Phase transformation and crystal strength»*. Chernogolovka, 2016, p. 155.
4. Jain M.K., Subrahmanyam J., Ray S. Development of Mo and Ta foil reinforced (MoSi₂ + 20 vol% SiC_p) matrix laminated composites. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 585, pp. 306–310.
5. 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.
6. Wang H., Wang C. Preparation and mechanical properties of laminated zirconium diboride/molybdenum composites sintered by spark plasma sintering. *Frontiers Material Science in China*. 2009, vol. 3, pp. 273–280.
7. Cheng L., Sun M., Ye F. Structure design, fabrication, properties of laminated ceramics: A review // *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2018, vol. 1, pp. 126–141.

8. Garshin A.P., Nilov A.S., Galinskaya O.O., Krasnov V.I. Prospects for development and ways to improve aircraft braking systems on the base ceramic matrix composite materials (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 13, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-104-121.
9. Kablov E.N., Antipov V.V., Girsh R.I. Constructed layered materials based on sheets of aluminum-lithium alloys and fiberglass in the structures of new generation aircraft. *Vestnik mashinostroyeniya*, 2020, no. 12, pp. 46–52.
10. Sevalnev G.S., Dulnev K.V., Bannykh I.O., Krasulya A.A., Tsikh S.G., Lukin E.I. Investigation of the structure and properties of diffusion layers after boriding high nitrogen steels. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 27, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-17-29.
11. Shuwei Z., Rabczuk T., Zhuang X. Phase field modeling of quasi-static and dynamic crack propagation: COMSOL implementation and case studies. *Advances in Engineering Software*, 2018, no. 122, pp. 31–49.
12. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
13. Voronov V.A., Chainikova A.S., Lebedeva Yu.E., Zhitnyuk S.V. Production, physico-mechanical and tribotechnical properties of hot-pressed carbon-ceramic composite material on the basis of silicon carbide. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 14, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-74-84.
14. Kiiiko V., Prokhorov D., Stroganova T. Investigation of heat resistance and structure of layered refractory composites reinforced by chemical compound with silicon, carbon, and boron. *Scientific proceedings XIV International congress «Machines. Technologies. Materials»*, 2017, vol. VII, pp. 544–547.
15. Goncharov B.E., Sipatov A.M., Cherkashneva N.N., Pleskan A.Yu., Samokhvalov N.Yu., Vaganova M.L., Sorokin O.Yu., Solntsev St.S., Evdokimov S.A. Studies of thermal shock resistance of an anti-oxidation coating for a multi-layered ceramic composite. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 23, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-51-58.
16. Kiyko V.M., Korzhov V.P. Structure of layered composites Mo–Si–B and Nb–Si–B. *Izvestiya RAN, ser.: Physical*, 2017, vol. 81, no. 11, pp. 1513–1521.
17. Biamino S., Antonini A., Pavese M. MoSi₂ laminate processed by tape casting: Microstructure and mechanical properties' investigation. *Intermetallics*, 2008, vol. 16, pp. 758–768.
18. Korzhov V.P., Kiyko V.M. Phase structure of multilayer Nb/(Si–B) and Mo/(Si–B) composites after heat treatment under pressure. *VI All-Rus. Conference on Nanomaterials*. Moscow, 2016, pp. 386–387.

Информация об авторах

Кузнецов Борис Юрьевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Власов Иван Игоревич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Гриневиц Дмитрий Владимирович, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сорокин Олег Юрьевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Boris Yu. Kuznetsov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ivan I. Vlasov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitry V. Grinevich, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Oleg Yu. Sorokin, Head of the Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 06.07.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 09.08.2023.
The article was submitted 06.07.2023; approved and accepted for publication after reviewing 09.08.2023.

Научная статья

УДК 620.178.35:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-111-122

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

П.В. Рыжков¹, М.А. Горбовец¹, И.А. Ходинев¹

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

Аннотация. Проведены испытания на малоцикловую усталость жаропрочного никелевого сплава при температуре эксплуатации, отнулевом цикле деформации и частоте 1 Гц. На примере полученных данных упругопластического деформирования определены материальные константы уравнений Мэнсона–Коффина и Рэмберга–Осгуда. Рассмотрены основные соотношения, учитывающие энергию разрушения. Показано, что применение энергетического критерия накопленной плотности энергии деформации позволяет точнее описывать усталостное поведение в режиме малоциклового усталости. Полученные данные подтверждают возможность использования энергетического критерия для прогнозирования долговечности исследованного сплава в условиях концентрации напряжений.

Ключевые слова: механические свойства, характеристики усталости, жаропрочные деформируемые никелевые сплавы, плотность энергии деформации, уравнения Мэнсона–Коффина и Рэмберга–Осгуда

Для цитирования: Рыжков П.В., Горбовец М.А., Ходинев И.А. Энергетический критерий усталостного разрушения жаропрочного никелевого сплава // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-111-122.

Scientific article

ENERGY CRITERIA FOR FATIGUE FRACTURE OF A HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY

P.V. Ryzhkov¹, M.A. Gorbovets¹, I.A. Hodinev¹

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

Abstract. Tests for low-cycle fatigue of a heat-resistant nickel alloy were carried out at operating temperature, deformation of tensile cycle and a frequency of 1 Hz. On the example of the obtained data of elastic-plastic deformation, the material constants of the Manson–Coffin and Ramberg–Osgood equations are determined. The main relationships that use the energy of destruction, necessary for predicting fatigue life, are considered. It is shown that the application of the energy criterion in terms of the accumulated strain energy density parameter more accurately describes the fatigue behavior in the low-cycle fatigue regime. The data obtained will make it possible in the second part of the article to use the energy criterion to predict the durability of the alloy under study under conditions of stress concentration.

Keywords: mechanical properties, fatigue characteristics, high-temperature wrought nickel alloys, strain energy density, Manson–Coffin and Ramberg–Osgood equations

For citation: Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Hodinev I.A. Energy criteria for fatigue fracture of a heat-resistant nickel alloy. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-111-122.

Введение

Металлические материалы авиационных двигателей часто подвергаются периодическим нагрузкам при длительной эксплуатации [1]. Внедрение методов определения усталостных характеристик в широком диапазоне нагрузок и долговечности имеет решающее значение для оптимизации конструктивных узлов изделий для предотвращения возможных отказов и аварий летательных аппаратов [2]. Испытания на усталость продолжительны и требуют многочисленных ресурсов испытательного оборудования. Исторически сложилось, что усталостные характеристики определяют на нескольких уровнях нагружения образцов, вырезанных из характерных мест изделий. По результатам испытаний формируют выборку данных для аппроксимации кривой усталости, которая позволяет определить предел выносливости с установленным значением вероятности разрушения [3, 4].

В настоящее время разрабатываются методы прогнозирования усталостной долговечности, основанные на энергетическом критерии усталостного разрушения [5–7]. Энергетический критерий универсален, его можно использовать для сравнения плотностей энергии деформации при динамическом и статическом нагружении. Структурно-энергетическое описание процессов упругопластической деформации и разрушения твердых тел позволило выявить глубокую взаимосвязь пластической деформации металла, накопления повреждений с энергетическими характеристиками процесса.

Структурно-энергетический анализ упругопластической деформации и накопления повреждений в металлах показал, что с термодинамической точки зрения все элементарные акты процессов можно условно разделить на две группы, отличающиеся кинетическими закономерностями [8]. Первая группа связана с зарождением и развитием различного рода дефектов, что обуславливает накопление в деформируемых объемах скрытой энергии и влияет на процессы деформационного упрочнения и объемной повреждаемости материала. Вторая группа участвует в процессах пластической деформации материала и динамическом возврате, а также обуславливает трансформацию необратимой энергии в тепловую, что проявляется в виде теплового эффекта. Исследования второй группы обычно проводят с использованием специального высокотехнологичного оборудования [9].

Результаты исследований данной работы отнесены к первой группе. Большинство энергетических моделей усталостного повреждения основаны на определении плотности энергии деформации цикла в середине испытания. По этой причине анализ переходных процессов упрочнения и разупрочнения в режиме малоциклового нагружения даже при постоянной амплитуде деформации затруднен [10]. Для оценки усталостной долговечности элементов конструкций перспективным является подход, основанный на оценке усталостного повреждения через общую поглощенную энергию разрушения [11]. Данной проблеме посвящены немногочисленные исследования, проведенные при одноосном нагружении.

Соответствие энергетическому критерию усталостного разрушения экспериментальных результатов, полученных при исследовании различных сталей и сплавов при осевом нагружении, кручении и других видах пропорционального и непропорционального нагружения в мало- и многоцикловом режиме, проанализировано в работе [12]. Установлено, что при различных режимах нагружения экспериментальные данные располагаются вблизи прямых, которые соответствуют результатам, полученным при одноосном нагружении. Энергетические критерии усталостного разрушения использованы для прогнозирования количества циклов до разрушения с учетом вида и режима нагружения, а также других факторов [13–15]. Оценка и сравнение плотности энергии деформации стабилизированной петли гистерезиса и полной поглощенной энергии

разрушения с позиции материальных констант уравнений Рэмберга–Осгуда, Мэнсона–Коффина и результатов численного интегрирования позволят использовать энергетический критерий для прогнозирования долговечности исследуемого сплава в условиях концентрации напряжений.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [16].

Материалы и методы

Модельный сплав, выбранный для оценки энергии разрушения при малоциловом нагружении, по химическому составу идентичен зарубежному аналогу Inconel 718. Содержание основных элементов в никелевом жаропрочном сплаве, % (по массе):

Ni	Cr	Al	Mo	Nb	Ti	Fe	C
Основа	19	0,5	3	5,1	0,9	18,5	0,03

Сплав относится к железоникелевым, содержит большое количество хрома и сочетает гетерофазное упрочнение γ/γ' - и γ/γ'' -фаз ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ и Ni_3Nb соответственно). Микроструктура сплава (рис. 1) представлена равномерно распределенными равноосными зернами γ -твердого раствора, нитридами, карбидами M_{23}C_6 на основе Cr, Mo и частицами δ -фазы на основе никеля и ниобия [17]. Подробнее о формировании фазового состава никелевых сплавов и морфологии упрочняющей фазы изложено в работах [18, 19]. Образцы вырезали из слитков, выплавленных методом тройного переплава: вакуумная индукционная выплавка + электрошлаковый переплав + вакуумно-дуговой переплав. Термическую обработку проводили в две стадии: закалка при температуре 1200 °C и старение при температуре ~700 °C, при котором происходит интенсивная коагуляция мелкодисперсных упрочняющих частиц γ'' -фазы.

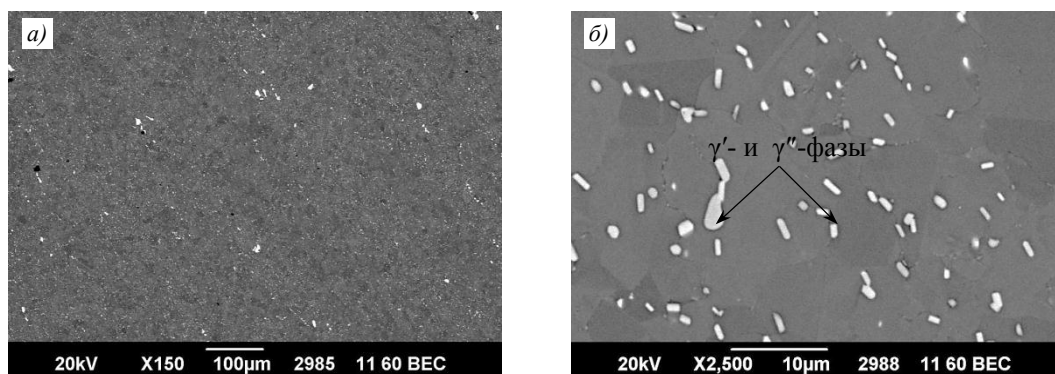


Рис. 1. Микроструктура (а) и распределение карбидов, нитридов и частиц фазы на основе никеля и ниобия (б)

Значения усталостной долговечности получены на динамической сервогидравлической испытательной машине при повышенной температуре (650 °C), частоте 1 Гц и контроле амплитуды полной деформации (упругой и пластической) синусоидального отнулевого цикла ($R_\epsilon = 0$). Испытаны гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5 мм, размеры и поверхность которых соответствовали требованиям

ГОСТ 25.502–79 и ASTM E606. Особенности экспериментального определения малоциклового усталости изложены в работе [20]. Выборка состояла из 9 образцов. Для построения медианной кривой на исследуемых амплитудах контролируемой осевой деформации проверена гипотеза об однородности дисперсии случайной величины (усталостной долговечности), распределенной по логнормальному закону. Среднее значение вероятности допустимой ошибки (*p-value*) составило 0,1 ($\alpha = 10\%$). Коэффициенты кривой усталости определены после проверки однородности методом нелинейной оптимизации.

Петли механического гистерезиса записаны с использованием высокотемпературного аксиального экстензометра с базой 12,5 мм. Принцип действия экстензометров основывается на регистрации деформации упругого элемента при перемещении ножек датчика с использованием тензорезисторов. Значения упругопластического гистерезиса получены с помощью контроллера испытательной машины, представляющего собой устройство сбора, обработки, сохранения и вывода данных в формате с кодировкой ASCII для их дальнейшего конвертирования и анализа. Исходные значения амплитуд напряжений и пластической деформации для определения коэффициентов уравнений Рэмберга–Осгуда и Мэнсона–Коффина получены в середине испытания ($N_p/2$).

Численное интегрирование проводили в автоматической среде вычислений Matlab 2019 с использованием метода трапеций, согласно которому петли гистерезиса разбивали на подобласти равномерно распределенных трапеций с последующим вычислением по формуле

$$\int_a^b f(x)dx \approx \frac{b-a}{2N} \sum_{n=1}^N (f(x_n) + f(x_{n+1})) = \frac{b-a}{2N} [f(x_1) + 2f(x_2) + \dots + f(x_{N+1})], \quad (1)$$

где интервал между каждой точкой равен скалярному значению $(b-a)/N$.

Результаты и обсуждение

Кривые усталости

На рис. 2 представлены исходные значения усталостной долговечности гладких образцов из никелевого жаропрочного сплава при температуре 650 °С и «жестком» цикле нагружения.

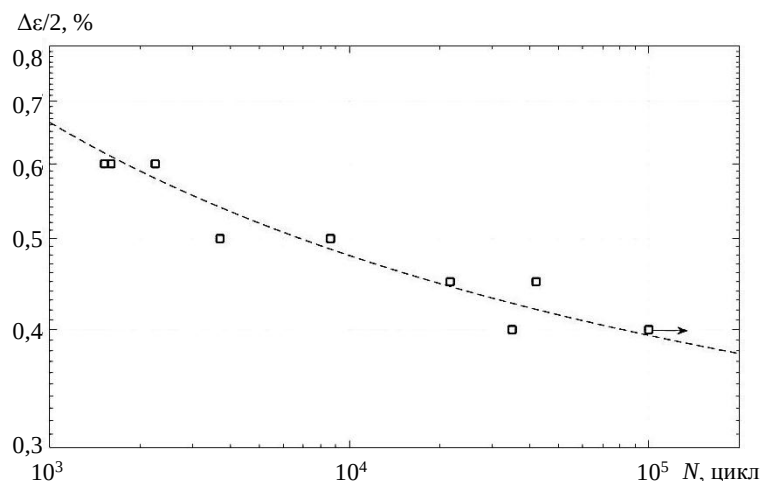


Рис. 2. Кривая усталости жаропрочного никелевого сплава

Кривая циклической деформации и деформационные кривые

В общем случае кривую циклической деформации (рис. 3) можно представить уравнением Рэмберга–Осгуда, позволяющим оценить нелинейную связь между напряжениями и деформациями в области малых деформаций, характерную для большинства высокопрочных металлических материалов:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta \sigma}{2K} \right)^{1/n}, \quad (2)$$

где $\Delta \varepsilon/2$ – амплитуда полной деформации; $\Delta \sigma/2$ – амплитуда напряжений; E – модуль упругости; K – коэффициент циклической прочности; n – коэффициент циклического упрочнения.

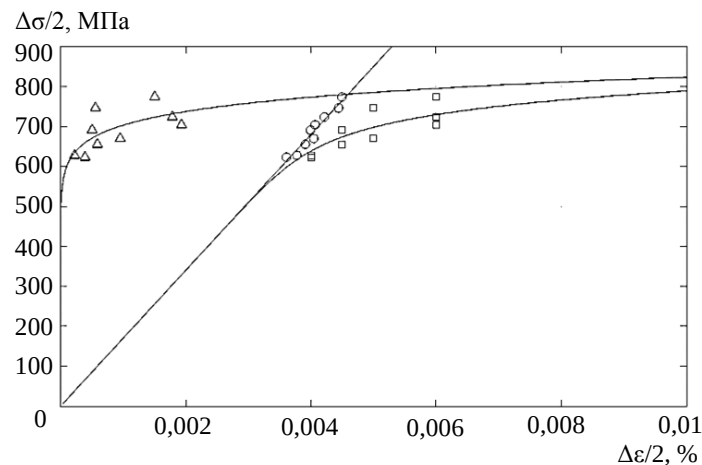


Рис. 3. Кривые циклической деформации: пластической (Δ), упругой ($\circ$) и полной ($\square$)

Данные циклической деформации во временной области (рис. 4) обычно описывают уравнением Мэнсона–Коффина:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f}{E} N^b + \varepsilon_f N^c, \quad (3)$$

где N – количество циклов до разрушения; σ_f , ε_f – коэффициенты сопротивления усталости и пластичности; b , c – показатели сопротивления усталости и пластичности.

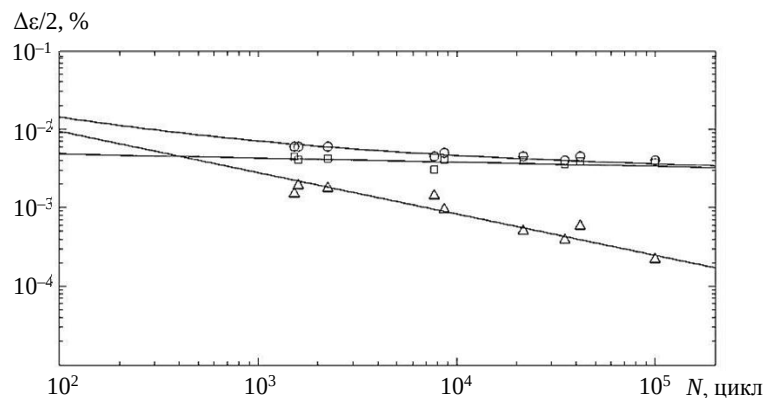


Рис. 4. Кривые упругой ($\square$), пластической (Δ) и полной ($\circ$) деформаций

Уравнение Мэнсона–Коффина достаточно точно описывает поведение материала при циклических испытаниях, о чем свидетельствуют незначительные отклонения эмпирических кривых от экспериментальных точек. Полученные деформационные кривые пересекаются в точке «415 циклов» по оси абсцисс, которая разделяет характер деформации и влияет на усталостную долговечность. Точка пересечения кривых упругой и пластической деформаций называется переходной долговечностью (N_t). Левее данной точки преобладает пластическая деформация, правее – упругая.

В результате обработки данных упругопластической деформации методом наименьших квадратов определены коэффициенты уравнений (2) и (3):

K , МПа	n	σ_f , МПа	b	ε_f	c
1129	0,068	1108	–0,052	0,106	–0,526

Энергетический критерий усталостного разрушения

Прогнозирование усталостной долговечности с использованием энергетического критерия предполагает, что разрушение произойдет при достижении определенного значения плотности энергии деформации. В случае малоциклового усталости определяющей компонентой усталостного повреждения является пластическая составляющая, которая представляет собой площадь петли гистерезиса (рис. 5).

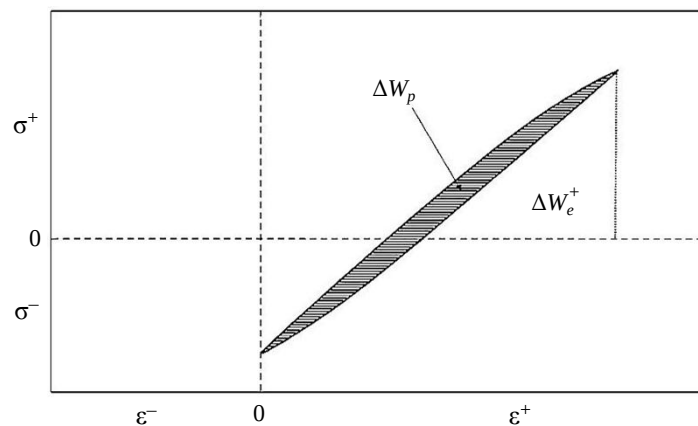


Рис. 5. Плотность энергии деформации при циклической деформации

Энергию, поглощенную при циклическом нагружении (ΔW_p), можно оценить с помощью численного интегрирования петли упругопластического гистерезиса (уравнение 4) либо соотношения, в котором в качестве материальных констант использованы значения из уравнений Рэмберга–Осгуда и Мэнсона–Коффина для случая отнулевого цикла деформации (уравнение 4.1):

$$\Delta W_p = \int_0^{\Delta \varepsilon} \sigma \cdot d\varepsilon - 2 \int_0^{\Delta \sigma} \varepsilon \cdot d\sigma, \quad (4)$$

$$\Delta W_p = 4 \left(\frac{1-n}{1+n} \right) \varepsilon_f \sigma_f N^{b+c}, \quad (4.1)$$

где σ – напряжение; ε – деформация; $\Delta \sigma$, $\Delta \varepsilon$ – размах напряжений и деформаций соответственно.

Для изучения влияния среднего напряжения в цикле нагружения в области растяжения в работе [21] использовали значение плотности упругой энергии деформации. В случае продолжительных баз испытаний определение пластической составляющей методологически затруднено, поэтому распространено представление данных в виде упругой составляющей плотности энергии деформации:

$$\Delta W_e = \int_0^{\varepsilon} \Delta \sigma \cdot \partial \varepsilon_e = \frac{1}{2E} \left(\frac{\Delta \sigma}{2} \right)^2. \quad (5)$$

Полная плотность энергии деформации представляет собой сумму упругой (ΔW_e) и пластической (ΔW_p) компоненты, которая выражается через степенную форму функциональной зависимости от долговечности:

$$\Delta W_T = \Delta W_e + \Delta W_p, \quad (6)$$

$$\Delta W_T = W_f N^m, \quad (6.1)$$

где W_f , m – коэффициент и показатель усталостной вязкости соответственно.

На рис. 6 представлено сравнение полной плотности энергии деформации цикла в середине испытания в режиме малоциклового усталости. Значение ΔW_T определено по результатам численного интегрирования и расчета с помощью уравнения, использующего материальные константы уравнений Рэмберга–Осгуда и Мэнсона–Коффина. Основное различие результатов, полученных данными методами, проявляется в интервале долговечности от 10^3 до 10^4 циклов. При уменьшении приложенной деформации (10^5 циклов) указанные различия становятся минимальными.

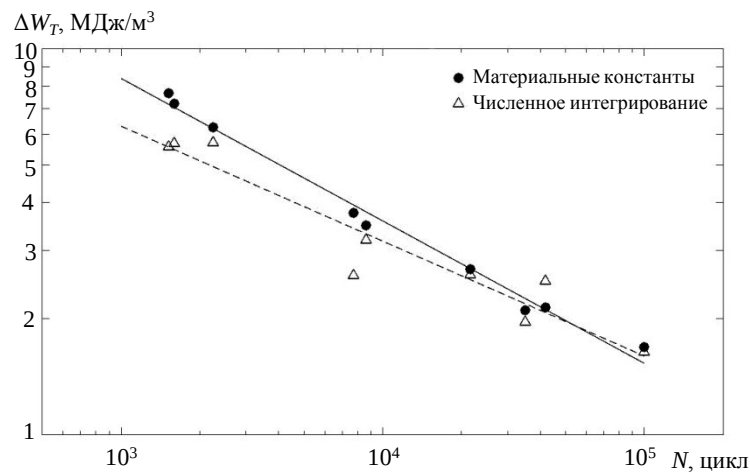


Рис. 6. Зависимость плотности энергии деформации стабилизированной петли гистерезиса в середине испытания от усталостной долговечности

Разделение полной плотности энергии деформации стабилизированной петли гистерезиса в середине испытания представлено на рис. 7. Точка пересечения расположена в области $2 \cdot 10^4$ циклов – заметно правее точки пересечения деформационных кривых (рис. 4).

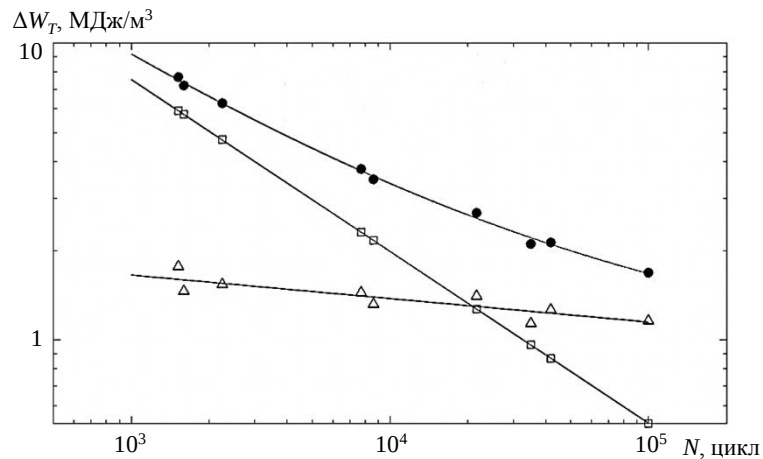


Рис. 7. Упругая (Δ) и пластическая ($\square$) компоненты полной ($\bullet$) плотности энергии деформации стабилизированной петли гистерезиса в середине испытания

На рис. 8 показано изменение плотности энергии деформации за цикл (ΔW_T) в зависимости от нормированной долговечности (N_i/N_f) в процессе испытания на малоцикловую усталость. Наиболее существенные изменения проявляются в начале испытания ($\sim 10\%$ от долговечности). После наблюдается постепенное разупрочнение, выражающееся в увеличении плотности энергии деформации, которая стремится к значению, рассчитанному по материальным константам уравнений деформационного подхода.

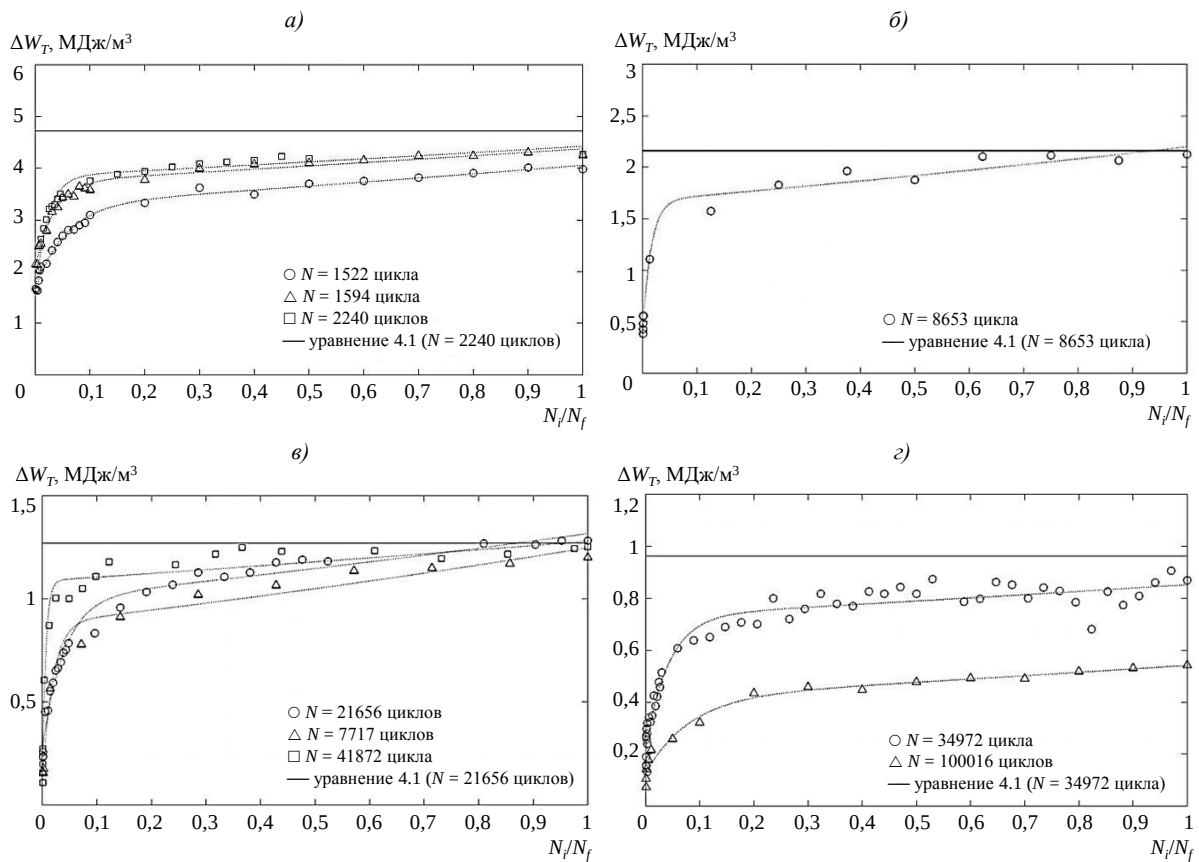


Рис. 8. Зависимости полной плотности энергии деформации за цикл от нормированной долговечности при амплитуде деформации 0,6 (а), 0,5 (б), 0,45 (в) и 0,4 % (г)

Накопленная плотность энергии деформации представляет собой сумму плотностей энергии упругой и пластической деформаций каждого цикла:

$$\Delta W_T = \sum_{i=1}^{N_f} (\Delta W_e + \Delta W_p)_i. \quad (7)$$

На рис. 9 приведено сравнение рассчитанных с использованием материальных констант и экспериментальных данных.

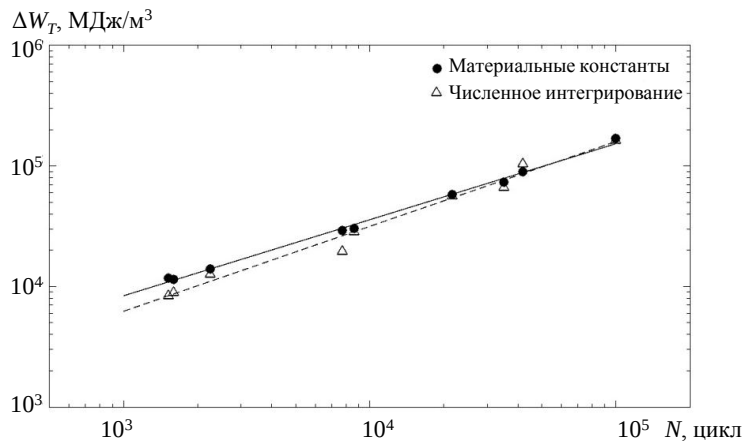


Рис. 9. Зависимости накопленной плотности энергии деформации от усталостной долговечности

Полученные линейные регрессионные модели характеризуются повышенным коэффициентом корреляции ($R^2 = 0,99$) по отношению к моделям, использующим плотность энергии деформации стабилизированной петли гистерезиса ($R^2 = 0,95$). Основное различие (25 %) при сравнении результатов численного интегрирования и расчета по материальным константам проявляется в области малой долговечности ($\sim 10^3$ циклов), при которой значения пластической деформации наиболее высокие. В условиях преобладающей упругой деформации и незначительной пластической деформации на участке долговечности от 10^4 до 10^5 циклов указанные различия становятся минимальными. Суммарная энергия неупругой деформации повышается с увеличением количества циклов до разрушения, т. е. с уменьшением приложенных нагрузок. Это свидетельствует о том, что не вся энергия, рассеиваемая в материале в процессе циклического нагружения, связана с усталостным повреждением. Детальный анализ зависимости долговечности от накопленной плотности энергии деформации приведен в работе [22]. Таким образом, при анализе взаимосвязи плотности энергии деформации и долговечности важно определить область применимости критерия, инвариантного количеству циклов до разрушения.

Заключения

Проведены испытания цилиндрических образцов из никелевого жаропрочного сплава на малоцикловую усталость при температуре эксплуатации 650 °С. Определены материальные константы уравнений Мэнсона–Коффина и Рэмберга–Осгуда. Установлено, что оценка плотности энергии деформации по материальным константам в интервале долговечности 10^3 – 10^4 циклов приводит к ошибке 15–25 % соответственно. Применение в качестве энергетического критерия накопленной плотности энергии деформации позволяет точнее описывать усталостное поведение в режиме малоциклового усталости. Полученные данные подтверждают возможность использования энергетического критерия для прогнозирования долговечности исследованного сплава в условиях концентрации напряжений.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Жаропрочные конструкционные материалы // Литейное производство. 2005. № 7. С. 2–7.
2. Socie D., Marquis G. Multiaxial Fatigue. SAE International, 1999. 502 p.
3. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
4. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 2. Анализ уравнения Басквина–Мэнсона–Коффина. Методики испытаний и обработки результатов // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.03.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
5. Liao D., Zhu S.-P. Energy field intensity approach for notch fatigue analysis // International Journal of Fatigue. 2019. Vol. 127. P. 190–202. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.06.010.
6. Rigon D., Berto F., Meneghetti G. Estimating the multiaxial fatigue behaviour of C45 steel specimens by using the energy dissipation // International Journal of Fatigue. 2021. Vol. 151. P. 106381. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106381.
7. Benedetti M., Berto F., Le Bone L., Santus C. A novel Strain-Energy-Density based fatigue criterion accounting for mean stress and plasticity effects on the medium-to-high-cycle uniaxial fatigue strength of plain and notched components // International Journal of Fatigue. 2020. Vol. 133. P. 105397. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105397.
8. Волков И.А., Коротких Ю.Г. Уравнения состояния вязкоупругопластических сред с повреждениями. М.: Физматлит, 2008. 424 с.
9. Halford G.R. The energy required for fatigue (Plastic strain hysteresis energy required for fatigue in ferrous and nonferrous metals) // Journal of materials. 1966. Vol. 1. P. 3–18.
10. Hellouin de Menibus A., Auzoux Q., Besson J., Crépin J. Temperature increase of Zircaloy-4 cladding tubes due to plastic heat dissipation during tensile tests at 0.1–10 s⁻¹ strain rates // Journal of Nuclear Materials. 2014. Vol. 454. Is. 1–3. P. 247–254. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2014.08.011.
11. Ellyin F. Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction. London: Chapman & Hall, 1997. 486 p.
12. Park J., Nelson D. Evaluation of an energy-based approach and a critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life // International Journal of Fatigue. 2000. Vol. 22. Is. 1. P. 23–39. DOI: 10.1016/S0142-1123(99)00111-5.
13. Lian Y., Wang X., Wang J. et al. Application of strain energy based approach for evaluation of fatigue crack growth retardation effect under random overload // Engineering Fracture Mechanics. 2022. Vol. 269. P. 108522. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2022.108522.
14. Hao M.-F., Zhu S.-P., Xia F.-L. Multiaxial fatigue life evaluation using strain energy-based critical plane approach // Procedia Structural Integrity. 2019. Vol. 22. P. 78–83. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.01.011.
15. Mahtabi M.J., Shamsaei N. A modified energy-based approach for fatigue life prediction of superelastic NiTi in presence of tensile mean strain and stress // International Journal of Mechanical Sciences. 2016. Vol. 117. P. 321–333. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2016.08.012.
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.
17. Moyer J.M., Jackman L.A., Adaszczik C.B. et al. Advances in triple melting superalloys 718, 706, and 720. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. TMS, 1994. P. 39–48.
18. Каблов Е.Н., Летников М.Н., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М., Шестакова А.А. Особенности формирования частиц упрочняющей γ' -фазы в процессе старения высоколегированного жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // Труды ВИАМ. 2019. № 9 (81). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-3-14.

19. Ломберг Б.С., Шестакова А.А., Летников М.Н., Бакрадзе М.М. Влияние температуры и напряжений на характер наночастиц γ' -фазы в сплаве ВЖ175-ИД // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-3-10.
20. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Рыжков П.В. Оборудование для проведения испытаний на малоцикловую усталость при «жестком» цикле нагружения // Труды ВИАМ. 2018. № 9 (69). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-51-60.
21. Shun-Peng Z., Lei Q., Huang H. et al. Mean stress effect correction in strain energy-based fatigue life prediction of metals // International Journal of Damage Mechanics. 2017. Vol. 26. P. 1219–1241.
22. Lagoda T. Energy models for fatigue life estimation under uniaxial random loading. Part I: The model elaboration // International Journal of Fatigue. 2001. Vol. 23. Is. 6. P. 467–480.

References

1. Kablov E.N. Heat-resistant structural materials. *Liteynoe proizvodstvo*, 2005, no. 7, pp. 2–7.
2. Socie D., Marquis G. *Multiaxial Fatigue*. SAE International, 1999, 502 p.
3. 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.
4. Erasov V.S., Oreshko E.I. Tests for fatigue of metal materials (review). Part 2. Analysis of the Basquin–Manson–Coffin equation. Methods of testing and processing of results. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 10, 2023). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-1-80-94.
5. Liao D., Zhu S.-P. Energy field intensity approach for notch fatigue analysis. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 127, pp. 190–202. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.06.010.
6. Rigon D., Berto F., Meneghetti G. Estimating the multiaxial fatigue behaviour of C45 steel specimens by using the energy dissipation. *International Journal of Fatigue*, 2021, vol. 151, p. 106381. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106381.
7. Benedetti M., Berto F., Le Bone L., Santus C. A novel Strain-Energy-Density based fatigue criterion accounting for mean stress and plasticity effects on the medium-to-high-cycle uniaxial fatigue strength of plain and notched components. *International Journal of Fatigue*, 2020, vol. 133, p. 105397. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105397.
8. Volkov I.A., Korotkikh Yu.G. *Equations of state of viscoelastoplastic media with damage*. Moscow: Fizmatlit, 2008, 424 p.
9. Halford G.R. The energy required for fatigue (Plastic strain hysteresis energy required for fatigue in ferrous and nonferrous metals). *Journal of materials*, 1966, vol. 1, pp. 3–18.
10. Hellouin de Menibus A., Auzoux Q., Besson J., Crépin J. Temperature increase of Zircaloy-4 cladding tubes due to plastic heat dissipation during tensile tests at 0.1–10s⁻¹ strain rates. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, vol. 454, is. 1–3, pp. 247–254. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2014.08.011.
11. Ellyin F. *Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction*. London: Chapman & Hall, 1997. 486 p.
12. Park J., Nelson D. Evaluation of an energy-based approach and a critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life. *International Journal of Fatigue*, 2000, vol. 22, is. 1, pp. 23–39. DOI: 10.1016/S0142-1123(99)00111-5.
13. Lian Y., Wang X., Wang J. et al. Application of strain energy based approach for evaluation of fatigue crack growth retardation effect under random overload. *Engineering Fracture Mechanics*, 2022, vol. 269, p. 108522. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2022.108522.
14. Hao M.-F., Zhu S.-P., Xia F.-L. Multiaxial fatigue life evaluation using strain energy-based critical plane approach. *Procedia Structural Integrity*, 2019, vol. 22, pp. 78–83. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.01.011.

15. Mahtabi M.J., Shamsaei N. A modified energy-based approach for fatigue life prediction of super-elastic NiTi in presence of tensile mean strain and stress. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2016, vol. 117, pp. 321–333. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2016.08.012.
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.
17. Moyer J.M., Jackman L.A., Adaszczik C.B. et al. *Advances in triple melting superalloys 718, 706, and 720. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*. TMS, 1994, pp. 39–48.
18. Kablov E.N., Letnikov M.N., Ospennikova O.G., Bakradze M.M., Shestakova A.A. Particulars of the precipitation strengthening γ' -phase during aging of heat-resistant wrought nickel superalloy VZh175-ID. *Trudy VIAM*, 2019, no. 9 (81), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 15, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-3-14.
19. Lomberg B.S., Shestakova A.A., Letnikov M.N., Bakradze M.M. The influence of temperature and stresses on nature of nanosize γ' -phase in Ni-base superalloy VZh175-ID. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 13, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-3-10.
20. Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Ryzhkov P.V. Equipment for testing carrying out the strain-controlled low-cycle fatigue. *Trudy VIAM*, 2018, no. 9 (69), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-51-60.
21. Shun-Peng Z., Lei Q., Huang H. et al. Mean stress effect correction in strain energy-based fatigue life prediction of metals. *International Journal of Damage Mechanics*, 2017, vol. 26, pp. 1219–1241.
22. Łagoda T. Energy models for fatigue life estimation under uniaxial random loading. Part I: The model elaboration. *International Journal of Fatigue*, 2001, vol. 23, is. 6, pp. 467–480.

Информация об авторах

Рыжков Петр Валерьевич, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Горбовец Михаил Александрович, начальник Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Peter V. Ryzhkov, Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Michael A. Gorbovets, Head of Testing Center, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ivan A. Hodinev, Head of laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 28.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.10.2023.

The article was submitted 28.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 11.10.2023.

УДК 929

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-123-136

НАСЛЕДИЕ ПРОФЕССОРА Н.М. СКЛЯРОВА (к 115-й годовщине со дня рождения)

*А.В. Гриневич*¹

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

Аннотация. Наряду с достижениями Н.М. Склярова, получившими всеобщее признание, рассматриваются разработанные им положения, которые определяют деятельность НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ в настоящее время. Показана определяющая роль Н.М. Склярова в формировании идеологии авиационной брони, создании высокопрочной стали и разработке системы качества авиационных материалов. Сформированный Н.М. Скляровым алгоритм разработки авиационных материалов является основой для соответствия требованиям Норм летной годности воздушных судов в части обеспечения их безопасности и долговечности.

Ключевые слова: авиационная броня, высокопрочная сталь, прочность, несущая способность, система управления качеством, вязкость разрушения

Для цитирования: Гриневич А.В. Наследие профессора Н.М. Склярова (к 115-й годовщине со дня рождения) // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-123-136.

THE LEGACY OF PROFESSOR N.M. SKLYAROV (to the 115th anniversary of the birth)

*A.V. Grinevich*¹

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, along with the achievements of N.M. Sklyarov, which have received universal recognition, examines the provisions developed by him, which determine the activities of the institute at the present time. The defining role of N.M. Sklyarov in the formation of the ideology of aviation armor, the creation of high-strength steel and in the development of a quality system of aviation materials is presented. The algorithm for the development of aviation materials formed by N.M. Sklyarov is the basis for meeting the requirements of the Airworthiness Standards of aircraft in terms of ensuring their safety and durability.

Keywords: aviation armor, high-strength steel, strength, bearing capacity, quality management system, fracture toughness

For citation: Grinevich A.V. The legacy of professor N.M. Sklyarov (to the 115th anniversary of the birth). *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-123-136.



В 2022 г. при входе в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на стене Испытательного корпуса были представлены портреты выдающихся ученых-материаловедов, составивших славу институту. Портрет Николая Митрофановича Скларова предварял череду портретов академиков и членов-корреспондентов СССР. Он первый среди равных. Основанием этому служат две определяющие вехи в биографии Н.М. Скларова: Сталинская премия (1942 г.) – первая в авиационном материаловедении (ему еще не исполнилось 35 лет) и Ленинская премия (1988 г.) – последняя премия, полученная в СССР (ему минул 81 год). Более 60 лет своей творческой жизни он отдал институту.

Время быстротечно. Кажется, совсем недавно отмечали 110-ю годовщину со дня рождения Николая Митрофановича Скларова, к которой была подготовлена статья «Творческий путь профессора Н.М. Скларова» [1]. Было искушение повторить данную статью, которая детально отражала основные достижения Н.М. Скларова. Но против подобного подхода восстала бы сама сущность Николая Митрофановича, который на научной конференции ВИАМ, посвященной 50-летию Советской власти, в 1967 г. начал доклад с рифмованной фразы: «Юбилей – не остановка в пути, погудел и дальше лети».

С Николаем Митрофановичем я познакомился в 1964 г. во время поездки в высокогорный альплагерь, расположенный на высоте 2800 м в отрогах Тянь-Шаня. Затем были Домбайская поляна, Байкал, Цейское ущелье.

При поступлении в дневную аспирантуру ВИАМ для реферата я взял задачу о потере устойчивости зажатого стержня при температурных воздействиях. Тема реферата была выбрана случайно, но крайне удачно, поскольку совпала с изысканиями Н.М. Скларова, выполненными намного раньше. Совместно с ЦИАМ Н.М. Скларов разработал методику определения предельных состояний материала, жестко защемленного и подверженного циклическим температурным воздействиям. Факт первенства Николая Митрофановича в разработке проблемы термоусталости подтверждает дарственная надпись Р.А. Дульнева и П.И. Котова (рис. 1) – авторов книги «Термическая усталость металлов» [2].

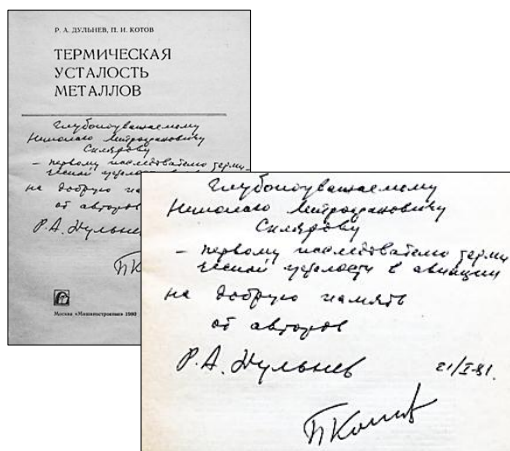


Рис. 1. Титульный лист книги Р.А. Дульнева и П.И. Котова «Термическая усталость металлов» с дарственной надписью

Сталинской премии Н.М. Скляров удостоен за разработку брони для штурмовика Ил-2 (рис. 2). Он оказался одним из немногих, кто не обменял атрибуты Сталинской премии на атрибуты Государственной премии СССР.



Рис. 2. Диплом Н.М. Склярова – лауреата Сталинской премии

Вспоминая предвоенные годы, Н.М. Скляров отмечал, что все ведущие авиаконструкторы – В.М. Петляков, Н.Н. Поликарпов, А.Н. Туполев, С.А. Лавочкин – отвергали возможность использования брони в конструкции самолета. Однако идея создания штурмовика витала в воздухе. На базе опытно-конструкторского бюро им. А.И. Микояна был спроектирован и изготовлен штурмовик, в котором прямые броневые плиты вставляли в готовую конструкцию самолета. Данное направление оказалось тупиковым, поскольку «проваливались» все тактико-технические характеристики самолета.

Совершенно другое решение вынашивал С.В. Ильюшин, предлагая включить броню в силовую конструкцию самолета (рис. 3).

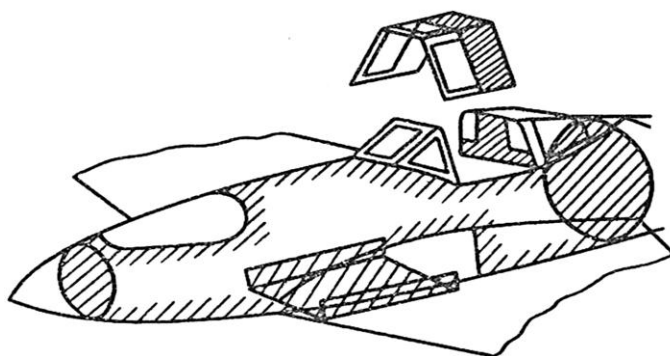


Рис. 3. Схема бронирования штурмовика Ил-2

Реализовать свою идею он мог, только перейдя в ОКБ и отказавшись от должности начальника Главного управления авиационной промышленности. Письмо-обращение С.В. Ильюшина к И.В. Сталину отражает его желание быть максимально полезным стране: «При современной глубине обороны и организованности войск, огромной мощности их огня ... штурмовая авиация будет нести очень крупные потери. Наши типы штурмовиков ... имеют большую уязвимость, так как ни одна жизненная часть этих самолетов – экипаж, мотор, маслосистема, бензосистема и бомбы – не защищена... Поэтому сегодня назрела необходимость создания бронированного штурмовика, или, иначе говоря, летающего танка, у которого все жизненные части забронированы. Сознвая потребность в таком самолете, мною в течение нескольких месяцев

велась работа над разрешением этой трудной проблемы, результатом которой явился проект бронированного самолета – штурмовика...

Для осуществления этого выдающегося эксперимента, который неизмеримо повысит наступательные способности нашей штурмовой авиации, сделав ее могущей наносить сокрушительные удары врагу без потерь или с очень малыми потерями с ее стороны, прошу освободить меня от должности начальника главка...

Задача создания бронированного штурмовика исключительно трудна и сопряжена с большим техническим риском, но я с энтузиазмом и полной уверенностью за успех берусь за это дело» [3].

Предложение С.В. Ильюшина было революционным, поскольку никто в мире не мог обеспечить расхождения контура стальной броневой детали от теоретического профиля самолета с допуском 0,5 мм. Вот как описывает данную коллизию Н.М. Складов: «... когда С.В. Ильюшин предложил ввести броню в конструкцию самолета и сделать фюзеляж не из шпона, а из брони, все авторитеты посчитали его проект нереальным. А директора основных броневых заводов страны (Ижорского и Путиловского) – И.М. Шейнман и А.Х. Зальцман – в письме к И.В. Сталину объявили предложение С.В. Ильюшина авантюрой. Однако С.В. Ильюшин вполне ответственно предлагал свой проект. Он его разработал, опираясь на заявления ВИАМ о создании стали, которая позволит решить двойную задачу – обеспечить высокую пулестойкость и технологию изготовления сложнейших тонкостенных броневых деталей без коробления с полным удовлетворением высоким требованиям по точности контуров» [4].

Если бы не были разработаны стальная броня и технология изготовления из нее деталей, которая больше граничила с искусством, нежели с наукой, то не было бы и штурмовика Ил-2, который немцы окрестили «черной смертью». Беспрецедентный уровень боевой живучести, обеспечивающий выполнение боевого задания и возвращение на аэродром после поражений от воздушного и наземного огня противника, высокая огневая мощь обеспечили штурмовику Ил-2 достойное место в механизме вооружения армии. Благодаря эффективности, технологичности изготовления и ремонтпригодности штурмовик Ил-2 стал самым массовым самолетом Великой Отечественной войны (рис. 4).



Рис. 4. Штурмовик Ил-2

В 1941–1945 гг. произведено порядка 40 тысяч штурмовиков Ил-2, которые, наряду с «Катюшами» и танками Т-34, внесли неоценимый вклад в победу над фашистской Германией.

Разработать броню для штурмовика Ил-2 Н.М. Складову позволил опыт работы с бронематериалами, накопленный сразу после окончания в 1932 г. МВТУ им. Н.Э. Баумана. Первые исследования (1932–1934 гг.) были сопряжены с поиском брони для плавающей танкетки, которую разрабатывали в техническом отделе ОГПУ. Но основные изыскания по тонкой броне для авиации были выполнены в ВИАМ, где Н.М. Складов начал работать с 1934 г. Несмотря на отсутствие заказов на авиационную броню со стороны промышленности, в институте благодаря поддержке управляющего трестом «Спецсталь» Наркомтяжпрома И.Ф. Тевосяна была создана броневая лаборатория. Главное

качество ученого и руководителя – это предвидение. И.Ф. Тевосян и организаторы броневой лаборатории – С.Т. Кишкин и Н.М. Скляр – оказались провидцами, поскольку уже через 2 года их изыскания были востребованы.

Война в Испании в 1936 г. подтвердила низкую боевую живучесть истребителей Н.Н. Поликарпова. Пули немецких «Мессершмиттов», выпущенные практически с любой дистанции, приводили к гибели пилотов (рис. 5).



Рис. 5. Истребители Н.Н. Поликарпова

Майор П.Н. Шустов, работавший в Испании инструктором-наставником, изготовил из борта бронекатера подобие спинки, защитив пилота от поражения пулями со стороны задней полусферы. Спинка со следами мессершмиттовских пуль была доставлена в Москву, в штаб ВВС, после чего последовало указание разработать бронеспинку для защиты летчиков.

Н.М. Скляр, когда хотел подчеркнуть затягивание в принятии решений или выполнении работ, приводил в пример сроки разработки бронеспинки: в начале февраля было получено распоряжение, а 2 мая руководство ВВС принимало на полигоне первую партию бронеспинок переменной толщины для самолетов, которые предназначались для отправки в Испанию. Спинка имела толщину от 6 мм в центре до 5 мм по краям. В гомогенном варианте бронеспинка надежно защищала от свинцовых пуль с дистанции 150 м. Для защиты от бронебойных пуль с закаленным сердечником была создана гетерогенная бронеспинка с высокотвердым лицевым слоем. Н.М. Скляр разработал оригинальный процесс цементации, обеспечивший массовое производство бронеспинок. Данное решение для защиты летчиков оказалось настолько удачным и эффективным, что его использовали на большинстве самолетов. За годы Великой Отечественной войны было изготовлено более 100 тысяч бронеспинок.

Этих двух достижений вполне достаточно, чтобы войти в историю отечественной науки. Кстати, Н.М. Скляр – единственный профессор, представленный в Большой российской энциклопедии (2004–2017 гг.), которая включает только членов-корреспондентов и академиков.

Броневая тематика была не только отмечена победами, но и сопряжена с конфликтными, порой драматическими ситуациями: объяснение Н.И. Ежову, почему запретили тушить водой загоревшуюся селитровую ванну; испытания бронезащиты правительственной машины ЗИС-101 работниками НКВД, обстрелявшими дверцы с внутренней стороны (не хотелось портить внешний вид) вопреки здравым замечаниям, что деталь гетерогенная, имеет лицевой цементированный слой и предназначена для защиты от обстрела с внешней стороны; гибель пилота истребителя МиГ-15 от огня американского F-86 Sabre (рис. 6) во время войны в Корее в 1952 г. Был пробит бронезаголовник разработки Н.М. Склярова, предстояло выяснить причину и наказать виновных. К счастью, бронезаголовник выдержал повторные испытания согласно техническим требованиям и драматическая ситуация не переросла в трагическую.

После войны в Корее исследования по броневой тематике свернули. Вновь востребованными они стали только в 1968 г. в связи с войной во Вьетнаме. Все основные

разработки по бронированию летательных аппаратов, начиная с 1968 г., были выполнены под руководством и при непосредственном участии Н.М. Склярова. К наиболее значимым разработкам следует отнести бронирование летательных аппаратов Ми-24, Су-25, Ка-52 и Ми-28.



Рис. 6. Американский истребитель F-86 Sabre

Если для вертолета Ми-24 (рис. 7) использована традиционная стальная броня, то для штурмовика Су-25 (рис. 8) разработана броня на основе титана, которая дважды спасала жизнь командиру отдельного авиационного штурмового полка 40 общевойсковой армии А.В. Рущкому.



Рис. 7. Вертолет Ми-24



Рис. 8. Штурмовик Су-25

Идеология «активной» брони, название которой дал И.В. Сталин во время доклада Н.М. Склярова в Кремле в 1938 г., воплощена в ударном вертолете-штурмовике Ка-52 (рис. 9).



Рис. 9. Ударный вертолет-штурмовик Ка-52



Рис. 10. Вертолет-штурмовик Ми-28

Поиск новых решений, связанный с изысканием нетрадиционных броневых материалов, был реализован в вертолете-штурмовике Ми-28 (рис. 10). Практически каждое решение при бронировании летательных аппаратов опирается на фундамент, заложенный Н.М. Скляровым.

Однако не только броневая тематика была в центре внимания Н.М. Склярова. Являясь заместителем начальника ВИАМ по научной части, он одновременно возглавлял лабораторию по испытаниям металлических материалов. Н.М. Скляров отработывал нестандартные решения в секторе специальных испытаний, который возглавлял великолепный экспериментатор А.А. Платонов. Наряду с термической усталостью, он работал над проблемой секундной прочности, оценивал возможность нагартовки мартенсита, изучал проблему возгорания титановых сплавов.

Н.М. Скляров разработал простую и эффективную систему оценки прочности материала при двухосном растяжении. Поскольку схема испытаний предполагала испытание двух одинаковых образцов, то одновременно фиксировали и предельную деформацию предразрушения. На научной конференции в Шеффилде в 1985 г. я показал Кейту Миллеру – руководителю конференции, схему испытаний, предложенную Н.М. Скляровым, вместо стандартных испытаний крестообразных образцов. На следующий день К. Миллер презентовал свою книгу «Continents in Collision» (рис. 11) с дарственной надписью «Мои лучшие пожелания всем советским инженерам-покорителям вершин», поскольку в беседе я упомянул о любви Н.М. Склярова к горам.

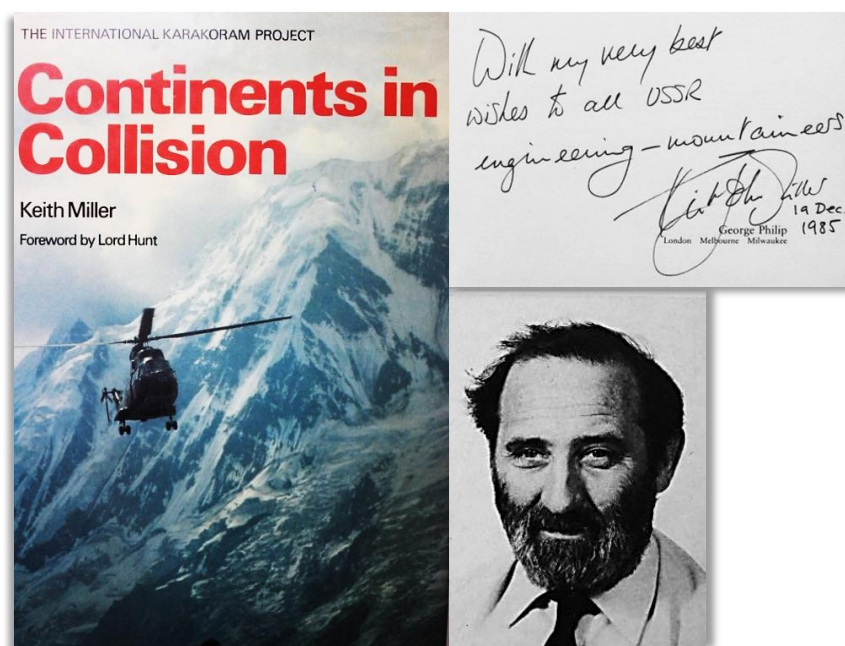


Рис. 11. Книга К. Миллера «Continents in Collision» с дарственной надписью

Возглавляя лабораторию по оценке и определению прочностных характеристик материалов, Н.М. Скляров не мог не задаться вопросом «Что есть прочность?». Основным требованием, предъявляемым к конструкционному материалу, является повышение пределов прочности и текучести, поскольку это обеспечивает снижение массы конструкции и повышение основной характеристики летательного аппарата – весовой отдачи.

Однако Н.М. Скляров с определенной долей скепсиса относился к этому одностороннему требованию. Он иронизировал по этому поводу, приводя в пример лозунг

ВИАМ на одной из Первомайских демонстраций: «Дадим стране сталь с прочностью – 350 кгс/мм^2 ». Заметим, что в мире до настоящего времени рубеж прочности стали в 200 кгс/мм^2 (2000 МПа) не превзойден. В этот барьер упираются расчетные значения прочностных характеристик самой высокопрочной американской стали 300М. Этого предела Н.М. Складов достиг еще в 1940-х гг. при разработке стальной брони. При попытке превзойти этот уровень при обстреле даже пулями малого калибра (7,62 мм) имели место хрупкие расколы бронеплит. Баллистические испытания броневых плит позволяют оценить как пулестойкость брони, характеризующую пределом прочности, так и живучесть, которая воспринимается как сопротивление расколу.

В 1950-х гг. отсутствовала механическая характеристика, которая определяла бы стойкость материала к расколу. Раскол рассматривался как проявление некой «хрупкой прочности» стали. Металловеды всего мира занимались поиском методик оценки «хрупкой прочности», поскольку столкнулись с катастрофическими разрушениями при проектировании конструкций из высокопрочных материалов. Н.М. Складов, определив границу «хрупкой прочности» на броневых плитах, ответственно относился к рекомендациям применения высокопрочных материалов.

Один из ведущих специалистов по прочности Г.В. Ужик (Институт машиноведения им. А.А. Благонравова) указывал на неоднозначность понятия «прочность» на примере испытания гладких образцов и образцов с надрезом из высокопрочной стали [5]. Если при испытании гладких образцов предел прочности (временное сопротивление разрушению) стали В ($\sigma_B = 2320 \text{ МПа}$) превосходит предел прочности стали А ($\sigma_B = 1400 \text{ МПа}$) более чем в 1,5 раза, то испытание образцов с надрезом приводят к противоположной парадоксальной ситуации. Напряжение разрушения образца с острым надрезом ($K_t = 4$) из стали А ($\sigma_{B, \text{надр}} = 2300 \text{ МПа}$) превосходит напряжение разрушения образца с идентичным надрезом из стали В ($\sigma_{B, \text{надр}} = 1330 \text{ МПа}$) в 1,7 раза.

Возникают закономерные вопросы – что такое прочность и какой материал более прочный? Говоря о прочности материала и механических характеристиках ее определяющих (пределы прочности и текучести), приходится признать, что их определяют по стандартизованным методам испытаний на гладких образцах. Другие методы оценки, в частности испытания образцов с надрезом, позволяют получить показатель «конструкционная прочность», определяющий прочность материала в конструкции [6]. Недаром справочник по расчету конструкций Института машиноведения им. А.А. Благонравова называется «Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность» [7]. Наряду с понятием «конструкционная прочность», возникает термин «надежность материала», означающий способность материала сопротивляться разрушению при возникновении непредвиденных, случайных дефектов. Полагая, что термин «надежность материала» не в полной мере раскрывает суть проблемы и не может характеризоваться числом отказов, Н.М. Складов предлагает термин «работоспособность конструкционного материала – комплекс свойств и состояний, определяющий функционирование материала в авиационных конструкциях с заданной вероятностью неразрушения в течение всего назначенного ресурса в предусмотренных нормативно-технической документацией условиях» [8].

Н.М. Складов для оценки работоспособности материала ввел в паспорт на материал оценку конструкционной прочности как отношение напряжений разрушения образца с концентратором напряжений к пределу прочности гладкого образца. Материал с показателем больше единицы может быть рекомендован для применения в силовой конструкции. Использование материала с показателем менее единицы крайне ограничено и должно осуществляться с исключительной осторожностью. Поиск предельного значения прочности, при котором сохраняется в полной мере несущая способность материала в конструкции, является одной из определяющих задач материаловедения [9].

В 1960-х гг. развернулась дискуссия о том, как достигнуть максимальной прочности стали. Известный металлург А.П. Гуляев утверждал, что единственным направлением повышения прочности стали является увеличение массовой доли углерода [10]. Ему возражал М.П. Браун, который настаивал на необходимости использования легирующих элементов для повышения «хрупкой прочности» стали [11]. В заключительной редакционной статье журнала «Заводская лаборатория», подводящей итоги дискуссии А.П. Гуляева и М.П. Брауна, проблема прочности стали осталась без решения.

Наиболее близко к решению данной проблемы подошел профессор, начальник отдела ВИАМ С.З. Бокштейн [12]. Прочностные характеристики были определены для композиций систем Fe–C, Fe–C–Cr, Fe–C–Cr–Ni, Fe–C–Cr–Ni–Mo и Fe–C–Cr–Ni–Mo–V, содержание углерода в которых составляло 0,4 %. Испытания гладких образцов из всех композиций показали, что предел прочности стали при легировании не изменяется. Следовательно, А.П. Гуляев – прав! Однако напряжения разрушения образцов с надрезом при растяжении с изгибом существенно повышаются по мере усложнения схемы легирования: для системы Fe–C–Cr–Ni–Mo–V этот показатель в 2 раза больше, чем для изначальной композиции Fe–C. Следовательно, точка зрения М.П. Брауна также правомерна и не лишена оснований.

Эту двойственную ситуацию по разработке стали с высокими пределом прочности и несущей способностью исключительно оригинально разрешает Н.М. Складов. Он переводит разработанную броневую сталь КВК (Кузнецк–ВИАМ–Куйбышев) в серию конструкционных сталей. Специфика полигонных испытаний позволяет оценить влияние уровня легирования на конструкционную прочность стали, которая косвенно оценивается хрупкими расколами. Оптимальный уровень легирования стали, полученный при разработке брони, реализован в серии конструкционных сталей – КВК-26, КВК-32, КВК-37 и КВК-42 с пределами прочности 1400, 1600, 1700 и 1900 МПа соответственно [13]. Значения пределов прочности от 1400 до 1900 МПа определяются варьированием содержания в стали углерода от 0,23 до 0,43 %. Н.М. Складов фактически воплотил воззрения А.П. Гуляева и М.П. Брауна при разработке высокопрочных сталей.

Когда разрабатывали сталь марки КВК, стандартизованный метод оценки показателя «конструкционная прочность» или «несущая способность» материала отсутствовал. Для восприятия конструкторами данного параметра Н.М. Складов ввел оценку чувствительности стали к поверхностной трещине. Рост предела прочности стали сопровождается значительным снижением конструкционной прочности и, как следствие, несущей способности детали. Если для стали КВК-26 с пределом прочности $\sigma_b = 1480$ МПа при наличии поверхностной трещины длиной 4,0 мм разрушающее напряжение $\sigma_{тр}^{нето} = 1570$ МПа, то для стали КВК-42 с $\sigma_b = 1950$ МПа и аналогичной трещиной $\sigma_{тр}^{нето} = 1390$ МПа. Данную оценку работоспособности материала применял Н.М. Складов в конце 1960-х гг., а стандарт по оценке вязкости разрушения был оформлен только в 1985 г., т. е. через 20 лет, ознаменованных развитием механики разрушения.

Основные положения механики разрушения, в основном сформулированные в США в 1961–1965 гг., позволили оценить прочность конструкции при наличии трещины – наиболее опасном виде дефекта. В механике разрушения декларировалось, что разрушение не только определяется напряженно-деформированным состоянием материала в конструкции, но и зависит от величины дефекта. Как отметил Я.Б. Фридман на конференции 1967 г., имеет место кинетика разрушения [14]. Трещина развивается от некоторого изначального дефекта до критического размера, который определяет начало лавинного разрушения за счет энергии, накопленной в конструкции.

Н.М. Складов ввел в паспорт на материал показатель силового критерия механики разрушения – коэффициент интенсивности напряжений, позволяющий оценить критический для конструкции размер трещины.

Насколько Н.М. Складов был прав в опасениях применения материалов с предельным уровнем прочности, осознали при испытании шарикоподшипниковой стали с уровнем прочности $\sigma_b = 2600\text{--}2700$ МПа. Образцы с таким уровнем прочности разрушались не в одной плоскости, а в двух, что означало саморазрушение образца [15].

На рис. 12 представлена последовательность разрушения шарикоподшипниковой стали, зафиксированная с помощью высокоскоростной съемки. На втором кадре показано разрушение в нижней галтели образца, на четвертом – в верхней. Саморазрушение образца обусловлено как накопленной при растяжении энергией, так и импульсом разгрузки, возникающим при первичном разрушении. Отраженный импульс сжатия в образце при первом разрушении становится импульсом растяжения, достаточным для повторного разрушения. Это парадоксальное саморазрушение объясняется с позиции импульсного нагружения, которое наблюдается при обстреле бронеплит высокоскоростными средствами поражения.

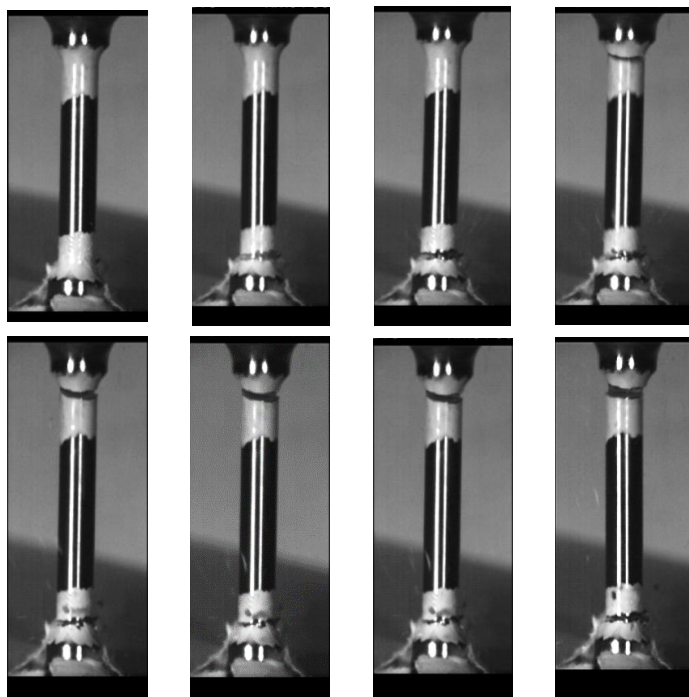


Рис. 12. Кадры скоростной съемки, фиксирующие процесс двойного разрушения образца шарикоподшипниковой стали

Н.М. Складов внес основной вклад в решение проблемы качества авиационных материалов, которые разрабатываются на предельные характеристики прочности [16]. Сложность разработки материала на заданные параметры прочности достаточно красочно проиллюстрировал академик П.Л. Капица [17]: «Достаточно было поднять жаропрочность сплава на несколько сот градусов и предельную прочность на 20–30 %, и это дало бы возможность решить ряд новых технических задач. Однако, несмотря на то, что все механические свойства металлов сейчас хорошо и быстро измеряются, количественной теории, связывающей эти свойства вещества с его химическим составом и физической структурой, пока нет, хотя природа сил между атомами хорошо известна. Математическая задача столь сложна, что даже не может быть сформулирована».

П.Л. Капица замечает, что «... многокомпонентные сплавы, может быть, были найдены случайно, но вероятнее – интуитивным «нюхом» талантливого ученого, который, как искусный повар, умеет готовить вкуснее других».

Н.М. Складов формализовал процесс разработки нового материала, который включал поиск композиции, отработку схемы технологического воздействия и последующую комплексную оценку свойств работоспособности материала. Всесторонняя оценка материала, фиксирующая его преимущество по сравнению с аналогом, являлась основой для оформления паспорта на материал, позволяющего выпускать полуфабрикаты в промышленности по временным технологическим условиям. После выпуска опытных партий полуфабрикатов материала, на которых отрабатывали технологический процесс в серийном производстве, набирали статистику по основным служебным характеристикам и формировали окончательные технические условия на производство полуфабриката.

Н.М. Складов установил два этапа жизненного цикла материала – разработка материала с оформлением паспорта на него и выпуск полуфабрикатов из данного материала с оформлением технических условий (рис. 13).



Рис. 13. Схема разработки и промышленного освоения материала

Согласно Нормам летной годности, при проектировании воздушного судна необходимо применять материал, удовлетворяющий параграфам 603 и 613. Параграф 603 требует наличия технических условий на материал, а сравнительно новый параграф 613 устанавливает, что расчетные значения прочностных характеристик должны быть

статистически обоснованы. Естественно, что данные требования относятся к серийно выпускаемым полуфабрикатам, которые будут применяться на воздушном судне. Статистическая оценка прочностных характеристик, согласно MMPDS, базируется на 10 промышленных плавках, от каждой из которых испытывают по 10 образцов. Данные требования не распространяются на разработку новых материалов. Кстати, ни один зарубежный документ, в том числе фирм «Боинг» и «Эйрбас», не затрагивал проблему разработки нового материала.

Еще раз убеждаешься в мудрости Н.М. Склярова, разработавшего алгоритм создания нового материала. Оформление паспорта на материал, как подчеркивал Н.М. Скляров, знаменует рождение нового материала, что является прерогативой ВИАМ [18–23].

Круг интересов Н.М. Склярова не ограничивался только производственными проблемами. Его взгляд на общественные сдвиги нашел отражение в работе [1]. Хотелось бы оставить впечатление о Николае Митрофановиче не только как об ученом, поглощенном своими думами, но и как о человеке, любящем жизнь во всех ее проявлениях. На одной из фотографий с Первомайской демонстрации запечатлены Н.М. Скляров и его жена – Елена Андреевна Борисова, много лет проработавшая вместе с ним в ВИАМ (рис. 14).



Рис. 14. Н.М. Скляров на Первомайской демонстрации

Н.М. Скляров предстает как добродушный, умудренный жизнью человек, взвешивающий на происходящее с некоторой долей иронии.

Список источников

1. Гриневич А.В. Творческий путь профессора Н.М. Склярова // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 3 (48). С. 87–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-87-94.
2. Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов. М.: Машиностроение, 1980. 200 с.
3. Шахурин А.И. Крылья победы. М.: Политиздат, 1990. 300 с.
4. Скляров Н.М. Путь длиною в 70 лет – от древесины до суперматериалов / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: МИСИС–ВИАМ, 2002. 485 с.
5. Ужик Г.В. Прочность металлов в машиностроении. М.: Трудрезервиздат, 1958. 75 с.
6. Махутов Н.А. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. Новосибирск: Наука, 2005. 1110 с.

7. Серенсен С.В., Когаев В.П., Шнейдерович Г.М. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность: справочное пособие. М: Машиностроение, 1975. 488 с.
8. Скляр Н.М. Работоспособность как критерий качества конструкционных авиационных материалов // Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: ВИАМ, 1994. С. 576–583.
9. Скляр Н.М. Критерии оценки качества авиационных материалов в XXI веке // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 8–15.
10. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1966. 480 с.
11. Браун М.П. Влияние легирующих элементов на свойства стали. Киев: Гос. изд-во техн. лит. СССР, 1962. 192 с.
12. Бокштейн С.З. Структура и механические свойства легированной стали. М: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черной и цветной металлургии, 1954. 280 с.
13. ВИАМ 90 лет: гордимся прошлым, создаем будущее / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. 168 с.
14. Фридман Я.Б. Кинетика разрушения материалов. М: ОНТИ ВИАМ, 1968. 44 с.
15. Гриневич А.В., Славин А.В., Яковлев Н.О., Гулина И.В. Феномен откольного разрушения при растяжении // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 4. С. 43–48. DOI: 10.31044/1814-4632-2020-4-43-48.
16. Скляр Н.М. Управление качеством авиационных материалов // Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: ВИАМ, 1994. С. 572–576.
17. Капица П.Л. Будущее науки: Стенограмма речи на Междунар. симпозиуме в Праге по планированию науки. М., 1962. 8 с.
18. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 3–8.
19. Антипов В.В., Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Скупов А.А., Одинцов Н.С. Изготовление и испытание сварных панелей фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов 1151 и В-1213 // Труды ВИАМ. 2023. № 5 (123). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.05.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-33-42.
20. Митраков О.В., Яковлев Н.О., Якушева Н.А., Гриневич А.В. Особенности разрушения стали 20ХГСН2МФА-ВД при испытании на вязкость разрушения // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 1 (54). С. 49–56. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-49-56.
21. Яковлев Н.О., Селиванов А.А., Гулина И.В., Гриневич А.В. К вопросу о долговечности шарнирно-болтовых соединений // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-79-85.
22. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
23. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Уткин Д.А. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 08.07.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118.

References

1. Grinevich A.V. Career of the Professor N.M. Sklyarov. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 3 (48), pp. 87–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-87-94.
2. Dulnev R.A., Kotov P.I. *Thermal fatigue of metals*. Moscow: Mashinostroyeniye, 1980, 200 p.
3. Shakhurin A.I. *Victory wings*. Moscow: Politizdat, 1990, 300 p.
4. Sklyarov N.M. *The path of 70 years – from wood to supermatteral*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: MISIS – VIAM, 2002, 485 p.
5. Uzhik G.V. *The strength of metals in mechanical engineering*. Moscow: Trudrezervizdat, 1958, 75 p.
6. Makhutov N.A. *Structural strength, resource and technogenic safety*. Novosibirsk: Nauka, 2005, 1110 p.

7. Serensen S.V., Kogaev V.P., Shneiderovich G.M. *The bearing capacity and calculations of the parts of the machines for strength*: reference. Moscow: Mashinostroyeniye, 1975, 488 p.
8. Sklyarov N.M. Work capacity as a criterion for the quality of structural aircraft materials. *Aviation materials at the turn of the XX–XXI centuries*. Moscow: VIAM, 1994, pp. 576–583.
9. Sklyarov N.M. Criteria for assessing the quality of aviation materials in the 21st century. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2001, no. 1, pp. 8–15.
10. Gulyaev A.P. *Metal science*. Moscow: Metallurgiya, 1966, 480 p.
11. Brown M.P. *The influence of alloying elements on steel properties*. Kyiv: State Publ. of Tech. lit. Ukrainian SSR, 1962, 192 p.
12. Bokstein S.Z. *The structure and mechanical properties of alloy steel*. Moscow: State Sci.-Tech. Publ. of lit. in ferrous and non-ferrous metallurgy, 1954, 280 p.
13. *VIAM 90 years: proud of the past, create the future*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022, 168 p.
14. Friedman Ya.B. *Kinetics of the destruction of materials*. Moscow: ONTI VIAM, 1968, 44 p.
15. Grinevich A.V., Slavin A.V., Yakovlev N.O., Gulina I.V. The phenomenon of breakdown destruction during stretching. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2020, no. 4, pp. 43–48. DOI: 10.31044/1814-4632-2020-4-43-48.
16. Sklyarov N.M. Aviation materials quality management. *Aviation materials at the turn of the XX–XXI centuries*. Moscow: VIAM, 1994, pp. 572–576.
17. Kapitsa P.L. *The future of science*: a stenigram of speech on the International Symposium in Prague on science planning. Moscow, 1962, 8 p.
18. Kablov E.N. Quality control of materials – a guarantee of the safety of the operation of aviation equipment. *Aviation materials and technologies*, 2001, no. 1, pp. 3–8.
19. Antipov V.V., Panteleev M.D., Sviridov A.V., Skupov A.A., Odintsov N.S. Heat-resistant aluminum alloys 1151 and B-1213 welded fuselage panels fabrication and testing. *Trudy VIAM*, 2023, no. 5 (123), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 22, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-27-39.
20. Mitrov O.V., Yakovlev N.O., Yakusheva N.A., Grinevich A.V. Destruction features of steel 20XГCH2MΦA-BД during the fracture toughness test. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 49–56. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-49-56.
21. Iakovlev N.O., Selivanov A.A., Gulina I.V., Grinevich A.V. Revisiting the durability of hinged-bolt connections. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-79-85.
22. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
23. Oreshko E.I., Erasov V.S., Yakovlev N.O., Utkin D.A. Methods for determining the mechanical characteristics of materials using indentation (review). *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 08, 2023). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-1-104-118.

Информация об авторах

Гриневи́ч Анато́лий Влади́мирович, главный научный сотрудник, профессор, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anatoly V. Grinevich, Chief Researcher, Professor, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ» – ВИАМ

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
НАУЧНЫЙ ЦЕНТР



- 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 поставяет 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 НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ создано:

25 высокотехнологичных
наукоемких производств по выпуску
253 наименований материалов
и полуфабрикатов

ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР

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



национальная
система
аккредитации
инфраструктура
доверия



SAFRAN
Snecma



Ульяновский научно-технологический центр ВИАМ –
НИЦ «Курчатовский институт»



Разработка технологий и производство
полуфабрикатов и изделий из ПКМ.

Геленджикский центр климатических
испытаний ВИАМ им. Г.В. Акимова –
НИЦ «Курчатовский институт»



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 по специальным материалам ВИАМ –
НИЦ «Курчатовский институт»



Разработка технологий и производство бериллийсодержащих
сплавов, полимерных связующих, препрегов, материалов
для безэховых камер.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru



ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ СИНТЕЗА

ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗУЮЩИХ
(ЭПОКСИДНЫЕ, ФЕНОЛФОРМАЛЬДЕГИДНЫЕ,
ЦИАНЭФИРНЫЕ, КРЕМНИЙОРГАНИ-
ЧЕСКИЕ, НЕОРГАНИЧЕСКИЕ,
КЕРАМООБРАЗУЮЩИЕ)
И КЛЕЕВ КОНСТРУКЦИОННОГО
И СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Производственные
мощности

25 000 кг полимерных связующих
в год

3 000 кг клеев
в год

Ведется разработка новых современных связующих (полиимиды, бензоксазины, бисмалеинимиды).



Выпускаемые материалы применяются в различных изделиях авиационной техники.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- полимерные связующие: ВСЭ-20, ВСЭ-21, ВСЭ-28, ВСЭ-33, ВСЭ-34, ВСЭ-59, ВСЭ-62, ВСЭ-67, ВСЭ-68, ТКС, ФН, ЭДТ-69Н, ЭНФБ-2М, БМК-5, РСФ-250, ВС-51, ВСТ-1210, ВСТ-60;
- клеи: ВК-15, ВК-15М, ВК-18, ВК-20, ВК-20М, ВК-36, ВК-36РТ, ВК-36Р, ВК-53М, ВК-58, ВК-103, ВКП-11, ВКР-85, ВКР-86.

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



ЛАКОКРАСОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
ЛАКОКРАСОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА
СОВРЕМЕННОМ ОБОРУДОВАНИИ
ОТЕЧЕСТВЕННОГО И ИМПОРТНОГО
ПРОИЗВОДСТВА. РАЗРАБОТКА РЕЦЕПТУР
И ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ЛАКОКРАСОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ,
ТЕХНОЛОГИЙ НАНЕСЕНИЯ СИСТЕМ
ПОКРЫТИЙ НА ИХ ОСНОВЕ

Производственные мощности

70 000 кг в год



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- эмали: ВЭ-46, ВЭ-46К, ВЭ-62, ВЭ-65М, ВЭ-69, КО-856, КО-5189, ЭП-140, ФП-566 и пр.;
- грунтовки: ЭП-0181, ЭП-0215, ВГ-27, ЭП-0214, ВГ-28, ВГ-36, ВГ-37, КО-0170 и пр.;
- шпатлевки: ЭП-0065, ВШ-17М, грунт - шпатлёвка ВШ-20, КО-0035, КО-0066, КО-0067, КО-0070 и пр.;
- лаки: АК-113, ВЛ-18, ВЛ-21, ФП-5182;
- прочие материалы: паста ВП-1, состав ПСП-2М, состав КСП-2, смывка ВСС-1;
- всего более 100 наименований.

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

ТЕРМОСТАБИЛЬНЫЕ МАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ПОСТОЯННЫЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНЫЕ МАГНИТЫ
СИСТЕМЫ РЗМ–Fe–Co–В С РАЗЛИЧНЫМ
УРОВНЕМ ТЕМПЕРАТУРНОГО
КОЭФФИЦИЕНТА ИНДУКЦИИ, В ТОМ ЧИСЛЕ
С ПОЛОЖИТЕЛЬНЫМ ЗНАЧЕНИЕМ,
А ТАКЖЕ БЛИЗКИМ К НУЛЮ.
КОЛЬЦЕВЫЕ МАГНИТЫ
С РАДИАЛЬНОЙ ТЕКСТУРОЙ.
ЛИТЫЕ МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ
Fe–Al–Ni–Co



НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ – единственный производитель термостабильных
кольцевых магнитов с радиальной текстурой системы Pr–Dy–Fe–Co–В.

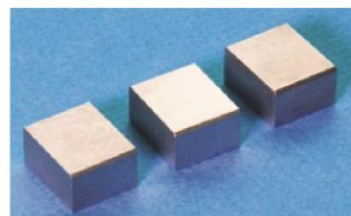
Производственные мощности

5 000 ШТ. в год

МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ Pr–Dy–Fe–Co–В



ЛИТЫЕ МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ Fe–Al–Ni–Co



ПРИМЕНЕНИЕ:

- датчики момента навигационных систем (гироскопы, акселерометры).

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- высокая стабильность магнитных свойств в широком температурном диапазоне (-60÷+80°C);
- изготовление цельных кольцевых магнитов с радиальной текстурой по чертежам заказчика.

Магнит	ТКИ, %/°С (-60÷120°С)	Остаточная индукция B_r , Тл	Коэрцитивная сила, кА/м	
			по намагниченности H_{cj}	по индукции H_{cb}
Цилиндрический с аксиальной или диаметральной текстурой (ТУ1-595-35-1582–2016)	0±0,005	0,95	950	600
Кольцевой с радиальной текстурой (ТУ1-595-35-1583–2016)	0±0,005	0,95	950	600

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- кольцевые магниты с радиальной текстурой из термостабильного магнитного материала;
- цилиндрические магниты с аксиальной или диаметральной текстурой из термостабильного магнитного материала;
- призматические магниты из термостабильного магнитного материала.

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



МОДЕЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИИ ИЗ ВОСКА ДЛЯ ЛИТЬЯ ДЕТАЛЕЙ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИЙ
НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ С УЛУЧШЕННЫМИ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ
ОБЕСПЕЧИТ ИМПОРТОНЕЗАВИСИМОСТЬ
И ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ БЕЗОПАСНОСТЬ
ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ
ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ.



Производственные мощности

до **60 000** кг модельных композиций
в год



Свойства	Значения свойств для композиции		
	ВИАМ МК-1	ВИАМ МК-2	ВИАМ МК-Л (для ЛПС)
Температура каплепадения, °С	80–90	85–95	50–70
Теплоустойчивость, °С	40	45	35
Предел прочности при статическом изгибе, МПа	7,0	8,0	4,0
Массовая доля золы, % (не менее)	0,05	0,05	0,05

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



УЛЬЯНОВСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ВИАМ – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

ОДНО ИЗ ВЕДУЩИХ ПРЕДПРИЯТИЙ УЛЬЯНОВСКОЙ
ОБЛАСТИ ПО РАЗРАБОТКЕ ИННОВАЦИОННЫХ
ТЕХНОЛОГИЙ.

ПРОИЗВОДИТ ПОЛУФАБРИКАТЫ И ИЗДЕЛИЯ
ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ.



Производственные
мощности:

40 т	растворных связующих в год	25 т	расплавных связующих в год	100 м ²	формообразующих оснасток
50 000	пог.м	препрегов на основе растворных связующих	30 000	шт	листов стекло- и органопластиков
500 000	пог.м	клеевых препрегов марки КМКС	350 000	пог.м	препреги нового поколения
1 200	шт	заготовок панелей пола	20 т	заготовок изделий из ПКМ	

УНТЦ выпускает широкую номенклатуру материалов, полуфабрикатов и изделий из ПКМ на высоком научно-техническом уровне.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- клеевые препреги;
- препреги на основе расплавных связующих;
- клеевые пленки;
- заготовки панелей пола;
- заготовки обтекателей;
- заготовки гибких и жестких патрубков для СКВ ЛА;
- процессинг изготовления продукции на основе давальческих материалов;
- препреги на основе стеклотканей и полимерных связующих;
- препреги на основе углеродных тканей;
- полимерные связующие;
- листовой органопластик;
- формообразующие оснастки из ПКМ;
- листовой органопластик
- изделия из ПКМ по согласованию с заказчиком;
- дополнительное профессиональное образование «Технология ремонта изделий из ПКМ».

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; untc.viam.ru





ВОСКРЕСЕНСКИЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ВИАМ – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

УНИКАЛЬНЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЦЕНТР ПО ОБРАБОТКЕ БЕРИЛЛИЯ И БЕРИЛЛИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, С ЗАМКНУТЫМ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМ ЦИКЛОМ ПРОИЗВОДСТВА.

НА ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРОЩАДЯХ ВЭТЦ ВИАМ ТАКЖЕ СОЗДАНЫ УЧАСТКИ ПО ИЗГОТОВЛЕНИЮ СПЕЦИАЛЬНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.



Производственные мощности:

29 Т

бериллийсодержащие стали и сплавы в год

209

единиц технологического и исследовательского оборудования

10 Т

препрегов ПКМ в год

7700 м²

площадь производственных помещений

13

производственных участков



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- изготовление пластин и дисков бериллиевых герметичных, фольги бериллиевой вакуум-плотной радиационно-прозрачной повышенной чистоты толщиной от 10 мкм; паяных бериллиевых окон для рентгеновской техники; полуфабрикатов и изделий из бериллия по чертежам заказчика;
- нанесение гальванических и комплексных защитных покрытий на изделия из бериллия;
- выплавку сплавов ВНС-32 и 97НЛ-ВИ, алюминий-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 клеев и клеевых связующих: ВСЭ-1212, ВСП-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 препрегов ПКМ шириной 300 и 1000 мм: ПУ-4э-2м, СТ-ВПС-33, ЭНФБ-2М, СТП-97с, СТ-69Н, СТ-69Н-14;
- изготовление углеродных тканых наполнителей полотняного и саржевого переплетения шириной 1000 мм для ПКМ: ВТкУ-2.200, ВТкУ-2.280, ВТкУ-3, ВТкУ-2.200Т;
- 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

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru; vetc.viam.ru





ГЕЛЕНДЖИКСКИЙ ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ВИАМ ИМ. Г.В. АКИМОВА – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

ЕДИНСТВЕННЫЙ В РФ ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ
ИСПЫТАНИЙ, АККРЕДИТОВАННЫЙ ФЕДЕРАЛЬНЫМ
АГЕНТСТВОМ ВОЗДУШНОГО ТРАНСПОРТА
(РОСАВИАЦИЯ), ВХОДЯЩИЙ
В МЕЖДУНАРОДНУЮ СЕТЬ СТАНЦИЙ
КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ
ATLAS MATERIAL TESTING TECHNOLOGY LLC.



Основные
показатели:

2118 м²

площадь лабораторно-
исследовательского
корпуса

>100

единиц испытательного
и исследовательского
оборудования

1100 м²

площадь атмосферного
испытательного полигона

200 м²

площадь
силового пола

Центр климатических испытаний расположен в приморской атмосфере умеренно теплого климата с мягкой зимой (ГОСТ 16350) с коррозионной агрессивностью атмосферы (9 баллов по ГОСТ 9.039 и C3-C5 по ISO 9223)

Атмосферный испытательный полигон:

Открытая площадка –
до **10000**
образцов одновременно



Площадка под навесом –
до **1000**
образцов одновременно



Силовой пол с нагрузкой
до **500 МПа**



Площадка для испытаний
узлов и конструкций –
288 м²



Испытания при совместном воздействии
климатических факторов,
статических и циклических нагрузок



Метеостанция,
работающая в непрерывном
автоматическом режиме



Лабораторные исследования:



Физико-механические
испытания



Исследования методами
неразрушающего контроля



Металлофизические
исследования



Химико-аналитические
исследования



Исследования теплофизических
свойств



Электрохимия
и исследования покрытий



Испытания при повышенной
температуре и влаге



Испытания при повышенных и пониженных
температурах, а также при их знако-
переменном воздействии



Испытания в коррозионно-
активных средах



Испытания и исследования
систем защиты

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- натурные испытания металлических и неметаллических материалов, систем защиты, конструкций, в том числе при совместном воздействии механических нагрузок и климатических факторов;
- полный комплекс лабораторных испытаний и исследований материалов, элементов конструкций, а также систем защиты;
- разработку, подбор, отработку методов и средств защиты от коррозии, старения и биоповреждений для металлических и неметаллических материалов, конструкций и изделий;
- установление сроков службы материалов в предполагаемых условиях эксплуатации.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru; 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 должна быть подписана всеми авторами статьи.

4. К каждой рукописи на отдельной странице на русском и английском языках предоставляется реферат (объемом 500–600 знаков, включая пробелы), в котором кратко излагается основное содержание работы, и ключевые слова.

5. Фамилии авторов и название статьи должны иметь перевод на английский язык.

6. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества (полностью), должности, номера телефона и адреса электронной почты.

7. Рекомендуются следующая структура рукописи:

- заголовок статьи;
- сведения об авторах;
- реферат;
- ключевые слова;
- введение;
- материалы и методы;
- результаты;
- обсуждение и заключения;
- благодарности (при необходимости);
- список литературы.

8. Рекомендуемый объем рукописи от – 15 000 до 30 000 знаков, включая пробелы.

9. Основные технические параметры рукописи:

- шрифт – Times New Roman;
- размер шрифта – 12;
- интервал – 1,5;
- поля: верхнее – 2; нижнее – 2,5; левое – 2,5; правое – 2,5;
- автоматическая расстановка переносов;
- набор формул в Microsoft Equation 3.0;
- штриховые рисунки должны быть выполнены в программе Microsoft Power Point или Microsoft Excel. На каждый рисунок должна быть ссылка в тексте;
- микроструктуры, фотографии приборов, оборудования должны быть представлены в электронном виде в программе Photoshop JPEG;
- размер иллюстраций не должен превышать формат А4;
- таблицы должны быть выполнены в программе Microsoft Word, пронумерованы и иметь тематические заголовки. На каждую таблицу должна быть ссылка в тексте;
- единицы измерения физических величин должны быть приведены в системе СИ.

10. Форма подачи рукописи:

- текст на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом;
- пронумерованные рисунки на бумажном носителе и в электронном виде отдельными файлами;
- пронумерованные подписи к рисункам на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом.

11. Список литературы, завершающий рукопись, должен быть тщательно выверен и унифицирован в соответствии с ГОСТ 7.0.5–2008.

Список литературы должен включать не менее 15 источников.

Последовательность ссылок в тексте должна строго соответствовать последовательности приведенного списка литературы.

Ссылки на неопубликованные работы (отчеты научно-исследовательских учреждений и заводов, стандарты предприятия и т. п.) не допускаются.

Допускается не более одной ссылки на работы, принятые к печати, с указанием номера издания, в котором планируется публикация.

Соблюдение данных правил облегчает работу научного редактора, рецензента и редактора, ускоряет подготовку статьи к печати.

По рекомендации научного редактора или рецензента статья может быть направлена авторам на доработку. После доработки авторы должны представить в редакцию первоначальный и доработанный варианты статьи с ответами на все вопросы и замечания научного редактора или рецензента.

Статья, находящаяся на доработке у авторов более одного месяца, рассматривается и принимается к публикации как вновь поступившая.

ТРУДЫ ВИАМ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09
E-mail: admin@viam.ru
www.ВИАМ.РФ; www.viam.ru