

№12
(130)
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

№ 12 (130) декабрь 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
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

Жаропрочные сплавы и стали

Петрушин Н.В., Зайцев Д.В., Светлов И.Л., Карашаев М.М., Епишин А.И. Механизмы ползучести в интервале температур 750–850 °С жаропрочного никелевого сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом

Легкие сплавы

Добрынин Д.А., Павлова Т.В. Электролитно-плазменное полирование деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции алюминиевого сплава марки ВАС1. Часть 1

Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Неруш С.В., Бондаренко С.В., Мостяев И.В. Особенности свариваемости жаропрочных алюминиевых сплавов

Терехин А.Л., Леонов А.А., Трофимов Н.В., Гриневич А.В. Особенности усталостного разрушения образцов сплава на основе магния

Полимерные материалы

Салахова Р.К., Вешкин Е.А., Судьин Ю.И., Тихообразов А.Б. Исследование свойств эпоксидных композиций, модифицированных полиарилсульфоном, и полимерных композиционных материалов на их основе

Композиционные материалы

Антипов В.В., Самохвалов С.В., Нefeldова Ю.Н., Сидельников В.В., Сомов А.В. Особенности изготовления сложноконтурных деталей из металлополимерного композиционного материала

CONTENTS

Heat-resistant alloys and steels

3 Petrushin N.V., Zaitsev D.V., Svetlov I.L., Karashaev M.M., Epishin A.I. Mechanisms of creep in the temperature range 750–850 °C of nickel-based superalloy with zero γ/γ' -lattice misfit

Light-metal alloys

19 Dobrynin D.A., Pavlova T.V. Electrolyte-plasma polishing of parts made by selective laser sintering from metal powder composition of aluminum alloy grade VAS1. Part 1

28 Panteleev M.D., Sviridov A.V., Nerush S.V., Bondarenko S.V., Mostyaev I.V. Weldability features of heat-resistant aluminum alloys

38 Terekhin A.L., Leonov A.A., Trofimov N.V., Grinevich A.V. Features of fatigue failure of magnesium based alloy samples

Polymer materials

53 Salakhova R.K., Veshkin E.A., Sudin Yu.I., Tikhoobrazov A.B. Research of the properties of epoxy compositions modified with polyarylsulphone and polymer composite materials based on them

Composite materials

63 Antipov V.V., Samohvalov S.V., Nefeldova Yu.N., Sidelnikov V.V., Somov A.V. Features of manufacturing complex contour parts from metal-polymer composite material

Донецкий К.И., Абляз Т.Р., Плотников Е.В., Шлыков Е.С., Каменских А.А., Осинников И.В., Пантелеев И.А., Мубассарова В.А. Исследование процесса проволочно-вырезной электроэрозионной обработки полимерного композиционного материала

Защитные и функциональные покрытия

Горлов Д.С., Кашин Д.С., Азаровский Е.Н., Дружнова Я.С. Технологические приемы ионной обработки при нанесении конденсационно-диффузионного покрытия

Испытания материалов

Ерасов В.С., Сибеев И.Г., Сутубалов А.И. Испытания образцов из композиционных материалов на растяжение

Бойчук А.С., Чертищев В.Ю., Диков И.А., Генералов А.С. Особенности ультразвукового контроля ремонта монолитных зон вертолетных лопастей из полимерных композиционных материалов

74 Donetskiy K.I., Ablyaz T.R., Plotnikov E.V., Shlykov E.S., Kamenskih A.A., Osinnikov I.V., Panteleev I.A., Mubassarova V.A. Process research of wire-cut electrical discharge machining of polymeric composite materials

Protective and functional coatings

87 Gorlov D.S., Kashin D.S., Azarovskiy E.N., Druzhnova Ya.S. Technological methods of ion processing with applying condensation-diffusion coating

Material tests

98 Erasov V.S., Sibayev I.G., Sutubalov A.I. Tensile testing of composite materials samples

115 Boychuk A.S., Chertishchev V.Yu., Dikov I.A., Generalov A.S. The repair monolithic zones of polymer composite materials helicopter blades ultrasonic testing specificity

Научная статья

УДК 669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-3-18

**МЕХАНИЗМЫ ПОЛЗУЧЕСТИ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 750–850 °С
ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С НУЛЕВЫМ γ/γ' -МИСФИТОМ***Н.В. Петрушин¹, Д.В. Зайцев¹, И.Л. Светлов¹, М.М. Карашаев¹, А.И. Епишин²*

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

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова» РАН, Черноголовка, Московская область, Россия; isman@ism.ac.ru

Аннотация. С помощью компьютерного конструирования на основе гранулированного жаропрочного никелевого сплава ВЖ178П рассчитан химический состав экспериментального сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом и высокой фазовой стабильностью для дисков газовых турбин. После равноосной кристаллизации и последующей термической обработки микроструктура сплава состоит из γ -фазы, упрочненной сферическими частицами γ' -фазы размером $\sim 0,2$ мкм. После испытаний на ползучесть (при 750 °С, $\sigma = 650$ МПа, $\tau = 99$ ч и при 850 °С, $\sigma = 300$ МПа, $\tau = 705$ ч) исследована микроструктура и проанализированы механизмы ползучести сплава. Следов образования топологически плотноупакованных фаз в сплаве не обнаружено.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, компьютерное конструирование, фазовая стабильность, γ' -фаза, ползучесть, длительная прочность, деформационные дефекты структуры, микросегрегация легирующих элементов, механизмы ползучести

Для цитирования: Петрушин Н.В., Зайцев Д.В., Светлов И.Л., Карашаев М.М., Епишин А.И. Механизмы ползучести в интервале температур 750–850 °С жаропрочного никелевого сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-3-18.

Scientific article

**MECHANISMS OF CREEP IN THE TEMPERATURE RANGE 750–850 °C
OF NICKEL-BASED SUPERALLOY WITH ZERO γ/γ' -LATTICE MISFIT***N.V. Petrushin¹, D.V. Zaitsev¹, I.L. Svetlov¹, M.M. Karashaev¹, A.I. Epishin²*

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

²Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, Chernogolovka, Moscow region, Russia; isman@ism.ac.ru

Abstract. Using the powder-metallurgy nickel-based superalloy VZh178P as a prototype the chemical composition of an experimental gas turbine disk alloy with zero γ/γ' -misfit and high phase stability was calculated by the method of computer design. After equiaxed solidification and heat treatment the microstructure of alloy represents a γ -phase strengthened by spherical particles of the γ' -phase with a size of $\sim 0,2$ μm . After creep tests (750 °C, $\sigma = 650$ MPa, $\tau = 99$ h and 850 °C, $\sigma = 300$ MPa, $\tau = 705$ h), the microstructure studies and analysis of the creep

mechanisms of the alloy were carried out. No traces of the formation of TPU phases were found in the alloy.

Keywords: *nickel-based superalloys, computer design, phase stability, γ' -phase, creep, long-term creep strength, deformation-induced structural faults, microsegregation of alloying elements, creep mechanisms*

For citation: Petrushin N.V., Zaitsev D.V., Svetlov I.L., Karashaev M.M., Epishin A.I. Mechanisms of creep in the temperature range 750–850 °C of nickel-based superalloy with zero γ/γ' -lattice misfit. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-3-18.

Введение

Деформируемые жаропрочные сплавы на никелевой основе используют для производства дисков турбин высокого давления авиационных газотурбинных двигателей. В отличие от сплавов для лопаток турбин высокого давления, длительно работающих при температурах >1000 °C, дисковые сплавы имеют рабочие температуры в интервале 650–800 °C. Для обеспечения необходимого ресурса газотурбинных двигателей дисковые жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) должны обладать повышенной конструкционной прочностью в интервале рабочих температур [1–3].

Для надежной эксплуатации деталей горячего тракта газотурбинного двигателя, изготовленных из деформируемых ЖНС, необходимо подробно исследовать эволюцию микроструктуры и определить вероятные механизмы пластической деформации в процессе ползучести, так как они могут различаться. Причина заключается в увеличении диффузионной подвижности атомов легирующих элементов с повышением температуры, растворении упрочняющих частиц γ' -фазы и температурном изменении энергии дефектов упаковки (ДУ) [4, 5].

Опубликованы работы, в которых анализируются взаимодействия атомов легирующих элементов с дефектами структуры в ЖНС [6–10]. В результате такого взаимодействия на деформационных дефектах структуры сегрегируют атомы легирующих элементов, что приводит к локальным фазовым превращениям и выделению η - и χ -фаз, а также топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз. Например, в работе [6] исследовали монокристаллы кристаллографической ориентации [001] дискового ЖНС марки ME3 после испытаний на ползучесть при температуре 760 °C под действием сжимающего напряжения 552 МПа. Обнаружено, что перерезание γ' -частиц осуществляется парами частичных дислокаций Шокли $a/6\langle 112 \rangle$ с образованием ДУ внедрения SESF (локальная структура $D0_{24}$, η -фаза), на которых наблюдали микросегрегацию элементов Co, Ta, Nb и Ti.

Микросегрегацию на ДУ подробно исследовали в работах [11, 12]. Методом атомно-зондовой томографии в отечественном дисковом гранулированном ЖНС марки ВВ751П обнаружены скопления γ -стабилизирующих элементов размером 1–4 нм внутри частиц упрочняющей γ' -фазы [13].

В интервале рабочих температур дисковых сплавов реализуются различные механизмы ползучести в зависимости от температуры и приложенного напряжения [14–16]. При температурах <800 °C коэффициенты диффузии легирующих элементов малы, поэтому дисперсные частицы γ' -фазы термостабильны. Скорость ползучести при этих температурах контролируется перерезанием γ' -частиц дислокациями. При этом конкретный механизм перерезания определяется уровнем приложенного напряжения. При более высоких температурах, когда скорость диффузии значительно возрастает, дислокации обходят γ' -частицы путем переползания по межфазным границам γ/γ' (переползание дислокаций).

Для понимания влияния легирования на механические характеристики и эксплуатационные свойства ЖНС важно знать структурно-фазовое состояние сплавов и химический состав фазовых составляющих [17–21]. Эти данные помогают выбрать оптимальный химический состав сплава и технологические параметры изготовления изделий, от которых зависят комплекс свойств и ресурс эксплуатируемых деталей.

Дислокационные механизмы пластической деформации дисковых ЖНС при температуре 650–850 °С путем движения сверхструктурных дислокаций в частицах γ' -фазы с образованием антифазных границ APB, ДУ вычитания SISF, микродвойников, а также диффузионного переползания дислокациями частиц γ' -фазы рассмотрены в работе [22].

Авторы данной статьи в работе [10] наблюдали микросегрегацию на ДУ атомов легирующих элементов Cr, Co, Mo, W, образование атмосфер Сузуки и в дальнейшем выделение на ДУ пластинчатых частиц ТПУ-фазы стехиометрического состава $(\text{Co, Cr})_3(\text{Mo, W})$ после испытаний на ползучесть при температуре 750 °С в дисковом гранулированном ЖНС марки ВЖ178П [23], разработанном в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (рис. 1)

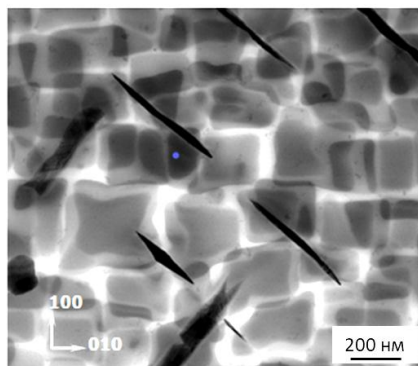


Рис. 1. Топологически плотноупакованная фаза (черные пластины) в структуре сплава ВЖ178П после испытаний на ползучесть продолжительностью ~100 ч при температуре 750 °С (светлопольное ПЭМ-изображение) [10]

Цель данной работы заключалась в поиске в пределах технических условий на гранулированный ЖНС марки ВЖ178П концентраций легирующих элементов Al, Cr, Co, Ti, Mo, W, Nb, Ta, Hf, C и B, обеспечивающих повышение фазовой стабильности сплава для дисков газовых турбин; исследовании микроструктуры и механизмов ползучести в интервале температур 750–850 °С полученных образцов сплава усовершенствованного состава (далее – экспериментальный сплав).

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [24].

Материалы и методы

Объектом исследования служили образцы экспериментального ЖНС, химический состав которого рассчитан методом компьютерного конструирования [25] в соответствии с алгоритмом, подробно изложенным в работе [26]. При этом принимали, что химический состав усовершенствованного сплава сбалансирован и, следовательно, сплав является фазово-стабильным, если выполняются условия $0 \geq \Delta E \geq -0,04$ [27, 28] и $(Md)_\gamma \leq 0,93$ [29], где ΔE и $(Md)_\gamma$ – параметры фазовой стабильности, характеризующие склонность ЖНС к выделению ТПУ-фаз при длительном высокотемпературном воздействии.

Методом компьютерного конструирования также рассчитаны структурно-фазовые характеристики экспериментального сплава. Результаты расчета в сравнении со значениями аналогичных характеристик сплава марки ВЖ178П приведены в табл. 1.

Таблица 1

Характеристики жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей

Характеристики	Значения характеристик для сплавов		
	экспериментального		ВЖ178П (расчет)
	расчет	опыт	
Суммарная концентрация γ' -образующих легирующих элементов Al, Ti, Ta, Nb, Hf в сплаве ($\Sigma\gamma'$), % (по массе)	10,10	–	11,13
Суммарная концентрация γ -стабилизирующих легирующих элементов Cr, Co, Mo, W, V в сплаве ($\Sigma\gamma$), % (по массе)	33,0	–	33,69
Содержание γ' -фазы ($V_{\gamma'}$), % (объемн.), при температуре, °C:			
20	50,1	–	56,6
700	50,1	–	56,6
800	49,4	–	55,9
900	44,6	–	50,8
1000	34,8	–	40,5
1100	20,2	–	25,1
1200	0,7	–	4,5
γ/γ' -мисфит (δ^*) при температуре 20 °C, %	+0,004	–0,08	+0,17
Температура, °C:			
γ' -сольвус ($T_{\text{solv}}^{\gamma'}$)	1203	1190	1219
солидус (T_s)	1259	1260	1250
ликвидус (T_l)	1355	1342	1342
Плотность сплава (d), г/см ³	8,34	–	8,36
Параметр фазовой стабильности, рассчитанный методом:			
баланса легирования (ΔE) [27, 28]	–0,036	–	–0,156
New PHACOMP (Md) _{γ} [29]	0,927	–	0,944
* $\delta = (a_{\gamma'} - a_{\gamma})/a_{\gamma}$, где $a_{\gamma'}$ и a_{γ} – периоды кристаллических решеток γ' -фазы и γ -твердого раствора соответственно.			

Исходя из принятых параметров фазовой стабильности ΔE и $(Md)_{\gamma}$, сплав ВЖ178П склонен к дестабилизации структуры при длительном высокотемпературном воздействии, что нашло экспериментальное подтверждение в работе [10]. В экспериментальном ЖНС по сравнению со сплавом ВЖ178П снижена суммарная концентрация γ' -образующих легирующих элементов Al, Ti, Ta, Nb, Hf при приблизительно равной суммарной концентрации γ -стабилизирующих легирующих элементов Cr, Co, Mo, W, V. Незначительно уступая сплаву ВЖ178П по количеству γ' -фазы и температуре γ' -сольвус, экспериментальный сплав имеет существенное преимущество по параметрам фазовой стабильности ΔE и $(Md)_{\gamma}$. Кроме того, в отличие от сплава ВЖ178П, для которого рассчитанное значение γ/γ' -мисфита равно 0,17 % при температуре 20 °C, экспериментальный сплав характеризуется значением данного параметра, приближенным к нулевому $\delta = 0,004$ % ($a_{\gamma} \approx a_{\gamma'}$, 20 °C). В этом случае в экспериментальном сплаве между γ -твердым раствором и микрочастицами γ' -фазы должна осуществляться когерентная связь без упругой деформации их решеток и, следовательно, морфология γ' -частиц определяется только фактором минимизации поверхностной энергии границы раздела фаз [30, 31], т. е. должна быть сферической.

Заготовки образцов длиной 70 мм и диаметром 16 мм экспериментального сплава с поликристаллической равноосной структурой получены вакуумной индукционной плавкой шихтовых материалов с последующим вакуумным переплавом полученного

слитка и литьем методом равноосной кристаллизации. Далее литые заготовки образцов сплава подвергали длительному гомогенизирующему отжигу при температуре выше температуры γ' -сольвус с последующим охлаждением с высокой скоростью до комнатной температуры, затем – двухступенчатому старению, как это принято при термической обработке ЖНС для дисков газотурбинных двигателей [32].

Термически обработанные образцы с рабочей частью 25 мм и диаметром 5 мм из экспериментального сплава испытывали на испытательной машине УТС-1300 на ползучесть в соответствии с ГОСТ 3248–81 до разрыва при температуре 750 °С и напряжении 650 МПа, а также при 850 °С и 300 МПа соответственно.

Микроструктуру сплава исследовали методами сканирующей (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Локальный химический состав фазовых составляющих определяли методом рентгеноспектрального микроанализа в ПЭМ с применением энергодисперсионного спектрометра.

Для определения периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз сплава в термически обработанном состоянии анализировали рентгеновский рефлекс 222, который записывали в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении с применением дифрактометра ДРОН-3. Расшифровка дифрактограммы, включая разделение суммарного дублета 222 ($\gamma+\gamma'$)-фаз на фазовые синглеты γ - и γ' -фаз, осуществлена с применением специализированной программы OUTSET при допущении, что острый пик высокой интенсивности отвечает отражению от γ' -фазы, а широкий пик с меньшей интенсивностью соответствует γ -твердому раствору [33].

Температуры γ' -сольвус, солидус и ликвидус сплава определяли на образцах после литья методом дифференциального термического анализа.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлена микроструктура экспериментального сплава после полного цикла термической обработки – исходное состояние сплава. В отличие от гранулированного сплава ВЖ178П (рис. 1) [10], а также деформируемого ЖНС марки ВЖ175-ИД [34], в которых вторичные упрочняющие микрочастицы γ' -фазы имеют кубоидную морфологию, упрочнение исследуемого экспериментального сплава осуществляется вторичными микрочастицами γ' -фазы размером $\sim 0,2$ мкм округлой (сферической) морфологии, типичной для ЖНС с близкими к нулю значениями γ/γ' -мисфита. Третичные выделения γ' -фазы в виде наночастиц размером 10–50 нм, так же как и в сплавах ВЖ178П, ВЖ175-ИД, располагаются в прослойках матричного γ -твердого раствора. В исходной микроструктуре экспериментального сплава наблюдаются частичные дислокации и ДУ.

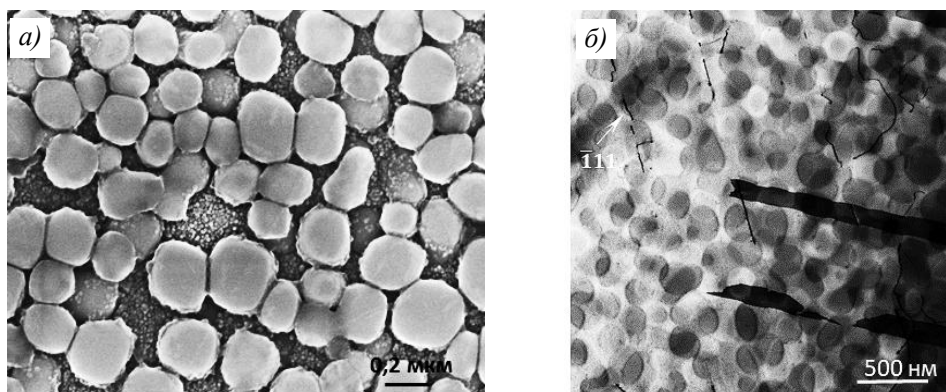


Рис. 2. Микроструктуры экспериментального сплава после полного цикла термической обработки: а – выделения вторичных микрочастиц и третичных наночастиц γ' -фазы в γ -матрице (СЭМ); б – вторичные микрочастицы γ' -фазы с дефектами упаковки и частичными дислокациями (темное поле в сверхструктурном рефлексе, ПЭМ)

На рис. 3 приведена рентгеновская дифрактограмма (222) исследуемого экспериментального сплава при температуре 20 °С, выполненная в $\text{Cu K}\alpha$ -излучении.

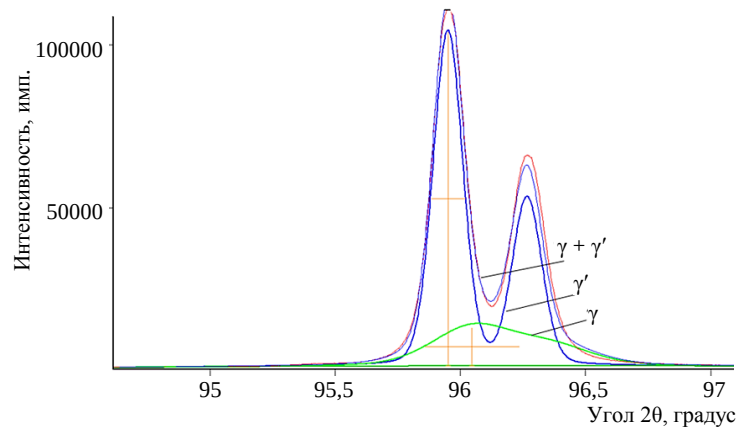


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма (222) экспериментального сплава при температуре 20 °С, выполненная в $\text{Cu K}\alpha$ -излучении, и разделение суммарного ($\gamma + \gamma'$)-рефлекса на синглеты γ - и γ' -фаз (γ/γ' -мисфит $\delta = -0,08 \%$)

Экспериментальный сплав с микрочастицами округлой формы γ' -фазы имеет небольшой отрицательный ($a_{\gamma} < a_{\gamma'}$) мисфит, равный $-0,08 \%$ при температуре 20 °С. Следует отметить, что сфероидальные γ' -микрочастицы в экспериментальном сплаве сформировались в процессе первой ступени старения в температурном интервале 900–1000 °С, а рентгеновское определение мисфита выполнено при температуре 20 °С. Поэтому, согласно данным работ [35–37], при повышении температуры сплава величина мисфита, отрицательная при комнатной температуре ($a_{\gamma} < a_{\gamma'}$), вследствие большего коэффициента линейного теплового расширения γ -твердого раствора, чем γ' -фазы, смещается в область нулевых или положительных значений. Результаты расчета температурной зависимости γ/γ' -мисфита по модели, описанной в работе [38], показали, что значение мисфита при температуре 950 °С для экспериментального сплава составляет $+0,04 \%$, что близко к нулю.

На рис. 4 представлены кривые ползучести образцов экспериментального сплава при температуре 750 °С, напряжении 650 МПа, времени до разрушения $\tau = 99$ ч, а также при 850 °С, 300 МПа и 705 ч. Кривые ползучести имеют типичный для ЖНС экспоненциальный характер с практически отсутствующей первой стадией [39].

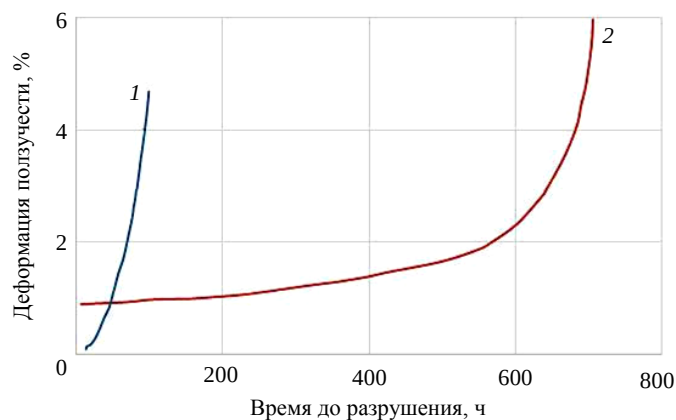


Рис. 4. Кривые ползучести экспериментального сплава: 1 – при температуре 750 °С и напряжении 650 МПа; 2 – при 850 °С и 300 МПа

Результаты испытаний экспериментального сплава на длительную прочность проанализированы с использованием классического параметра Ларсона–Миллера:

$$P = T(20 + \log \tau),$$

где T – температура, К; τ – время до разрушения, ч [40].

Полученные для экспериментального сплава значения параметра P , равные 22501 (при 750 °С, $\sigma = 650$ МПа) и 25659 (при 850 °С, $\sigma = 300$ МПа), оказались близки к значениям данных параметров литейных коррозионностойких ЖНС марок IN-738 ($P = 25300$ при $\sigma = 300$ МПа), IN-792 ($P = 23000$ при $\sigma = 650$ МПа и $P = 25700$ при $\sigma = 300$ МПа) [41] и ВЖЛ23 ($P = 25806$ при $\sigma = 300$ МПа) [42]. Для гранулированного сплава ВЖ178П значения параметра P составляют 22400 и 24150 соответственно.

На рис. 5 приведены микроструктуры экспериментального сплава после испытаний на ползучесть при температуре 850 °С и напряжении 300 МПа продолжительностью 705 ч.

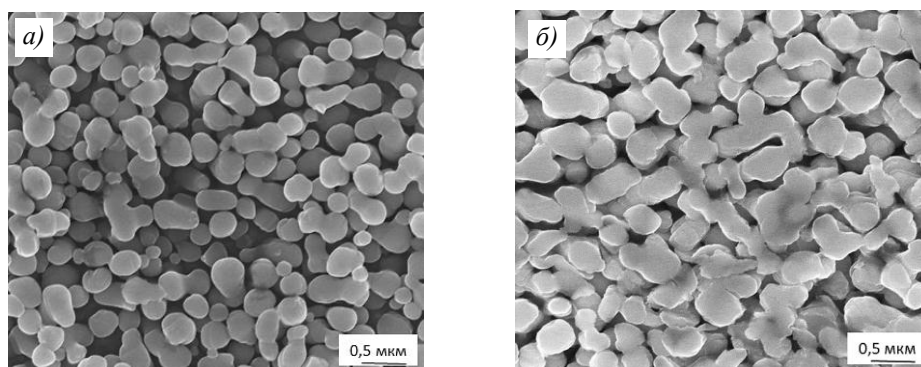


Рис. 5. Микроструктуры сплава после испытаний на ползучесть при температуре 850 °С (СЭМ): а – головка образца; б – рабочая часть образца

В процессе ползучести исходные сферические частицы γ' -фазы в рабочей части образца коагулируют и приобретают форму «гантелей» в результате диффузионного сращивания двух соседних частиц (рис. 5, б). Отсутствие пластинчатой γ/γ' -структуры, известной как рафт-структура [43], также свидетельствует о низкой абсолютной величине γ/γ' -мисфита при температуре испытания, поскольку для ее формирования требуется наличие значительных мисфитных напряжений. В головке образца диаметр γ' -частиц остается таким же, как и в исходном состоянии, хотя незначительное количество частиц также имеет «гантельную» морфологию (рис. 5, а). На рис. 6, а приведено при большем увеличении СЭМ-изображение микроструктуры образца экспериментального сплава после испытаний на ползучесть при температуре 850 °С. На некоторых поверхностях γ' -частиц виден топографический рельеф, напоминающий террасированные горные склоны. Такой рельеф образуется в результате диффузионного переползания частиц γ' -фазы дислокациями с векторами Бюргерса $b = a/2[110]$. На ПЭМ-изображении микроструктуры образца экспериментального сплава после испытаний на ползучесть при температуре 850 °С (рис. 6, б) в результате образования дифракционного контраста визуализируются аналогичные дислокации на γ/γ' -интерфейсах, некоторые из которых имеют дугообразную форму. Подобные дислокационные конфигурации типичны для случая преодоления γ' -частиц дислокациями путем переползания по γ/γ' -интерфейсу при повышенных температурах ползучести, когда диффузия атомов значительно ускоряется. Отметим, что при таких

условиях испытаний следов перерезания частиц γ' -фазы путем скольжения дислокаций в сплаве не обнаружено.

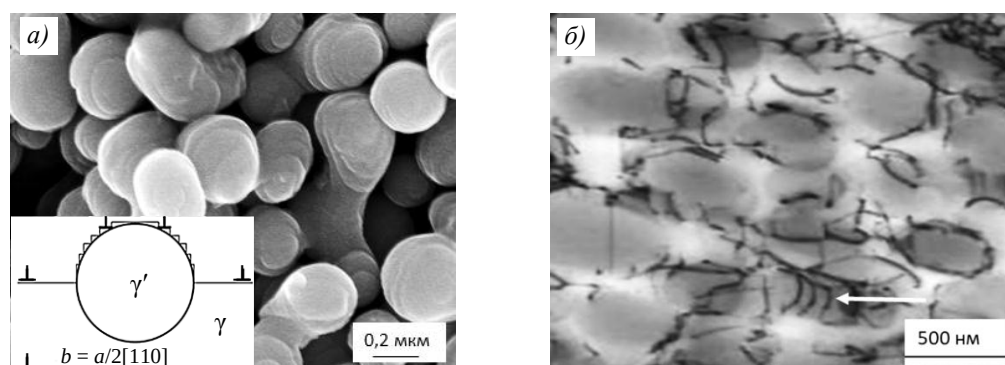


Рис. 6. Диффузионное переползание дислокаций $a/2[110]$ по поверхностям раздела γ/γ' -фаз в процессе ползучести сплава при температуре 850 °С: *а* – СЭМ-изображение частиц γ' -фазы и схема диффузионного переползания частиц γ' -фазы дислокациями; *б* – ПЭМ-изображение частиц γ' -фазы с дислокациями (стрелкой показаны дугообразные дислокации на γ/γ' -поверхности)

Распределение концентраций легирующих элементов в γ' - и γ -фазах экспериментального сплава в исходном состоянии и после испытаний на ползучесть (табл. 2) незначительно зависит от условий испытаний и носит общеизвестный характер [44]. Для сравнения в табл. 2 также приведены аналогичные данные для ЖНС марки ВЖ178П, полученные авторами в данной работе и дополненные результатами из работы [10].

Таблица 2

Распределение легирующих элементов в фазах жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Состояние сплава	Фаза	Концентрации легирующих элементов в фазе, % (атомн.)						
			γ' -образующие			γ -стабилизирующие			
			Ni	Al	Ti	Cr	Co	Mo	W
Экспериментальный	После термической обработки	γ	48	2,5	0,5	22	21	3,5	1,5
		γ'	72	12	4,5	1	5	1,5	1,5
	После испытаний на ползучесть при 750 °С, $\sigma = 650$ МПа, $\tau = 99$ ч	γ	53	2,5	1,5	19,5	19	2	1
		γ'	72	10,5	5	2,5	5	0,5	1,5
	После испытаний на ползучесть при 850 °С, $\sigma = 300$ МПа, $\tau = 705$ ч	ТПУ	Не обнаружена						
		γ	47,5	2	0,5	23,5	22	2	1
		γ'	75	10,5	4	1	6,5	1	1,5
ВЖ178П	После термической обработки	γ	40	1	–	30	24	3,5	1
		γ'	75	9,5	4	1,5	7,5	0,5	0,5
	После испытаний на ползучесть при 750 °С, $\sigma = 628$ МПа, $\tau = 100$ ч	γ	39	1	–	30	27	1	1
		γ'	75	10	4,5	–	8	0,5	0,5
		ТПУ	18	–	–	30	30	11	11

На рис. 7 приведены микроструктуры экспериментального сплава после испытаний на ползучесть при температуре 750 °С. В этом случае характерными дефектами структуры являются микродвойники, перерезающие частицы γ' -фазы

(рис. 7, а), и дислокации с векторами Бюргерса $a/2\langle 011 \rangle$, которые перерезают γ' -частицы и диссоциируют в объеме частиц γ' -фазы с образованием ДУ.

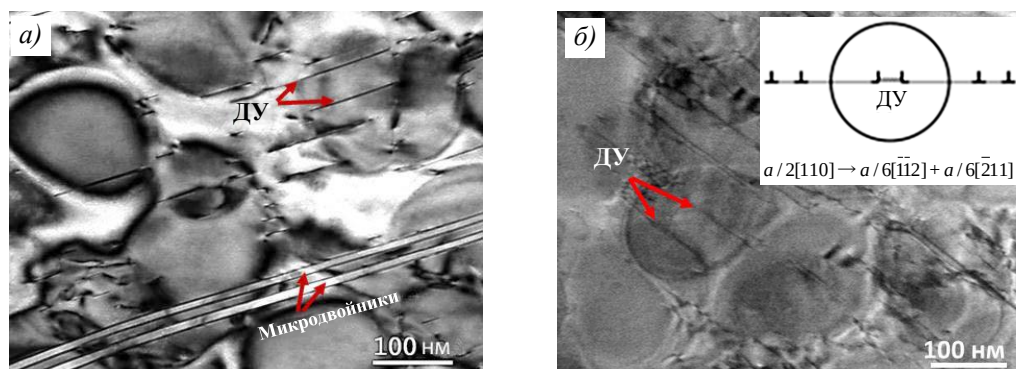


Рис. 7. Микроструктуры сплава после испытаний на ползучесть при температуре 750 °С (ПЭМ): а – микродвойники, перерезающие частицы γ' -фазы, дефекты упаковки (ДУ) в γ' -частице; б – ДУ, частичные дислокации в γ' -частицах и схема перерезания сферической частицы двумя частичными дислокациями с образованием между ними ДУ в γ' -частице

Для более полного понимания механизмов ползучести проведены дополнительные исследования экспериментального сплава при температуре 750 °С, направленные на поиск сегрегаций легирующих элементов на ДУ в упрочняющей γ' -фазе или γ/γ' -интерфейсе. Действительно, как следует из рис. 8, полученная карта распределения легирующих элементов на ДУ в γ' -фазе экспериментального сплава после испытаний на ползучесть показывает наличие сегрегаций атомов таких элементов, как Cr и Co. Сегрегаций на ДУ других легирующих элементов не выявлено.

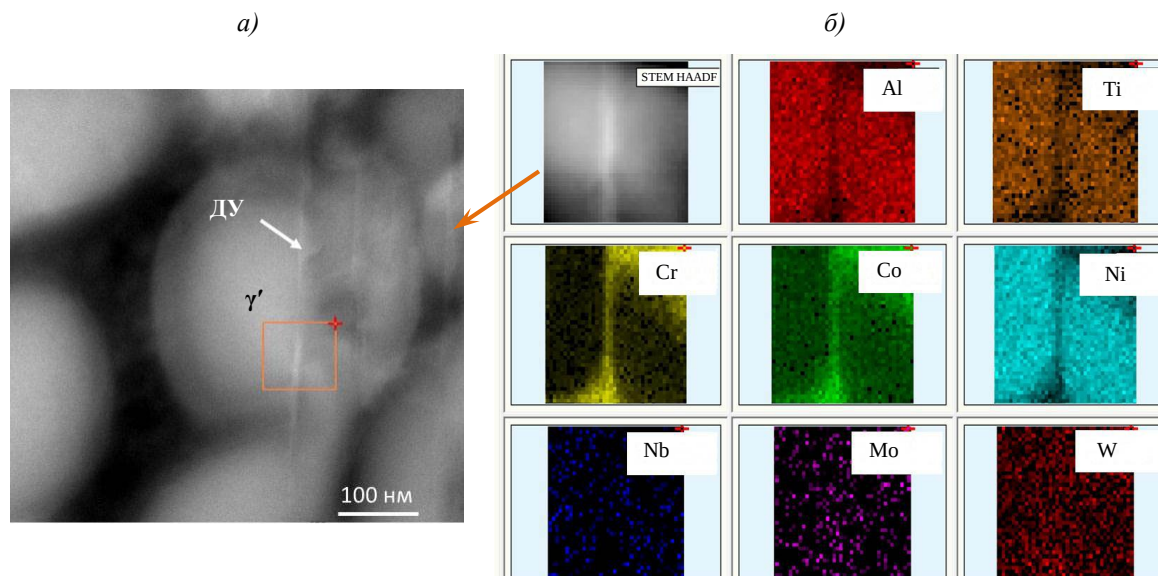


Рис. 8. Дефект упаковки (ДУ) в упрочняющей γ' -фазе (а) экспериментального сплава и сегрегации легирующих элементов Cr и Co на ДУ (б). STEM HAADF – сканирующая просвечивающая электронная микроскопия с использованием широкоугольного кольцевого темнопольного детектора

Используя полученные экспериментальные данные, можно предложить модель образования ДУ в результате перерезания частицы γ' -фазы дислокациями в процессе

низкотемпературной (≤ 750 °C) ползучести ЖНС, представленную на рис. 9. Для пояснения кристаллографической ориентации дислокаций и ДУ изображены кубические частицы γ' -фазы, хотя в действительности в исследованном сплаве они имели сферическую морфологию.

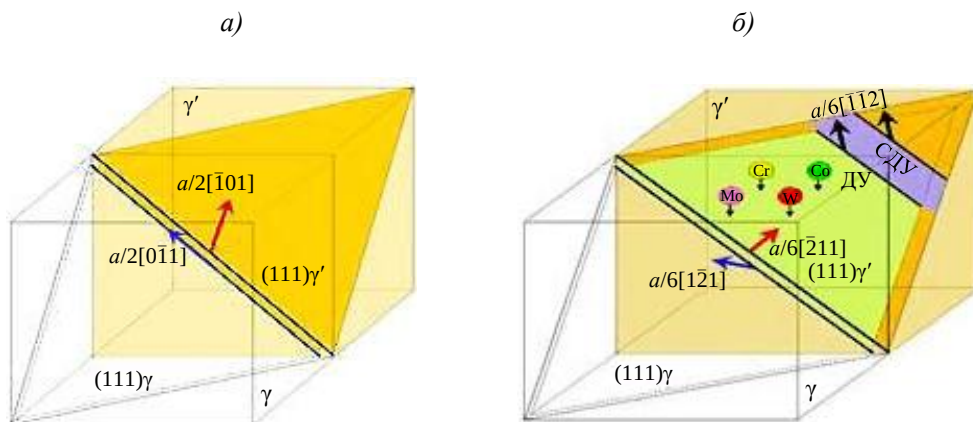
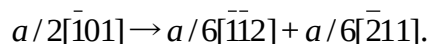


Рис. 9. 3D-модель образования дефектов упаковки (ДУ) в результате перерезания частицы γ' -фазы дислокациями при низкотемпературной ползучести: *а* – две дислокации типа $a/2\langle 011 \rangle$ на межфазной границе γ/γ' ; *б* – расщепление дислокаций $a/2\langle 011 \rangle$ на четыре частичные типа $a/6\langle 112 \rangle$ и внедрение двух из них с $b = a/6[\bar{1}12]$ в объем γ' -частицы. СДУ – сложный дефект упаковки

На первом этапе ползучести образуются ДУ в γ' -фазе. Согласно работам [5, 7, 16] этот процесс происходит следующим образом. Сначала у межфазной границы γ/γ' встречаются две полные дислокации типа $a/2\langle 011 \rangle$, расположенные в соседних плоскостях скольжения (111) (рис. 9, *а*). Далее дислокации $a/6[\bar{1}01]$ расщепляются на две частичные дислокации Шокли по реакции



Первая дислокация $a/6[\bar{1}12]$, испытывающая большую силу Пича–Келлера, внедряется в γ' -частицу, при этом за ней образуется сложный дефект упаковки (СДУ). Затем по реакции $a/2[011] \rightarrow a/6[\bar{1}12] + a/6[\bar{1}21]$ расщепляется другая полная дислокация и образовавшаяся частичная дислокация $a/6[\bar{1}12]$ также внедряется в γ' -частицу. При ее движении происходит структурное превращение $\text{СДУ} \rightarrow \text{ДУ}$, но между внедренными дислокациями остается СДУ (рис. 9, *б*). На ДУ происходит сегрегация γ -стабилизирующих легирующих элементов, таких как Co , Cr , Mo и W , – явление, известное как образование атмосферы Сузуки [45]. В работе [10] наблюдали перерезание частиц γ' -фазы путем скольжения дислокаций в процессе ползучести ЖНС марки ВЖ178П в течение ~ 100 ч при температуре 750 °C и напряжении 628 МПа. Перерезание частиц γ' -фазы сопровождалось образованием ДУ с последующей сегрегацией на них атомов легирующих элементов Co , Cr , W , Mo и выделением ТПУ-фазы $(\text{Co,Cr})_3(\text{Mo,W})$.

Исходя из ПЭМ-изображений микроструктур (рис. 6 и 7), можно предположить, что изменение условий испытания экспериментального сплава привело к смене механизмов ползучести: дислокации преодолевают частицы γ' -фазы либо путем переползания

по γ/γ' -интерфейсу при температуре ползучести 850 °С, либо путем перерезания частиц при температуре ползучести 750 °С и образования ДУ в объеме γ' -фазы.

Из анализа данных табл. 2 следует, что концентрация γ -стабилизирующих элементов Cr и Co в трех фазовых составляющих γ , γ' и ТПУ ЖНС до и после испытаний на ползучесть приблизительно одинакова и не зависит от температуры испытания. Тогда как концентрация Ni, равная 40 % (атомн.) в γ -фазе сплава ВЖ178П, в ТПУ-фазе снижается до 18 % (атомн.). Что касается атомов Mo и W, то их концентрации в γ - и γ' -фазах невелики и колеблются в интервалах 1–3,5 и 0,5–1,5 % (атомн.) соответственно. Однако в ТПУ-фазе содержание этих элементов возрастает до 11 % (атомн.). Возникает вопрос, каким образом эти легирующие элементы достигают ДУ внутри объемов частиц γ' -фазы и образуют на них сегрегации. По мнению авторов данной статьи, транспортировка этих элементов осуществляется путем трубчатой диффузии вдоль частичных дислокаций $a/6\langle 112 \rangle$ на границе раздела ДУ и кристаллической решетки γ' -фазы.

Заключения

Методом компьютерного конструирования на основе гранулированного ЖНС марки ВЖ178П определены концентрации легирующих элементов Al, Cr, Co, Ti, Mo, W, Nb, Ta, Hf, C и B, обеспечивающие при испытании на ползучесть при температурах 750 °С (время до разрушения образца $\tau = 99$ ч при напряжении $\sigma = 650$ МПа) и 850 °С (время до разрушения образца $\tau = 705$ ч при напряжении $\sigma = 300$ МПа) высокую фазовую стабильность экспериментального сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом для дисков газовых турбин.

Экспериментально показано, что в интервале температур 750–850 °С происходит смена механизмов пластической деформации в процессе ползучести экспериментального сплава. При температуре 750 °С механизм ползучести сплава осуществляется перерезанием γ' -частиц скользящими полными дислокациями $a/2\langle 011 \rangle$ с последующим их расщеплением в объеме частиц на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 112 \rangle$ и образованием ДУ, на которых происходит сегрегация атомов легирующих элементов Co и Cr. При температуре ползучести 850 °С полные дислокации $a/2\langle 011 \rangle$ преодолевают частицы γ' -фазы путем диффузионного переползания по поверхностям раздела γ/γ' -фаз. При этой температуре испытаний в экспериментальном сплаве не обнаружены сегрегации атомов легирующих элементов на деформационных дефектах и следы образования ТПУ-фазы.

Показано, что в экспериментальном сплаве с пониженной суммарной концентрацией γ' -образующих элементов Al, Ti, Nb, Hf нулевой γ/γ' -мисфит достигается при температуре первой ступени старения, в результате чего морфология частиц γ' -фазы становится сферической.

Для экспериментального сплава рассчитаны (некоторые характеристики также экспериментально определены) объемная доля частиц упрочняющей γ' -фазы (50,1 % (объемн.), 20–700 °С) и ее температурная зависимость в интервале 700–1200 °С, γ/γ' -мисфит ($\delta = -0,08$ %, $a_{\gamma'} > a_{\gamma}$, 20 °С; $\delta \approx 0$, $a_{\gamma'} \approx a_{\gamma}$, 950 °С), плотность (8,34 г/см³), температуры полного растворения γ' -фазы в γ -матрице (γ' -сольвус, 1190 °С), солидус (1260 °С) и ликвидус (1342 °С).

Благодарности

Авторы выражают благодарность ведущему инженеру НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ Р.М. Назаркину за проведение рентгеновского анализа.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы и технологии ВИАМ для «Авиадвигателя» // Пермские авиационные двигатели. 2014. № 31. С. 43–47.
2. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А. Разработка и исследование нового гранулируемого высокопрочного жаропрочного никелевого сплава ВВ752П для перспективных изделий авиационной техники // Технология легких сплавов. 2011. № 1. С. 7–11.
3. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Храмин Р.В. и др. Влияние легирующих элементов на прочностные свойства жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин // Электрометаллургия. 2021. № 3. С. 2–13.
4. Barba D., Alabort E., Pedrazzini S. et al. On the microtwinning mechanism in a single crystal superalloy // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 135. P. 314–329. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.072.
5. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
6. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η -phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in Ni-base superalloys // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 100. P. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
7. Barba D., Smith T.M., Miao J. et al. Segregation-assisted plasticity in Ni-based superalloys // *Metallurgical Materials Transactions*. 2018. Vol. 49A. P. 4173–4185. DOI: 10.1007/s11661-018-4567-6.
8. Smith T.M., Gabb T.P., Wertz K.N. et al. Enhancing the creep strength of next-generation disk superalloys via local phase transformation strengthening // *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals, Materials Series, 2020. P. 726–736.
9. Liliensten L., Antonov S., Gault B. et al. Enhanced creep performance in a polycrystalline superalloy driven by atomic-scale phase transformation along planar faults // *Acta Materialia*. 2021. Vol. 202. P. 232–242.
10. Светлов И.Л., Зайцев Д.В., Карашаев М.М., Епишин А.И., Петрушин Н.В. Микросегрегация легирующих элементов на деформационных дефектах структуры в гранулированном никелевом сплаве // *Физика металлов и металловедение*. 2023. Т. 124. № 6. С. 517–523. DOI: 10.31857/S0015323023600296.
11. Viswanathan G.B., Sarosi P.M., Henry M.F. et al. Investigation of creep deformation mechanisms at intermediate temperatures in René 88 DT // *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53. P. 3041–3057.
12. Бер Л.Б., Рогожкин С.В., Хомич А.А., Залужный А.Г. Распределение атомов легирующих элементов между частицами γ - и γ' -фаз в жаропрочном никелевом сплаве // *Физика металлов и металловедение*. 2022. Т. 123. № 2. С. 177–191.
13. Рогожкин С.В., Бер Л.Б., Никитин А.А., Хомич А.А., Разницын О.А., Лукьянчук А.А., Шутков А.С., Карашаев М.М., Залужный А.Г. Исследование гранулированного никелевого сплава методом атомно-зондовой томографии // *Физика металлов и металловедение*. 2020. Т. 121. № 1. С. 1–12.
14. Saada G., Veyssiere P. Kear-Wilsdorf locks and mechanical properties of $L1_2$ alloys // *MRS Online Proceedings Library*. 1992. Vol. 288. P. 411–416. DOI: 10.1557/PROC-288-411.
15. Rae C., Vorontsov V., Kovarik L., Mills M. Dislocations in a Ni-based superalloy during low temperature creep // *MATEC Web of Conferences*. 2014. Art. 01006. DOI: 10.1051/mateconf/20141401006.
16. Smith T.M., Unocic R.R., Deutchman H., Mills M.J. Creep deformation mechanism mapping in nickel base disk superalloys // *Materials at High Temperatures*. 2016. Vol. 33. No. 4–5. P. 372–383. DOI: 10.1080/09603409.2016.1180858.
17. Зайцев Д.В., Сбитнева С.В., Бер Л.Б., Заводов А.В. Определение химического состава частиц основных фаз в изделиях из гранулируемого никелевого жаропрочного сплава ЭП741НП // *Труды ВИАМ*. 2016. № 9 (45). С. 61–71. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-8-8.

18. 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.
19. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2017. 854 с.
20. Jena A.K., Chaturvedj M.C. The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys // *Journal of Material Science*. 1984. Vol. 19. P. 3121–3139.
21. Murakumo T., Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. Creep behavior of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' -volume fraction // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. P. 3737–3744.
22. Unocic R.R., Vismanathan G.B., Sarosi P.M. et al. Mechanisms of creep deformation in polycrystalline Ni-base disk superalloy // *Materials Science and Engineering A*. 2008. Vol. 483–484. P. 25–32.
23. Бакрадзе М.М., Скугорев А.В., Бубнов М.В., Перевозов А.С., Летников М.Н., Шестаков А.А. Разработка технологии получения заготовок дисков турбины газотурбинных двигателей из нового гранулируемого жаропрочного сплава ВЖ178П методом ГИП + деформация // *Технология легких сплавов*. 2018. № 3. С. 21–27.
24. 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.
25. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2004. № 1. С. 3–21.
26. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Елютин Е.С. Усовершенствование химического состава и структуры литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью // *Труды ВИАМ*. 2021. № 4 (98). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
27. Самойлов А.И., Морозова Г.И., Кривко А.И., Афоничева О.С. Аналитический метод оптимизации легирования жаропрочных никелевых сплавов // *Материаловедение*. 2000. № 2. С. 14–17.
28. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. № 12 (690). С. 52–56.
29. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New phacomp and its applications to alloy design // *Superalloys 1984*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1984. P. 523–532.
30. Мартин Дж., Доэрти Р. Стабильность микроструктуры металлических систем. М.: Атомиздат, 1978. 280 с.
31. Reed R.C. The Superalloys. Fundamentals and Applications. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006. 372 p.
32. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: Наука и технология, 2013. 264 с.
33. Самойлов А.И., Назаркин Р.М., Моисеева Н.С. Определение мисфита во фрагментированных монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // *Труды ВИАМ*. 2013. № 5. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.08.2023).
34. Летников М.Н., Ломберг С.Б., 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.
35. Glatzel U. Microstructure and internal strains of undeformed and creep-deformed samples of a nickel-base superalloy. Berlin: Verlag Dr. Köster, 1994. 80 p.
36. Karunaratne M.S.A., Kyaw S., Jones A. et al. Modeling the coefficient of thermal expansion in Ni-based superalloys and bond coatings // *Journal Materials Science*. 2016. Vol. 51. P. 4213–4226. DOI: 10.1007/s10853-015-9554-3.
37. Петрушин Н.В., Епишин А.И., Светлов И.Л., Нольце Г., Елютин Е.С., Соловьев А.Е. Влияние знака γ/γ' -мисфита на структуру и длительную прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // *Материаловедение*. 2022. № 3. С. 17–26. DOI: 10.31044/1684-579X-2022-0-3-17-26.

38. Епишин А.И., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Нольце Г. Модель для прогнозирования температурной зависимости γ/γ' -мисфита в жаропрочных никелевых сплавах // Материаловедение. 2021. № 3. С. 9–18. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-3-9-18.
39. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 463 с.
40. Larson F.R., Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses // Transactions ASME. 1952. Vol. 74. P. 765–771.
41. High-Temperature High-Strength Nickel Base Superalloy – Data Supplement. Toronto: Nickel Development Institute, 1995. No. 393. P. 1–19.
42. Петрушин Н.В., Голынец С.А., Римша Э.Г., Рыжков П.В. Механические свойства коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ23 // Труды ВИАМ. 2023. № 8 (126). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-3-12.
43. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 1996. Vol. 27. No. 3. P. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
44. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н., Морозова Г.И., Сорокина К.П., Яковлева Е.Ф. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 336 с.
45. Хирт Д.Ж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 600 с.

References

1. Kablov E.N. Materials and technologies of the VIAM for the «Aviator». *Permskie aviatsionnye dvigateli*, 2014, no. 31, pp. 43–47.
2. Garibov G.S., Grits N.M., Vostrikov A.V., Fedorenko E.A. Development and study of a new granular high-strength heat-resistant nickel alloy VV752P for promising aircraft equipment. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2011, no. 1, pp. 7–11.
3. Logunov A.V., Shmotin Yu.N., Khramin R.V. et al. The influence of alloying elements on the strength properties of heat-resistant nickel alloys for gas turbine disks. *Electrometallurgiya*, 2021, no. 3, pp. 2–13.
4. Barba D., Alabort E., Pedrazzini S. et al. On the microtwinning mechanism in a single crystal superalloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 135, pp. 314–329. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.072.
5. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 04, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
6. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η -phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in Ni-base superalloys. *Acta Materialia*, 2015, vol. 100, pp. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
7. Barba D., Smith T.M., Miao J. et al. Segregation-assisted plasticity in Ni-based superalloys. *Metallurgical Materials Transactions*, 2018, vol. 49A, pp. 4173–4185. DOI: 10.1007/s11661-018-4567-6.
8. Smith T.M., Gabb T.P., Wertz K.N. et al. Enhancing the creep strength of next-generation disk superalloys via local phase transformation strengthening. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals, Materials Series, 2020, pp. 726–736.
9. Liliensten L., Antonov S., Gault B. et al. Enhanced creep performance in a polycrystalline superalloy driven by atomic-scale phase transformation along planar faults. *Acta Materialia*, 2021, vol. 202, pp. 232–242.
10. Svetlov I.L., Zaitsev D.V., Karashaev M.M., Epishin A.I., Petrushin N.V. The microsegregation of the alloying elements on deformation defects of the structure in granular nickel alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2023, vol. 124, no. 6, pp. 517–523. DOI: 10.31857/S0015323023600296.
11. Viswanathan G.B., Sarosi P.M., Henry M.F. et al. Investigation of creep deformation mechanisms at intermediate temperatures in René 88 DT. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, pp. 3041–3057.
12. Ber L.B., Rogozhkin S.V., Khomich A.A., Zaluzhny A.G. The distribution of atoms of the alloying elements between the particles γ - and γ' -phase in a heat-resistant nickel alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2022, vol. 123, no. 2, pp. 177–191.

13. Rogozhkin S.V., Ber L.B., Nikitin A.A., Khomich A.A., Raznitsyn O.A., Lukyanchuk A.A., Shutov A.S., Karashayev M.M., Zaluzhny A.G. The study of granular nickel alloy by nuclear-zonion tomography. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2020, vol. 121, no. 1, pp. 1–12.
14. Saada G., Veyssiere P. Kear-Wilsdorf locks and mechanical properties of L1₂ alloys. *MRS Online Proceedings Library*, 1992, vol. 288, pp. 411–416. DOI: 10.1557/PROC-288-411.
15. Rae C., Vorontsov V., Kovarik L., Mills M. Dislocations in a Ni-based superalloy during low temperature creep. *MATEC Web of Conferences*, 2014, art. 01006. DOI: 10.1051/mateconf/20141401006.
16. Smith T.M., Unocic R.R., Deutchman H., Mills M.J. Creep deformation mechanism mapping in nickel base disk superalloys. *Materials at High Temperatures*, 2016, vol. 33, no. 4–5, pp. 372–383. DOI: 10.1080/09603409.2016.1180858.
17. Zaysev D.V., Sbitneva S.V., Ber L.B., Zavadov A.V. Determination of the main phase's particles chemical composition in products from granulated nickel superalloy EP741NP. *Trudy VIAM*, 2016, no. 9, paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-7-7.
18. 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.
19. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for shoulder blades and disks of gas turbines*. Rybinsk: Gas turbine technologies, 2017, 854 p.
20. Jena A.K., Chaturvedj M.C. The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys. *Journal of Material Science*, 1984, vol. 19, pp. 3121–3139.
21. Murakumo T., Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. Creep behavior of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' -volume fraction. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, pp. 3737–3744.
22. Unocic R.R., Vismanathan G.B., Sarosi P.M. et al. Mechanisms of creep deformation in polycrystalline Ni-base disk superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 483–484, pp. 25–32.
23. Bakradze M.M., Skugorev A.V., Bubnov M.V., Derevzov A.S., Sumynikov M.N., Shestakov A.A. Development of technology for obtaining blanks of gas turbine gas turbine engines from a new granular heat-resistant alloy VZh178P method + deformation. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2018, no. 3, pp. 21–27.
24. 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.
25. Kablov E.N., Petrushin N.V. Computer method for constructing casting heat-resistant nickel alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2004, no. 1, pp. 3–21.
26. Petrushin N.V., Visik E.M., Elyutin E.S. Improvement of the chemical composition and structure of castable nickel-base superalloy with low density. Part 2. *Trudy VIAM*, 2021, no. 4 (98), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
27. Samoilov A.I., Morozova G.I., Krivko A.I., Afonicheva O.S. The analytical method for optimizing the alloying of heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2000, no. 2, pp. 14–17.
28. Morozova G.I. Compensation for the imbalance of the focus of heat-resistant nickel alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2012, no. 12 (690), pp. 52–56.
29. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New phacomp and its applications to alloy design. *Superalloys 1984*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1984, pp. 523–532.
30. Martin J., Dortart R. *The stability of the microstructure of metal systems*. Moscow: Atomizdat, 1978, 280 p.
31. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006, 372 p.
32. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. *Modern heat-resistant nickel alloys for gas turbine disks (materials and technologies)*. Moscow: Nauka i tekhnologiya, 2013, 264 p.

33. Samojlov A.I., Nazarkin R.M., Moiseeva N.S. Definition miss-fit in fragmental single crystals of nickel hot strength alloys. *Trudy VIAM*, 2013, no. 5, paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 31, 2023).
34. 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.
35. Glatzel U. *Microstructure and internal strains of undeformed and creep-deformed samples of a nickel-base superalloy*. Berlin: Verlag Dr. Köster, 1994, 80 p.
36. Karunaratne M.S.A., Kyaw S., Jones A. et al. Modeling the coefficient of thermal expansion in Ni-based superalloys and bond coatings. *Journal Materials Science*, 2016, vol. 51, pp. 4213–4226. DOI: 10.1007/s10853-015-9554-3.
37. Petrushin N.V., Epishin A.I., Svetlov I.L., Nolce G., Elyutin E.S., Soloviev A.E. The influence of the sign γ/γ' -Mismephit on the structure and long-term strength of monocrystals of nickel heat-resistant alloys. *Materialovedenie*, 2022, no. 3, pp. 17–26. DOI: 10.31044/1684-579x-2022-0-3-17-26.
38. Epishin A.I., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Nolce G. Model for predicting the temperature dependence of γ/γ' -Mysfit in heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2021, no. 3, pp. 9–18. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-3-9-18.
39. Kablov E.N., Golubovsky E.R. *The heat resistance of nickel alloys*. Moscow: Mechanical Engineering, 1998, 463 p.
40. Larson F.R., Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses. *Transactions ASME*, 1952, vol. 74, pp. 765–771.
41. *High-Temperature High-Strength Nickel Base Superalloy – Data Supplement*. Toronto: Nickel Development Institute, 1995, no. 393, pp. 1–19.
42. Petrushin N.V., Golinets S.A., Rimsha E.G., Ryzhkov P.V. Mechanical properties of corrosion-resistant nickel-based superalloy VZhL23. *Trudy VIAM*, 2023, no. 8 (126), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-3-12.
43. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27, no. 3, pp. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
44. Lashko N.F., Zaslavskaya L.V., Kozlova M.N., Morozova G.I., Sorokina K.P., Yakovleva E.F. *Physico-chemical phase analysis of steels and alloys*. Moscow: Metallurgy, 1978, 336 p.
45. Hirt D.Zh., Lota I. *Theory of dislocations*. Moscow: Atomizdat, 1972, 600 p.

Информация об авторах

Петрушин Николай Васильевич, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Светлов Игорь Леонидович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Карашаев Мухамед Муаедович, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Епишин Александр Игоревич, ведущий научный сотрудник, д.ф.-м.н., ФГБУН «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова» РАН, isman@ism.ac.ru

Information about the authors

Nikolay V. Petrushin, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Igor L. Svetlov, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Myhamed M. Karashaev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander I. Epishin, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, isman@ism.ac.ru

Статья поступила в редакцию 03.11.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.11.2023.
The article was submitted 03.11.2023; approved and accepted for publication after reviewing 13.11.2023.

Научная статья

УДК 669.018.95:621.791.724

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-19-27

ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЕ ПОЛИРОВАНИЕ ДЕТАЛЕЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ИЗ МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВАС1. Часть 1

Д.А. Добрынин¹, Т.В. Павлова¹

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

Аннотация. Приведен обзор традиционных методов полирования поверхности (механический, химический и электрохимический), которые применяют для обработки деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковых композиций. Описаны основные достоинства и недостатки рассмотренных методов. С учетом выявленных недостатков предложен более производительный и экологичный метод электролитно-плазменного полирования поверхности. Приведен ряд исследований, направленных на разработку состава электролита для электролитно-плазменного полирования деталей из металлопорошковых композиций алюминиевого сплава марки ВАС1.

Ключевые слова: электролитно-плазменное полирование, селективное лазерное сплавление, металлопорошковая композиция, алюминиевый сплав марки ВАС1

Для цитирования: Добрынин Д.А., Павлова Т.В. Электролитно-плазменное полирование деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции алюминиевого сплава марки ВАС1. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-19-27.

Scientific article

ELECTROLYTE-PLASMA POLISHING OF PARTS MADE BY SELECTIVE LASER SINTERING FROM METAL POWDER COMPOSITION OF ALUMINUM ALLOY GRADE VAS1. Part 1

D.A. Dobrynin¹, T.V. Pavlova¹

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

Abstract. The article provides an overview of traditional surface polishing methods (mechanical, chemical and electrochemical), which are used for processing parts made by selective laser sintering from metal powder compositions. The main advantages and disadvantages of these methods are described. Taking into account the identified shortcomings, a more high-performance and environmentally friendly method of electrolyte-plasma surface polishing has been proposed. A number of works have been carried out aimed at developing an electrolyte composition for electrolyte-plasma polishing of parts made of metal powder composition aluminum alloy grade VAS1.

Keywords: electrolyte-plasma polishing, selective laser sintering, metal powder composition, aluminum alloy grade VAS1

For citation: Dobrynin D.A., Pavlova T.V. Electrolyte-plasma polishing of parts made by selective laser sintering from metal powder composition of aluminum alloy grade VAS1. Part 1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-19-27.

Введение

Технологии аддитивного производства находят широкое применение в различных отраслях промышленности [1–5], в частности в авиационной для изготовления деталей двигателей, крыльев, салона и других частей самолетов. В связи с этим необходимы современные технологии обработки деталей, полученных методом аддитивного производства [6–8].

Для уменьшения уровня шероховатости поверхности деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления (СЛС) из металлопорошковых композиций (МПК), применяют методы механического, химического и электрохимического полирования.

Механическое полирование поверхности крупногабаритных деталей проводят абразивными кругами и лентами с использованием полировальных паст, включающих абразивный компонент (порошки оксидов алюминия, железа, хрома), связывающий агент (воскоподобные вещества) и различные поверхностно-активные вещества для повышения смачиваемости поверхности. Полирование мелких деталей проводят в галтовочных барабанах, вибрационных камерах с абразивными материалами (керамические гранулы, стальная дробь, стеклянные шарики). Для интенсификации процесса в рабочее пространство вводят различные жидкие химические добавки (мыла, поверхностно-активные вещества, щелочные и кислотные растворы), способствующие удалению полировального шлама с поверхности деталей.

Механическое полирование в зависимости от выбранного метода позволяет получить уровень шероховатости поверхности R_a от 1,6 до 0,05 мкм [9].

Методы механического полирования достаточно просто реализовать, однако им присущи высокая трудоемкость, значительные временные и материальные затраты. При этом возможно изменение физико-механического состояния поверхности за счет внедрения частичек абразива в основу.

Для химического полирования обычно используют растворы щелочей или неорганических кислот. Шероховатость поверхности уменьшается в результате химического растворения неровностей. Одновременно с травлением материала основы происходит оксидирование. Наилучшее качество поверхности после полирования достигается при равенстве скоростей оксидирования и травления материала основы [10].

Основные преимущества метода химического полирования: применимость для обработки деталей с развитой геометрической формой (наличие отверстий, полостей, углублений, пазов и т. п.), низкая трудоемкость процесса, не требуется специализированного оборудования. При простоте реализации метод имеет несколько существенных недостатков: трудности с корректированием растворов из-за их быстрой выработки; токсичность для персонала и агрессивность компонентов, входящих в состав растворов, по отношению к материалу оборудования; возможное образование питтингов на обрабатываемой поверхности.

Для повышения производительности и уменьшения трудоемкости процесса используют электрохимическое полирование. Обработку, как правило, проводят при постоянном напряжении от 10 до 20 В в электролитах на основе неорганических кислот, при этом изделие подключают к положительному полюсу источника питания. Изменение шероховатости и формирование рельефа поверхности, уменьшение высоты неровностей и их сглаживание происходят за счет анодного электрохимического растворения материала, в результате чего повышаются уровни химических и механических свойств обработанной поверхности: коррозионная стойкость, износостойкость, упругость [10].

Метод электрохимического полирования имеет недостатки и достоинства метода химического полирования, но обладает рядом существенных отличий: не применим

для обработки внутренних полостей деталей, в которые невозможно поместить дополнительный электрод, глубоких отверстий, пазов, впадин; требуется специализированное оборудование (источники питания; системы улавливания взрывоопасных веществ (кислорода и водорода), образующихся в процессе работы).

Разновидностью метода электрохимического полирования деталей, изготовленных из металлических и полупроводниковых материалов, является метод электролитно-плазменного полирования поверхности. Обработку проводят при рабочих напряжениях >200 В в электролитах на основе неорганических солей. При высоких напряжениях на внешней поверхности детали, погруженной в электролит, образуется ионизированный парогазовый слой. Высокая напряженность (до 10^6 В/м) электрического поля в парогазовом слое приводит к образованию на выступах поверхности электрических разрядов, которые оплавливают выступы и оказывают гидродинамическое воздействие на обрабатываемую поверхность. Результатами этих воздействий, помимо анодного растворения материала детали, являются очистка от загрязнений различного рода и полирование поверхности с достижением величины шероховатости поверхности R_a до $0,05$ мкм [11, 12].

Метод электролитно-плазменного полирования отличается от традиционных методов химического и электрохимического полирования использованием в качестве основного компонента электролитов неорганических солей. Такие электролиты менее токсичны по сравнению с кислотными и щелочными, просты в приготовлении, подлежат корректированию в процессе работы. Производительность электролитно-плазменного полирования в 3–4 раза выше по сравнению с механическим полированием и в 5–6 раз – по сравнению с электрохимическим полированием [13]. Как и электрохимическое полирование, электролитно-плазменное полирование не подходит для обработки внутренних полостей деталей, глубоких отверстий, пазов, впадин и требует больших затрат электрической энергии и специальных источников тока.

Данная работа направлена на разработку технологии электролитно-плазменного полирования поверхности деталей, изготовленных из МПК алюминиевого сплава ВАС1 методом СЛС, который является наиболее производительным и менее токсичным по сравнению с традиционными технологиями полирования. Приведены анализ научно-технической литературы в области электролитно-плазменного полирования деталей, изготовленных из алюминиевых сплавов, и результаты электролитно-плазменного полирования образцов из МПК алюминиевого сплава ВАС1.

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

Материалы и методы

Использованы образцы, изготовленные методом СЛС из МПК алюминиевого сплава ВАС1 в виде параллелепипедов размером $12 \times 12 \times 63$ мм. Состав сплава, из которого получены образцы, приведен в табл. 1. Плотность сплава составила $2,66$ г/см³.

Таблица 1

Химический состав сплава марки ВАС1*

Содержание элементов, % (по массе)						Содержание примесей, % (по массе) (не более)			
Al	Si	Mg	Cu	Zr	Ce	Fe	Ni	прочие	
								каждой	сумма
Основа	8,5–11,5	0,35–0,90	0,4–1,0	0,15–0,35	0,10–0,35	0,20	0,05	0,05	0,10

* Защищено патентом РФ № 2661525.

Электролитно-плазменное полирование образцов из МПК алюминиевого сплава ВАС1 проводили на установке, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Установка состоит из электролитической ванны, системы поддержания температуры и фильтрации электролита, источника питания, блока управления установкой и может быть использована для проведения химических, электрохимических и электролитно-плазменных процессов.

Уровень шероховатости поверхности R_a измеряли с помощью портативного контактного профилографа-профилометра, который осуществляет в автоматическом режиме обсчет получаемой профилограммы в пределах базового участка и определяет числовое значение искомого параметра.

Результаты и обсуждение

В работе [13] исследована возможность электролитно-плазменного полирования широкой номенклатуры деталей из алюминия и деформируемых алюминиевых сплавов (АМГ, Д1, Д16, Д16П, АМЦ, АД33, АД35) в электролитах на основе неорганических солей (сульфата аммония, хлоридов аммония, железа (III) и калия) с массовой долей основного компонента не более 10 % и добавками соляной и щавелевой кислот. Полирование проводили в нагретом до температуры от 85 до 95 °С электролите при напряжении от 280 до 320 В. На основании проведенных исследований предложены три состава электролита для полирования алюминиевых сплавов, в которых достигается высокое качество обработки, поверхность приобретает блеск. Составы помимо воды и 2 % щавелевой кислоты содержат по 4 % хлоридов аммония, железа (III) и калия соответственно.

В работе [14] для электролитно-плазменного полирования алюминия и его сплавов предложено использовать электролит на основе хлорида калия с добавками щавелевой кислоты и глицерина. Температура электролита составила от 80 до 90 °С, рабочее напряжение – от 250 до 350 В. Содержание компонентов в электролите, % (по массе):

Хлорид калия	От 2 до 5
Щавелевая кислота	От 0,5 до 3,0
Глицерин	От 0,5 до 2,0
Вода	Остальное

В результате полирования деталей из деформируемого алюминиевого сплава АД35 при температуре электролита 80 °С и рабочем напряжении 320 В в течение 2 мин получена блестящая полированная поверхность с уровнем шероховатости R_a от 0,11 до 0,016 мкм.

В работе [15] исследовано влияние состава электролита на качество электролитно-плазменного полирования сложнопрофильных изделий из алюминиевого сплава Д16 при рабочем напряжении 300 В и температуре электролита от 80 до 90 °С. Для приготовления электролитов использовали следующие вещества: фториды лития, натрия, кальция, гидрокарбонат натрия, гидроксид натрия, цитрат натрия, Трилон Б, нитраты натрия и аммония, тиосульфат натрия, сульфит натрия, сульфат аммония, фосфат натрия.

Установлено, что полирование сплава Д16 происходит в растворе на основе нитрата натрия, в остальных случаях наблюдаются травление, образование покрытия на поверхности или отсутствие реакций.

Для улучшения качества обработки предложен трехкомпонентный раствор на основе нитрата калия, содержащий следующие компоненты, % (по массе):

Нитрат калия	От 4 до 5
Лимонная кислота	От 2 до 3
Глицерин	От 0,5 до 1
Вода	Остальное

Наилучшие результаты полирования получены при обработке деталей в предложенном электролите при рабочем напряжении 320 В. Значение шероховатости поверхности R_a после обработки составляет 0,189 мкм.

На основе анализа и обобщения полученной информации в данной работе предложено проводить электролитно-плазменное полирование деталей из МПК алюминиевого сплава ВАС1 при рабочем напряжении от 250 до 380 В, температуре электролита от 40 до 90 °С. В качестве основных компонентов электролитов использовали хлорид аммония, хлорид железа (III), хлорид натрия или калия, нитрат натрия или калия, в качестве добавок – соляную кислоту, глицерин, щавелевую и лимонную кислоты соответственно.

Электролиты на основе хлоридов аммония, железа, натрия или калия, а также на основе нитрата натрия или калия, которые обычно используют для электролитно-плазменного полирования деталей из алюминия и его сплавов, не пригодны для полирования образцов из МПК алюминиевого сплава ВАС1. В этих электролитах происходит травление поверхности образцов с отложением травильного шлама черного цвета. Такой результат, по-видимому, обусловлен высоким содержанием кремния в материале основы – от 8,5 до 11,5 % (по массе).

Экспериментальным путем подобран базовый компонент электролита (концентрация 30 г/л) и проведено электролитно-плазменное полирование образцов из МПК алюминиевого сплава ВАС1 при рабочем напряжении 340 В и температуре электролита до 85 °С. Результатом обработки стало выглаживание поверхности образцов, поверхность стала светлой, блеск отсутствовал. Изменения значения параметра шероховатости поверхности R_a в зависимости от продолжительности процесса электролитно-плазменного полирования образцов из МПК сплава ВАС1 приведены в табл. 2.

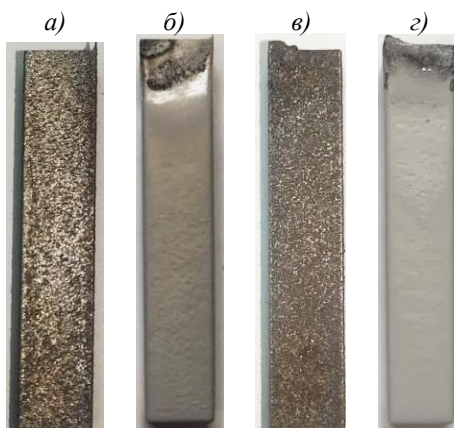
Таблица 2

**Шероховатость поверхности R_a образцов
из металлопорошковой композиции сплава ВАС1**

Условный номер образца	Шероховатость поверхности*, мкм, при продолжительности полирования, мин				
	0	5	10	20	30
1	48,06	16,32	13,49	10,62	8,64
2	74,61	46,55	23,35	15,22	11,74
* Приведены средние значения, полученные по результатам трех измерений.					

Внешний вид образцов из МПК сплава ВАС1 до и после электролитно-плазменного полирования представлен на рисунке.

Проведено электролитно-плазменное полирование поверхности образцов из МПК сплава ВАС1 в электролитах с концентрацией основного компонента 10, 20, 30, 40 и 50 г/л при рабочем напряжении 340 В и температуре электролита до 85 °С (табл. 3).



Внешний вид образцов из металлопорошковой композиции сплава ВАС1 до (а, в) и после (б, г) электролитно-плазменной обработки образцов 1 (а, б) и 2 (в, г)

Таблица 3

**Результаты электролитно-плазменного полирования образцов
из металлопорошковой композиции сплава ВАС1**

Концентрация электролита, г/л	Результат обработки в электролите выбранного состава	Внешний вид образца после обработки
10	Нестабильность обработки, частое прекращение процесса. Выглаживание кончика образца, погруженного в электролит, с образованием бело-серого налета. На остальной части поверхности, погруженной в электролит, образовался темный шлам	 Продолжительность обработки составила 10 мин из-за нестабильности процесса
20	Пятнистая выглаженная поверхность. На кончике образца, погруженного в электролит, присутствует серый налет. Редкие прекращения процесса	
30	Светлая выглаженная поверхность по всей площади образца, погруженной в электролит, без блеска. Процесс стабилен	
40	Большая часть поверхности, погруженной в электролит, светлая, выглаженная, без блеска. На верхней части поверхности, погруженной в электролит, имеются блестящие участки с высоким значением шероховатости поверхности. Процесс стабилен	
50	Неравномерная обработка поверхности. Имеются блестящие участки на кончике образца, погруженного в электролит, имеющие высокое значение шероховатости поверхности. На средней части образца светлая выглаженная поверхность, на верхней части, погруженной в электролит, – темный шлам с локальными блестящими участками	

Электролиты с концентрациями основного компонента 10 и 20 г/л не обеспечивают удовлетворительного качества обработки поверхности образцов из МПК сплава ВАС1. В электролитах наблюдается нестабильность процесса, выражающаяся в частых или периодических его прекращении, что обусловлено, по-видимому, недостаточной электропроводностью электролитов с низкой концентрацией.

Удовлетворительное качество обработки достигается в электролитах с концентрациями основного компонента 30 и 40 г/л. Обработанная поверхность светлая выглаженная, процесс стабилен. При концентрации электролита 50 г/л качество обработки снижается, на поверхности образца имеются локальные участки с неудовлетворительным качеством.

Для дальнейшего изучения влияния добавок, рабочего напряжения и температуры электролита в процессе электролитно-плазменного полирования на качество и количественные характеристики, шероховатость поверхности образцов из МПК сплава ВАС1 использованы электролиты с концентрациями основного компонента от 30 до 40 г/л. Результаты исследований будут отражены во второй части статьи.

Заключения

Приведен обзор традиционных методов полирования поверхности, которые применяют для обработки деталей, изготовленных методом СЛС из МПК. С учетом выявленных недостатков рассмотренных методов предложен более производительный и экологичный метод электролитно-плазменного полирования поверхности, который является разновидностью метода электрохимической обработки.

Приведены результаты исследований, посвященных разработке состава электролита для электролитно-плазменного полирования деталей, изготовленных методом СЛС из МПК алюминиевого сплава марки ВАС1. Электролиты на основе хлоридов аммония, железа, натрия или калия, а также на основе нитратов натрия или калия не пригодны для полирования образцов из МПК алюминиевого сплава ВАС1. В этих электролитах происходит травление поверхности образцов с отложением травильного шлама черного цвета.

Экспериментальным путем подобран базовый компонент электролита и проведено электролитно-плазменное полирование образцов из МПК алюминиевого сплава ВАС1 в предложенном электролите в течение 30 мин. В процессе обработки происходит выглаживание поверхности образцов, она становится светлой, блеск отсутствует, уровень шероховатости поверхности R_a после обработки уменьшается не менее чем в 5 раз.

Изучено влияние концентрации основного компонента на результат электролитно-плазменного полирования образцов из МПК сплава ВАС1. Установлено, что удовлетворительное качество обработки достигается в электролитах с концентрациями основного компонента 30 и 40 г/л.

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

Список источников

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // Электрометаллургия. 2022. № 1. С. 2–12. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-1-2-12.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // Электрометаллургия. 2022. № 4. С. 15–25. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-15-25.
3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 4. Разработка жаропрочных материалов // Электрометаллургия. 2022. № 5. С. 8–19. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-5-8-19.
4. 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: 10.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.

5. 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.
6. Пескова А.В., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование формирования структуры материала титанового сплава ВТ6, полученного методами аддитивных технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 38–44. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.10.2023). DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
7. Неруш С.В., Свиридов А.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А., Тарасов С.А. Разработка технологии пайки деталей, полученных аддитивными технологиями, из металлопорошковой композиции на основе кобальта // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-18-29.
8. Мараховский П.С., Баринев Д.Я., Шорстов С.Ю., Воробьев Н.Н. Вопрос создания физических и математических моделей тепло- и массопереноса при изготовлении деталей методом аддитивных технологий (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-111-119.
9. Гальванические покрытия в машиностроении: справочник в 2 т. / под ред. М.А. Шлугера. М.: Машиностроение, 1985. Т. 1. 240 с.
10. Грилихес С.Я. Обезжиривание, травление и полирование металлов / под ред. П.М. Вячеславова. Изд. 5-е, перераб. и доп. Л.: Машиностроение, 1983. 101 с.
11. Погребняк А.Д., Тюрин Ю.Н., Бойко А.Г., Жадкевич М.Л., Калышканов М.К., Рузимов Ш.М. Электролитно-плазменная обработка и нанесение покрытий на металлы и сплавы // *Успехи физики металлов*. 2005. Т. 6. С. 273–344.
12. Воленко А.П., Бойченко О.В., Чиркунова Н.В. Электролитно-плазменная обработка металлических изделий // *Вектор науки ТГУ*. 2012. № 4 (22). С. 144–147.
13. Куликов И.С., Ващенко С.В., Каменев А.А. Электролитно-плазменная обработка материалов. Минск: Беларуская навука, 2010. 232 с.
14. Способ электролитно-плазменной обработки изделий из алюминия и алюминиевых сплавов: пат. 7291, Республика Беларусь; заявл. 16.07.15; опубл. 28.02.17.
15. Захаров С.В., Коротких М.Т. Электролитно-плазменное полирование сложнопрофильных изделий из алюминиевого сплава Д16 // *Вестник Концерна ВКО «Алмаз–Антей»*. 2017. № 3. С. 83–87.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-1-2-12.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-15-25.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 4. Development of heat-resistant materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 5, pp. 8–19. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-5-8-19.
4. 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: October 10, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.

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. Peskova A.V., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Examination of the formation of the titanium alloy VT6 structure obtained by additive manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
7. Nerush S.V., Sviridov A.V., Afansiev-Khodykin A.N., Galushka I.A., Tarasov S.A. Development of brazing technology for parts obtained by additive technologies from cobalt based metal powder composition. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 10, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-5-17.
8. Marakhovskij P.S., Barinov D.Ya., Shorstov S.Yu., Vorobev N.N. On creation of physical and mathematical models of heat and mass transfer during manufacturing by additive technologies (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 10, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-111-119.
9. *Galvanic coatings in mechanical engineering: a reference book in 2 vol.* Ed. M.A. Schluger. Moscow: Mashinostroenie, 1985, vol. 1, 240 p.
10. Grilikhes S.Ya. *Degreasing, etching and polishing of metals*. Ed. P.M. Vyacheslavova. Ed. 5th, rev. and add. Leningrad: Mechanical Engineering, 1983, 101 p.
11. Pogrebnyak A.D., Tyurin Yu.N., Boyko A.G., Zhadkevich M.L., Kalyshkanov M.K., Ruzimov Sh.M. Electrolyte-plasma processing and coating of metals and alloys. *Uspekhi fiziki metallov*, 2005, vol. 6, pp. 273–344.
12. Volenko A.P., Boychenko O.V., Chirkunova N.V. Electrolyte-plasma processing of metal products. *Vektor nauki TGU*, 2012, no. 4 (22), pp. 144–147.
13. Kulikov I.S., Vashchenko S.V., Kamenev A.Ya. *Electrolytic-plasma processing of materials*. Minsk: Belaruskaya Navuka, 2010, 232 p.
14. *Method of electrolyte-plasma processing of products made of aluminum and aluminum alloys*: pat. 7291, Republic of Belarus; appl. 16.07.15; publ. 28.02.17.
15. Zakharov S.V., Korotkikh M.T. Electrolytic-plasma polishing of complex-profile products made of aluminum alloy D16. *Vestnik Kontserna VKO «Almaz–Antey»*, 2017, no. 3, pp. 83–87.

Информация об авторах

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

Павлова Татьяна Владимировна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Tatyana V. Pavlova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 02.11.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 07.11.2023.
The article was submitted 02.11.2023; approved and accepted for publication after reviewing 07.11.2023.

Научная статья

УДК 621.791

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-28-37

ОСОБЕННОСТИ СВАРИВАЕМОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

М.Д. Пантелеев¹, А.В. Свиридов¹, С.В. Неруш¹,
С.В. Бондаренко¹, И.В. Мостяев¹

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

Аннотация. Изложены ретроспектива и возможные перспективы применения жаропрочных алюминиевых сплавов различных систем легирования. Обозначены общие проблемы свариваемости данных сплавов. Проанализированы причины возникновения горячих трещин в сварных соединениях, детально рассмотрены подходы для их устранения. Исследована свариваемость жаропрочных алюминиевых сплавов 1151, В-1213, АК4-1ч. и алюминиевого сплава 1201 с применением присадочных проволок и без них.

Ключевые слова: жаропрочные алюминиевые сплавы, свариваемость, сварные соединения, горячие трещины, испытания жаропрочных алюминиевых сплавов

Для цитирования: Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Неруш С.В., Бондаренко С.В., Мостяев И.В. Особенности свариваемости жаропрочных алюминиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-28-37.

Scientific article

WELDABILITY FEATURES OF HEAT-RESISTANT ALUMINUM ALLOYS

M.D. Panteleev¹, A.V. Sviridov¹, S.V. Nerush¹,
S.V. Bondarenko¹, I.V. Mostyaev¹

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

Abstract. A retrospective of the use of heat-resistant aluminum alloys of various alloying systems is presented, possible prospects for their applications are considered. The general problems of weldability of these alloys are indicated. The analysis of the causes of hot cracks in welded joints is carried out, methods and approaches for their elimination are considered in detail. The weldability of heat-resistant aluminum alloys 1151, B-1213, AK4-1ch. and 1201 with and without filler wires was evaluated.

Keywords: heat-resistant aluminum alloys, weldability, welded joints, hot cracking, testing of heat-resistant aluminum alloys

For citation: Panteleev M.D., Sviridov A.V., Nerush S.V., Bondarenko S.V., Mostyaev I.V. Weldability features of heat-resistant aluminum alloys. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-28-37.

Введение

Совершенствование авиационно-космической техники предполагает обязательное развитие двух взаимосвязанных направлений: создание новых материалов

и разработка процессов их соединения в неразъемные конструкции. Чем более ответственные функциональные задачи ставят перед новыми летательными аппаратами, тем более совершенными должны быть применяемые материалы, что усложняет проблемы, стоящие перед специалистами в области их соединения.

Для самолетов, которые представляют собой продукцию высоких технологий, вбирающую в себя все последние достижения науки и техники, постоянно разрабатывают новые перспективные материалы. Специфика предъявляемых требований, необходимость сочетания «взаимоисключающих» свойств, обеспечение максимальной эксплуатационной надежности изделий при высокой весовой эффективности привели к возникновению нового направления в авиационном материаловедении, призванного на основе фундаментальных и прикладных исследований обеспечить разработку и всестороннее изучение материалов, предназначенных для авиационной техники.

Важную роль в обеспечении авиационной промышленности новыми материалами сыграл Всероссийский (ранее – Всесоюзный) институт авиационных материалов (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ).

В 1930-е гг. тяжелые самолеты изготавливали преимущественно из алюминиевых сплавов и стали. Естественно, все усилия металлургов, металлургов и технологов были направлены на создание материалов, позволяющих достичь высокой прочности при минимальной массе. Так, в этот период освоен алюминиевый сплав Д16, ставший основным конструкционным материалом в самолетостроении. С развитием сверхскоростной реактивной авиации и увеличением тепловой напряженности деталей и узлов газотурбинных двигателей возникла необходимость создания нового класса жаропрочных алюминиевых сплавов, отвечающих данным требованиям. Сплав Д16 стал прототипом, на основе которого разработан жаропрочный сплав Д20 из семейства сплавов системы Al–Cu.

Жаропрочные алюминиевые сплавы благодаря высокому уровню технологичности и эксплуатационных свойств широко используют для изготовления современных изделий авиационно-космической промышленности, в энергетическом машиностроении и других отраслях в качестве конструкционного материала. Сочетание высокого уровня механических свойств при повышенных температурах, низкой плотности, высокой теплопроводности, жаростойкости и жаропрочности позволило повысить весовую эффективность готовых изделий. Применение жаропрочных алюминиевых сплавов, наряду с титановыми и никелевыми, позволяет при меньших затратах получить надежные соединения ответственного назначения. Однако для большинства жаропрочных алюминиевых сплавов характерна низкая свариваемость с высокой вероятностью возникновения дефектов, что актуализирует задачу обеспечения качественных и надежных сварных соединений [1–6].

К жаропрочным алюминиевым сплавам относят в первую очередь термоупрочняемые (деформируемые) сплавы систем Al–Cu–Mn (Д20, начало промышленного освоения с 1930-х гг.), Al–Cu–Mg (ВД17, с 1960-х гг.) и Al–Cu–Mg–Fe–Ni (АК4, АК4-1, с 1970-х гг.), разработанные изначально для изготовления деталей газотурбинных (лопатки) и реактивных (воздухозаборники, лопатки и крыльчатки насосов и компрессоров) двигателей. В поршневых двигателях из данного сплава изготавливают картеры, головки цилиндров, поршни, детали топливной аппаратуры и т. п. Так, сплав АК4-1 получил широкое распространение благодаря более высокому уровню технологических свойств (свариваемость, деформируемость, коррозионная стойкость, механическая обрабатываемость) [7]. Аналогами являются зарубежные

сплавы марок: AA2018, AA2218 и AA2618 (США); 2618A (Великобритания); 2018, 2218 и 2618 (Япония); ENAW-2618A, ENAW-AlCu2Mg1.5Ni (страны ЕС); A-U4N (Франция); 424218 (Чехия); AlCu2Mg2Ni1 (Польша). На базе сплава АК4-1 путем снижения содержания железа и никеля в 2 раза, а также введения циркония разработан сплав АК4-2ч. (1143) с повышенным на 20–30 % уровнем трещиностойкости при сохранении механических свойств и жаропрочности. Это объясняется наличием в сплаве АК4-2ч. включений фазы Al_3Zr , тормозящей рост зерен. Хорошо себя зарекомендовали также сплавы Д21, Д25 на базе системы Al–Cu–Mn. В дальнейшем разработан сплав 1215, который превзошел сплав Д21 по прочности на 30–40 МПа и жаропрочности на 20–30 %.

Современные военные самолеты проектируют и производят с учетом жестких условий эксплуатации: значительное превышение скорости звука, многократно повторяющиеся пиковые нагрузки, форсированные режимы полетов при любой погоде, резкие перепады температур и аэродинамический нагрев конструкции, динамический характер внешних силовых воздействий. Одновременно решается задача минимизации габаритов и массы, обеспечения качества, надежности, заданного ресурса работы конструкции и ее агрегатов. Решение этих сложных и многообразных задач требует создания цельносварных конструкций планера самолета или отдельных его элементов, таких как несущие кессон-баки и др.

Реализация прогрессивных конструкторских идей возможна только при использовании хорошо свариваемых материалов (желательно не требующих после сварки термической обработки), имеющих в то же время высокую удельную прочность, жесткость, длительный ресурс и работоспособность при значительном перепаде температур.

Из широко применяемых в самолетостроении конструкционных материалов перечисленным требованиям наиболее полно отвечают хорошо свариваемые алюминиевые сплавы с высокой удельной прочностью и титановые сплавы с достаточной жесткостью. Для подобных задач разработаны сплавы 1150, 1151 и 1153, обладающие хорошей свариваемостью, повышенной жаропрочностью, коррозионной стойкостью и технологичностью. В 1974 г. в ВИАМ для сварки группы сплавов 1151–1177 традиционным методом (автоматическая аргоно-дуговая электрическая сварка) разработана и применена присадочная проволока.

На основе системы Al–Cu–Mn разработаны высокопрочные свариваемые сплавы 01205 и 1201, рекомендованные для изготовления сварных емкостей криогенной техники. Деформируемые полуфабрикаты из сплава 1201 характеризуются высоким уровнем механических свойств при комнатной, повышенной и криогенной (–259 °С) температурах. Согласно критерию оценки жаропрочности по темпу разупрочнения при нагревах, данный сплав не относится к жаропрочным, однако за счет высокой технологичности и хорошей свариваемости активно применялся в конструкции (разгонный блок, кабина) планера космического корабля «Буран».

Позднее в ВИАМ разработано и освоено опытно-промышленное производство сплава В-1208, дополнительно легированного Ag, Sc и Zr. Повышения уровня механических характеристик, улучшения свариваемости, жаропрочности и коррозионной стойкости удалось достичь за счет оптимального состава и комплексного легирования (Ag, Zr, Sc), а также режимов деформации и термической обработки. Диаграмма состояния сплавов системы Al–Cu–Mg дает представление о фазовом составе промышленных деформируемых сплавов (рис. 1) [8–12].

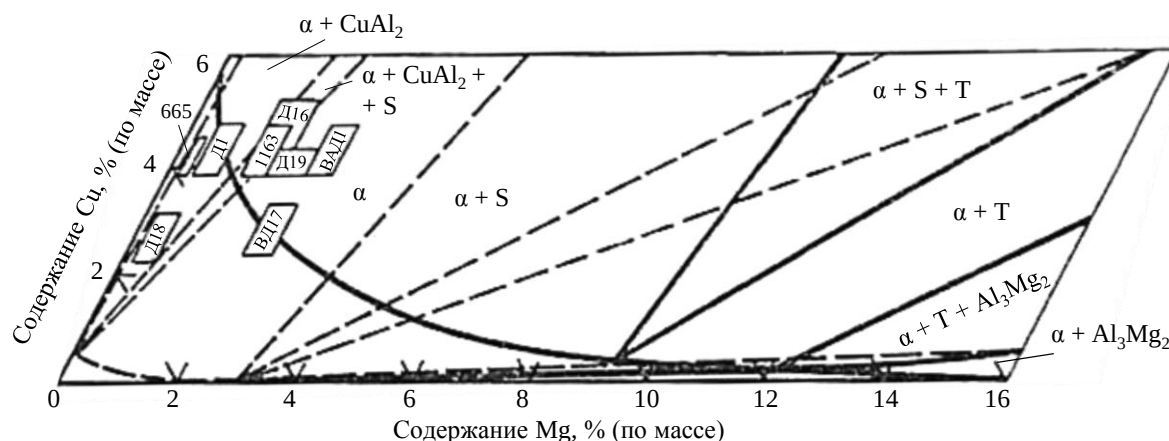


Рис. 1. Фазовый состав промышленных деформируемых сплавов [13]

Основой жаропрочных алюминиевых сплавов являются главным образом системы Al–Cu (сплав Д20) и Al–Cu–Mg (сплавы 1151, 1171 и др.). Последние обладают более низкими относительной плотностью (на 5–6 %) и склонностью к неоднородности микро- и макроструктур. Вследствие диффузионных процессов, которые связаны с дефектами кристаллической решетки, данные сплавы относят к жаропрочным. Необходимым условием повышения уровня жаропрочных свойств является наличие в структуре сплава диффузионно-подвижных упрочняющих фаз Al_2Cu (фаза θ) и Al_2CuMg (фаза S). Степень жаропрочности определяется количественным соотношением фаз, обусловленных содержанием Cu, Mg и их расположением в атомной решетке. С учетом рассмотренных факторов разработан наиболее технологичный и жаропрочный сплав 1151. Данный сплав уникален тем, что при высокотемпературном нагреве упрочняется в результате торможения диффузионных процессов [14, 15].

Большинство жаропрочных сплавов являются трудно свариваемыми при сварке плавлением, так как имеют низкое сопротивление образованию горячих трещин, что ограничивает возможности их более широкого применения. В связи с этим исследование свариваемости жаропрочных сплавов является актуальной задачей. Сварка жаропрочных алюминиевых сплавов имеет особенности, в частности происходят образование горячих трещин, разупрочнение металла в околошовной зоне в связи с укрупнением зерен, оплавление границ зерен и растворение упрочняющих фаз под воздействием повышенных температур.

Решение проблем трещинообразования возможно при комплексном рассмотрении системы «металл–шов–околошовная зона». При кристаллизации сварного шва развивается пластическая деформация, приводящая к образованию горячих трещин, т. е. к хрупкому межкристаллитному разрушению металла сварного шва и зон термического влияния по завершении кристаллизации. Потенциальной склонностью к образованию горячих трещин могут обладать большинство конструкционных сплавов при сварке плавлением, а также при некоторых видах сварки давлением (в случае нагрева до подсолидусных температур) [16, 17]. Теоретически горячие трещины образуются в случае критического сочетания (рис. 2) следующих факторов:

- температурный интервал хрупкости в период кристаллизации металла шва;
- минимальная пластичность в температурном интервале хрупкости $\delta_{\min}$;
- темп высокотемпературной сварочной деформации ($\Delta\epsilon/\Delta T$).

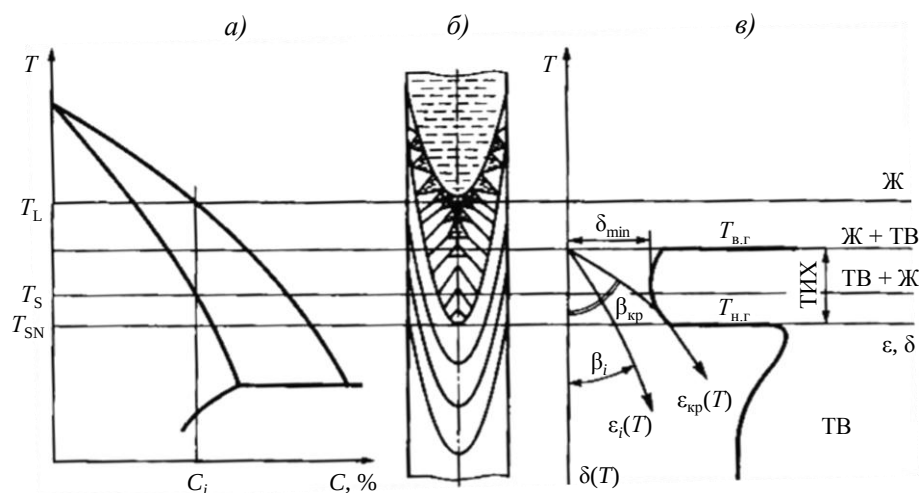


Рис. 2. Образование горячих трещин при кристаллизации сварного шва: *а* – диаграмма состояния сплава (C_i – состав сплава; T_L , T_S , T_{SN} – температуры ликвидус, равновесного и неравновесного солидус соответственно); *б* – процесс кристаллизации сварного шва; *в* – распределение пластичности δ (ТИХ – температурный интервал хрупкости; $T_{в.г}$, $T_{н.г}$ – верхняя и нижняя границы температурного интервала хрупкости; δ_{min} – минимальная пластичность в ТИХ; ϵ – интенсивность сварочных деформаций; β – угол наклона касательной к кривой зависимости пластичности от температуры; Ж, ТВ – жидкая и твердая фазы)

Для снижения вероятности образования горячих трещин используют следующие способы:

- технологические, связанные с выбором рационального режима сварки, обеспечивающего уменьшение напряжений металла шва во время кристаллизации;
- конструктивные, подразумевающие проектирование соединений, которое уменьшит деформацию металла при кристаллизации;
- металлургические, основанные на оптимизации состава присадочного материала за счет модифицирования металла шва.

Сопротивляемость металла сварных соединений образованию горячих трещин оценивается расчетным или экспериментальным методом. Экспериментальную оценку проводят на технологических пробах или при машинных испытаниях.

При испытании технологических проб металл сварного шва подвергается воздействию деформации от его усадки. Образцы проб сконструированы таким образом, чтобы обеспечить повышенные темпы высокотемпературной деформации. Однако ввиду сложности их изготовления наиболее часто применяют машинные методы испытаний. Они предусматривают испытания с помощью специализированных испытательных машин на растяжение, изгиб, имитацию сварочного цикла на растяжение согласно ГОСТ 26389–84.

По результатам таких испытаний определяют склонность материала к образованию дефектов при сварке, выраженную в относительных количественных показателях свариваемости. Их определяют по соотношению одноименных свойств металла и применяют для сравнительной оценки реакции материала на процесс сварки вне зависимости от вида свариваемых конструкций.

Различают четыре качественные степени технологической свариваемости: хорошая, удовлетворительная, ограниченная и плохая. При прикладной оценке свариваемости число показателей свариваемости приравнивают к числу характеристик

и свойств, обеспечивающих работоспособность сварных соединений для каждого вида материалов и условий эксплуатации, соответствующих назначению сварных конструкций. Именно поэтому в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ широко используют машинные испытания с имитацией сварочного термического цикла на образцах, позволяющие количественно оценить свариваемость сплавов разных систем с использованием присадочных материалов.

Материалы и методы

Работа проведена с использованием листовых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов АК4-1ч., В-1213, 1151 и 1201 толщиной 2 мм в состоянии Т1. В качестве присадочного материала использовали проволоки марок Св-1201, АМг6 и Св-1177 диаметром 1,6 мм. Поверхность подготавливали химическим травлением.

Трещиностойкость алюминиевых сплавов оценивали по ГОСТ 26389–84 на установке ЛТП1-6 при поочередной автоматической аргоно-дуговой электрической сварке серии образцов размерами 50×50×2 мм с дискретной варьируемой скоростью растяжения. Относительное перемещение свариваемых кромок (т. е. скорость деформации) увеличивали до момента появления горячих трещин, определяемых визуально. Критическую скорость растяжения $V_{кр}$ рассчитывали по среднему арифметическому трех минимальных скоростей, при которых образовались трещины, и принимали за сравнительный показатель сопротивляемости металла образованию горячих трещин. Трещиностойкость оценивали как без применения присадочного материала, так и с присадками.

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

Результаты и обсуждение

Оценка свариваемости листовых полуфабрикатов показала, что бездефектное образование сварного шва жаропрочных сплавов АК4-1ч., 1201, В-1213 и 1151 труднодостижимо без применения присадочных материалов. Критическая скорость растяжения при сварке без использования присадок для всех изученных сплавов имеет достаточно низкие значения – от 0,6 до 4,2 мм/мин (см. таблицу).

**Сопротивление образованию горячих трещин
листовых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов**

Сплав	Присадка	Критическая скорость растяжения $V_{кр}$, мм/мин
АК4-1ч.	Без присадки	4,2
	Св-1201	3,1
	АМг6	10,5
	Св-1177	3,1
В-1213	Без присадки	0,6
	Св-1201	3,4
	АМг6	1,9
	Св-1177	2,5
1151	Без присадки	2,7
	Св-1201	4,8
	АМг6	3,1
	Св-1177	5,7
1201	Без присадки	3,1
	Св-1201	6,2

Сплав В-1213 можно отнести к группе ограничено свариваемых при сварке плавлением из-за высокой склонности к образованию горячих трещин. Применение присадочных материалов марок АМг6 и Св-1201 позволяет повысить значение показателя $V_{кр}$ до 1,9 и 3,4 мм/мин соответственно. В связи со склонностью сплава к образованию горячих трещин целесообразно использовать режимы сварки, обеспечивающие меньшее тепловложение.

Установлено, что листовые полуфабрикаты из сплава 1151 менее склонны к образованию пор, трещин и подрезов. При сварке без использования присадки значения $V_{кр}$ не превышают 2,7 мм/мин. Применение присадок марок Св-1201 и Св-1177 увеличивает значения показателя $V_{кр}$ до 4,8 и 5,7 мм/мин соответственно.

Наиболее высоким сопротивлением образованию горячих трещин обладают листовые полуфабрикаты из сплава 1151 с присадочной проволокой марки Св-1177, использование которой позволяет увеличить значение показателя $V_{кр}$ до 5,7 мм/мин.

В отличие от сплава Д16, который в состаренном состоянии имеет пониженную пластичность и при сварке образует дефекты, сплав 1151 системы Al–Cu–Mg имеет улучшенные характеристики свариваемости, жаропрочности и стойкости к коррозии. Его состав имеет оптимальное соотношение меди и магния, а также легирующих элементов, образующих нерастворимые интерметаллидные соединения. Это позволяет использовать данный сплав в широком диапазоне рабочих температур без снижения уровня механических характеристик.

Сплав 1201 не склонен к образованию горячих трещин, так как при сварке без присадки $V_{кр} = 3,1$ мм/мин. Применение присадочной проволоки марки Св-1201 позволяет повысить изначально высокий уровень свариваемости сплава в 2 раза: $V_{кр} = 6,2$ мм/мин. Таким образом, сплав 1201 системы Al–Cu–Mn имеет высокое сопротивление образованию горячих трещин.

Заключения

Жаропрочные алюминиевые сплавы используются во многих отраслях промышленности. Благодаря высоким уровням технологических и эксплуатационных свойств данные сплавы широко применяют в наукоемких производствах во всем мире. Свариваемость, как основной критерий технологичности, имеет ключевое значение для дальнейшего развития сфер их применения. Исследован составной показатель свариваемости, полученный при оценке сопротивления образованию горячих трещин алюминиевых сплавов АК4-1ч., В-1213, 1151 и 1201.

Установлено, что наибольшими значениями показателя $V_{кр}$ обладают полуфабрикаты из сплавов 1201 и 1151. При этом сплав 1151, являясь жаропрочным, имеет значительные перспективы применения в сварных конструкциях авиационно-космической техники, претерпевающих аэродинамический нагрев.

Детальное исследование комплекса механических свойств сварных соединений как неотъемлемой составляющей определения свариваемости при использовании современных способов сварки (таких как электронно-лучевая и лазерная сварка, а также сварка в твердой фазе) является актуальной задачей дальнейших исследований [18].

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

Список источников

1. 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.

2. Фридляндер И.Н. Воспоминания о создании авиакосмической и атомной техники из алюминиевых сплавов. М.: Наука, 2005. 277 с.
3. Фридляндер И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 7. С. 24–29.
4. Каблов Е.Н., Кутырев А.Е., Вдовин А.И., Козлов И.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Исследование возможности возникновения контактной коррозии в паяных соединениях, используемых в конструкции двигателей авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
5. Каблов Е.Н., Белов Е.В., Трапезников А.В., Леонов А.А., Зайцев Д.В. Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al–Si–Cu–Mg // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
6. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Перспективные алюминиевые сплавы и технологии их соединения для изделий авиакосмической техники // Тез. докл. 2-й Междунар. конф. и выставки «Алюминий–21. Сварка и пайка». СПб.: ООО «Алюсил-МВнТ», 2012. Ст. 8.
7. Телешов В.В. Структура и свойства полуфабрикатов из сплава АК4-2 // Технология легких сплавов. 2016. № 1. С. 80–97.
8. Шеметев Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение: учеб. пособие. СПб.: СПбПУ, 2012. Ч. 1. 155 с. Электронный ресурс. URL: <https://elibrary.spbstu.ru/dl/2747.pdf/view> (дата обращения: 10.07.2023).
9. Клочков Г.Г., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Новый сплав системы Al–Cu–Mn для изделий космической техники // Труды ВИАМ. 2015. № 4. Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru/> (дата обращения: 04.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-1-1.
10. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S (85). С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
11. Дуюнова В.А., Волкова Е.Ф., Уридия З.П., Трапезников А.В. Динамика развития магниевых и литейных алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S (85). С. 225–241. DOI: 10.1857/2071-9740-2017-0-S-225-241.
12. Юдаев Д.П. Влияние технологических и эксплуатационных воздействий на структуру и свойства алюминиевых сплавов 1151 и 1545K и возможность изготовления из них конструкций перспективных ракет-носителей: дис. ... канд. техн. наук. Самара: СамГТУ, 2014. 146 с.
13. Чирков Е.Ф. Темп разупрочнения при нагревах – критерий оценки жаропрочности конструкционных сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Cu // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S2. С. 11–19.
14. Чирков Е.Ф., Кононова Л.А., Шмелева В.С. Влияние эквивалентного содержания Cu и Mg на процессы старения жаропрочного свариваемого конструкционного сплава 1151 (Al–Cu–Mg) // Труды ВИАМ. 2013. № 2. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.08.2023).
15. Якушин Б.Ф., Макаров Э.Л. Теория свариваемости сталей и сплавов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. 487 с.
16. Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Скупов А.А., Одинцов Н.С. Освоение перспективных технологий сварки высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 применительно к элементам фюзеляжа // Труды ВИАМ. 2020. № 12 (94). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-35-46.
17. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Journal Material Science Engineering. 2005. Vol. 50. P. 1–78.

18. Попович А.А., Панченко О.В., Наумов А.А., Свиридов А.В., Скупов А.А., Сбитнева С.В. Сварка трением с перемешиванием алюминий-литиевого сплава В-1469-Т // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 4 (57). С. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-11-17.

References

1. 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, pp. 24.
2. Fridlyander I.N. *Memories of the creation of aerospace and nuclear technology from aluminum alloys*. Moscow: Nauka, 2005, 277 p.
3. Fridlyander I.N. Modern aluminum, magnesium alloys and composite materials based on them. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2002, no. 7, pp. 24–29.
4. Kablov E.N., Kutyrev A.E., Vdovin A.I., Kozlov I.A., Afanasyev-Khodykin A.N. The research of possibility of galvanic corrosion in brazed connections used in aviation engine construction. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 10, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
5. Kablov E.N., Belov E.V., Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Zaitsev D.V. Strengthening features and aging kinetics of high-strength cast aluminum alloy AL4MS based on Al–Si–Cu–Mg system. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 10, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
6. Kablov E.N., Lukin V.I., Ospennikova O.G. Promising aluminum alloys and technologies for their connection for aerospace products. *Report 2nd Int. conf. and the exhibition «Aluminium-21. Welding and soldering»*. St. Petersburg: Alusil-MViT LLC, 2012, art. 8.
7. Teleshov V.V. Structure and properties of semi-finished products from AK4-2 alloy. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2016, no. 1, pp. 80–97.
8. Shemetev G.F. *Aluminum alloys: compositions, properties, application*: textbook. St. Petersburg: SPbPU, 2012, part 1, 155 p. Available at: <https://elib.spbstu.ru/dl/2747.pdf/view> (accessed: July 10, 2023).
9. Klochkov G.G., Klochkova Y.Y., Romanenko V.A. New alloy of Al–Cu–Mn system for the space hardware. *Trudy VIAM*, 2015, no. 4, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 10, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-1-1.
10. Antipov V.V., Klochkova Yu.Yu., Romanenko V.A. Modern aluminum and aluminum-lithium alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 195–211. DOI: 10.18577/2107-9140-2017-0-S-195-211.
11. Duyunova V.A., Volkova E.F., Uridiya Z.P., Trapeznikov A.V. Dynamics of the development of magnesium and cast aluminum alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 225–241. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-225-241.
12. Yudaev D.P. *The influence of technological and operational influences on the structure and properties of aluminum alloys 1151 and 1545K and the possibility of manufacturing promising launch vehicle structures from them*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Samara: SamSTU, 2014, 146 p.
13. Chirkov E.F. Weakening rate under heating is the evaluation criterion of heat resistance of Al–Cu–Mg and Al–Cu structural alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. S2, pp. 11–19.
14. Chirkov E.F., Kononova L.A., Shmelyova V.S. Effect of equiatomic Cu and Mg content on ageing processes of 1151 (Al–Cu–Mg) high-temperature weldable structural alloy. *Trudy VIAM*, 2013, no. 2, paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 10, 2023).
15. Yakushin B.F., Makarov E.L. *Theory of weldability of steels and alloys*. Moscow: Bauman MSTU Publ. house, 2018, 487 p.

16. Panteleev M.D., Sviridov A.V., Skupov A.A., Odintsov N.S. Perspective welding technologies of aluminum-lithium alloy V-1469 applied to fuselage panels. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 14, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-35-46.
17. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Journal Material Science Engineering*, 2005, vol. 50, pp. 1–78.
18. Popovich A.A., Panchenko O.V., Naumov A.A., Sviridov A.V., Skupov A.A., Sbitneva S.V. Friction stir welding of aluminum-lithium alloy V-1469-T. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-11-17.

Информация об авторах

Пантелеев Михаил Дмитриевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Неруш Святослав Васильевич, начальник НИО, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бондаренко Сергей Валентинович, ведущий специалист, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Mikhail D. Panteleev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Svyatoslav V. Nerush, Head of Scientific-Research Bureau, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey V. Bondarenko, Leading Specialist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 04.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.11.2023.

The article was submitted 04.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 20.11.2023.

Научная статья

УДК 669.721.5:620.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-38-52

ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ МАГНИЯ

А.Л. Терехин¹, А.А. Леонов¹, Н.В. Трофимов¹, А.В. Гриневич¹

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

Аннотация. Приведены данные по циклической долговечности образцов магниевой сплава системы Mg–PЗМ–Zr. Усталостные характеристики корсетных образцов и образцов с надрезом оценивали при коэффициентах асимметрии цикла нагружения $R = 0,1$ и $R = -1$. Для корсетных образцов факторами, определяющими циклическую долговечность, являются размеры включений, для образцов с надрезом – расположение дефекта относительно плоскости надреза. Представлены фрактограммы изломов образцов. Установлена возможность повышения сопротивления усталости сплава системы Mg–PЗМ–Zr при улучшении качества литья.

Ключевые слова: сплав магния, циклическая долговечность, асимметрия цикла, коэффициент концентрации напряжений, дефекты, фрактография

Для цитирования: Терехин А.Л., Леонов А.А., Трофимов Н.В., Гриневич А.В. Особенности усталостного разрушения образцов сплава на основе магния // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-38-52.

Scientific article

FEATURES OF FATIGUE FAILURE OF MAGNESIUM BASED ALLOY SAMPLES

A.L. Terekhin¹, A.A. Leonov¹, N.V. Trofimov¹, A.V. Grinevich¹

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

Abstract. Data on the cyclic durability of magnesium alloy samples of the Mg–REM–Zr system are presented. The fatigue characteristics of corset samples and notched samples were assessed at loading cycle asymmetry coefficients $R = 0,1$ and $R = -1$. For corset samples, the factors determining cyclic durability are the size of the inclusions; for samples with a notch, the location of the defect relative to the plane of the notch. Fractograms of specimen fractures are presented. The possibility of increasing the fatigue resistance of an alloy of the Mg–REM–Zr system by improving the quality of casting has been established.

Keywords: magnesium alloy, cyclic durability, cycle asymmetry, stress concentration factor, defects, fractography

For citation: Terekhin A.L., Leonov A.A., Trofimov N.V., Grinevich A.V. Features of fatigue failure of magnesium based alloy samples. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-38-52.

Введение

Благодаря низкой плотности и высокой виброустойчивости магниевые сплавы занимают определенную нишу среди авиационных конструкционных материалов. При статической прочности на растяжение $\sigma_b \approx 300$ МПа и плотности $\rho \approx 1,8$ г/см³ удельная прочность магниевого сплава достигает значения $\sigma_b/\rho \approx 17$ км (уд. ед.) [1–3]. Высокая удельная прочность позволяет магниевым сплавам конкурировать с основными алюминиевыми сплавами Д16 ($\sigma_b/\rho \approx 16,5$ км (уд. ед.)) и В95 ($\sigma_b/\rho \approx 19,3$ км (уд. ед.)), на которые приходится до 80 % массы планера воздушных судов. Хорошая обрабатываемость резанием определяет высокую технологичность магниевых сплавов, а проблема микрорыхлот возможно будет решена на пути развития аддитивных технологий [4, 5].

Основными недостатками магниевых сплавов являются пониженная коррозионная стойкость и низкая температура воспламенения. Решение этих проблем лежит в плоскости рационального легирования с привлечением редкоземельных элементов [6–12]. Наряду с удельной прочностью сопротивление усталостному разрушению определяет работоспособность материала в конструкции [13–18]. Оценка усталостной долговечности магниевого сплава стала предметом данного исследования.

Материалы и методы

Исследован магниевый сплав системы Mg–PЗМ–Zr. Выполнен полный технологический цикл работ – от выплавки сплава до изготовления образцов. Выплавку проводили в печи с газовым обогревом в стальном тигле. Масса плавки составляла 30 кг. Предварительно проводили расплавление первичного магния марки МГ95 с последующим введением легирующих элементов. В качестве модификатора использовали магниевую-циркониевую лигатуру марки Л2. Рафинирование проводили с использованием флюса ВИ-2. Выстаивание расплава осуществляли в течение 10–15 мин с последующей разливкой металла по формам.

Циклическую долговечность определяли для корсетных образцов (коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma = 1,03$) с продольной полировкой и образцов с надрезом ($\alpha_\sigma = 2,6$) при двух коэффициентах асимметрии усталостного цикла нагружения R : 0,1 и –1. Эскизы корсетного образца и образца с надрезом представлены на рис. 1.

Для цилиндрического образца диаметром $D = 12$ мм с диаметром в зоне надреза $d = 7,5$ мм при радиусе надреза $r = 0,6$ мм коэффициент концентрации напряжений α_σ составил 2,6 [1]. Радиус надреза r изменялся в диапазоне 0,60–0,64 мм.

Поверхность разрушения исследуемых образцов фиксировали на конфокальном лазерном сканирующем микроскопе. Радиус надреза определяли на оптическом инструментальном микроскопе.

Испытания на циклическую долговечность проводили на сервогидравлической испытательной системе и испытательной машине с резонансной схемой нагружения. Погрешность определения нагрузки составляла $<0,5$ %.

Работа выполнена с использованием испытательного оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации научного направления 2. «Фундаментально-ориентированные исследования, квалификация материалов, неразрушающий контроль» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19–23].

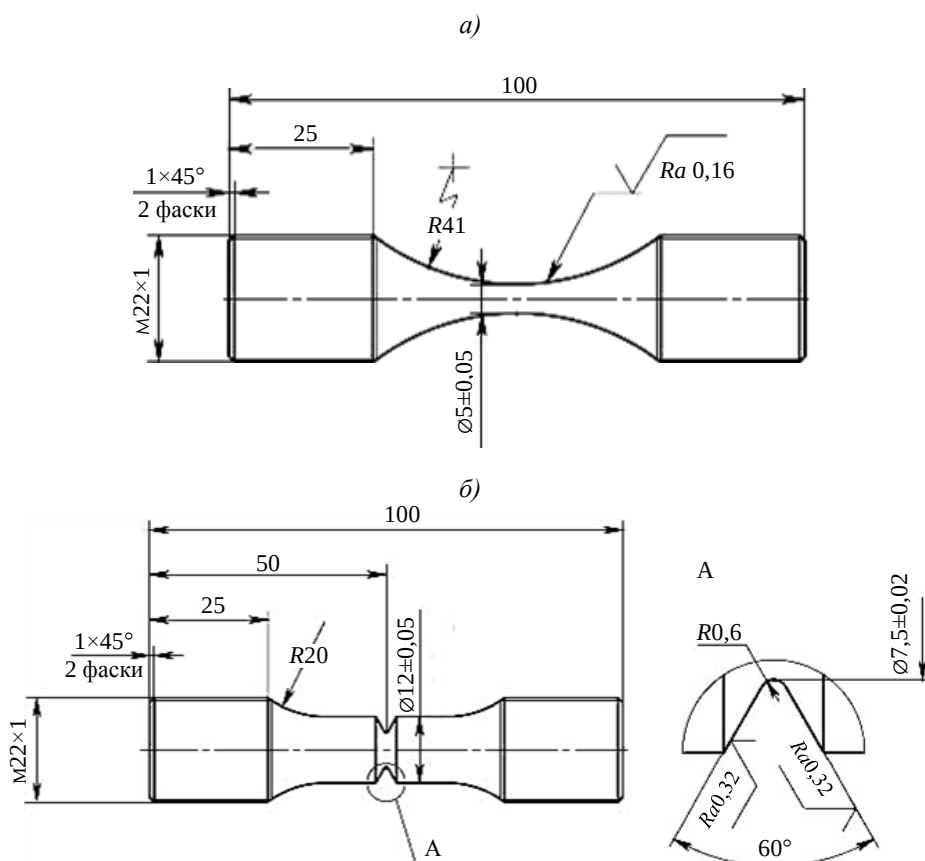


Рис. 1. Эскизы корсетного образца (а) и образца с надрезом (б) для испытания на усталость

Результаты и обсуждение

Оценка статической прочности образцов

Для установления уровня напряжений при проведении усталостных испытаний оценивали статическую прочность корсетных образцов и образцов с надрезом. Предел прочности корсетных образцов при квазистатическом растяжении составил:

Образец	1–2	2–2	3–2
Предел прочности σ_b , МПа	295	330	205

Диаметр минимального сечения d находился в диапазоне 4,99–5,02 мм. В образце 1–2 отмечено включение диаметром ~0,5 мм. В образце 2–2 дефектов не обнаружено. В образце 3–2 на кромке поверхности разрушения вне зоны минимального сечения зафиксировано включение, размеры которого в окружном направлении достигали ~2 мм, в радиальном: ~1 мм. Размер хрупкого включения в третьем направлении (вдоль оси образца) составил $\geq 0,7$ мм, что следует из хрупкого скола по кромке. Диаметр зоны разрушения достиг 5,15 мм. Общий вид образца 3–2 и поверхность разрушения в зоне хрупкого включения представлены на рис. 2.

Предел прочности образцов с надрезом при квазистатическом растяжении составил:

Образец	1–1	2–1	3–1
Предел прочности σ_b^H , МПа	340	395	370



Рис. 2. Общий вид (а) и поверхность разрушения (б) образца 3–2

Диаметр надреза d изменялся в диапазоне 12,00–12,03 мм, диаметр в выточке надреза – в диапазоне 7,38–7,40 мм.

В образце с надрезом 1–1 не отмечено посторонних включений. Практически в центре образца 2–1 зафиксировано включение площадью $\sim 0,4 \text{ мм}^2$, которое стало причиной разрушения отрывом вне основной плоскости разрушения, обусловленной надрезом. Второе включение в виде пластины длиной $\sim 0,5 \text{ мм}$ обнаружено на окружности надреза. Несмотря на небольшие размеры, включение изменило поверхность разрушения, поскольку располагалось вне плоскости разрушения, определяемой вершиной надреза. В образце 3–1 включение находилось вне плоскости разрушения, проходящей через вершину надреза. Подобное расположение включения приводит к пирамидальной поверхности разрушения с основанием размером $1,1 \times 1,5 \text{ мм}$ и зоной отрыва размером $0,4 \times 0,8 \text{ мм}$. Данный выступ (на ответной части образца – впадина) отстоит на расстояние 1 мм от центра образца. Фрактограмма поверхности разрушения образца 3–1 представлена на рис. 3.

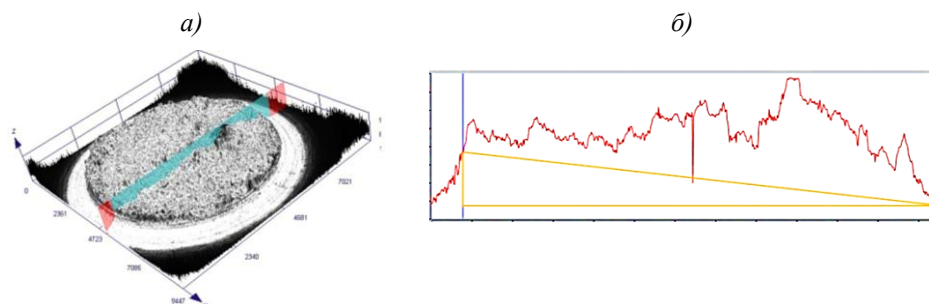


Рис. 3. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 3–1 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

При квазистатическом растяжении небольшие по площади включения, расположенные в различных плоскостях, увеличивают поверхность разрушения и, как следствие, изменяют несущую способность образца. Увеличение прочности, по-видимому, обусловлено данным фактором.

Усталостные испытания корсетных образцов

В большинстве случаев корсетные образцы разрушались в сечении с минимальной площадью, в котором реализуется максимальное напряжение. Однако дефекты образцов являлись определяющим фактором усталостного разрушения.

Образец 4 разрушился в зоне галтели (рис. 4). Площадь сечения разрушения в ~ 2 раза превышает площадь минимального сечения образца.



Рис. 4. Общий вид разрушения образца 4

Плоскость разрушения далеко отстоит от плоскости сечения с минимальным диаметром. Площадь разрушения составляет $\sim 38 \text{ мм}^2$. В зоне разрушения образца зафиксированы два крупных включения неопределенной формы: в центре образца – размером $3,7 \times 1,8 \text{ мм}$, на кромке поверхности разрушения – размером $1,9 \times 1,4 \text{ мм}$. Данные дефекты стали очагами формирования усталостных трещин, объединившихся в одну, развитие которой по винтообразной поверхности привело к разрушению образца. На рис. 5 представлены фрактограмма излома образца 4 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону.

Дефекты, представляющие собой неметаллические включения, визуально обнаруживали даже при небольшом увеличении ($\times 2$). Характер разрушения корсетных образцов обусловлен своеобразием включений.

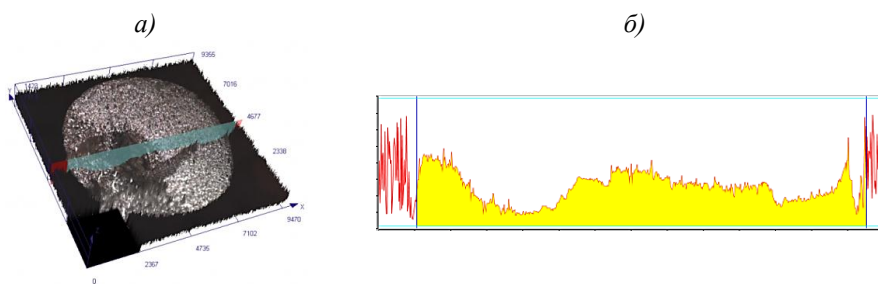


Рис. 5. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 4 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В образце 2 на поверхности разрушения наблюдали два дефекта, расположенных диаметрально противоположно в разных плоскостях (рис. 6). В данных дефектах практически одновременно образовались усталостные трещины, которые развивались в разных плоскостях и достигли центра образца. В дальнейшем произошло разрушение срезом перемычки в плоскости, параллельной оси образца. Профиль излома наглядно иллюстрирует характер разрушения в центральной части образца от среза.

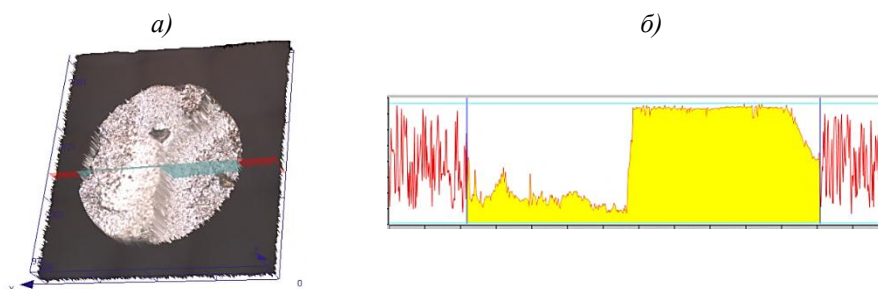


Рис. 6. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 2 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Циклическая долговечность в основном определяется величиной включений. В образце 6 в плоскости разрушения наблюдается большой дефект размером 3×2 мм, простирающийся от кромки образца и перекрывающий его центр (рис. 7). Столь большой дефект в образце обусловил низкую усталостную долговечность.

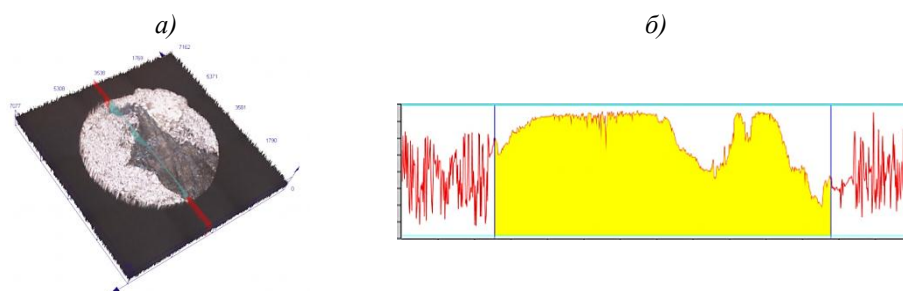


Рис. 7. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 6 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Образец 13 разрушился в сечении, отстоящем от минимального сечения на расстоянии 1 мм (рис. 8). Область дефекта, который можно характеризовать как рассеянное включение, захватывает более трети образца – от кромки излома до центра. Плоскость дефекта расположена под небольшим углом к оси образца, что привело к спиралевидной форме поверхности разрушения.

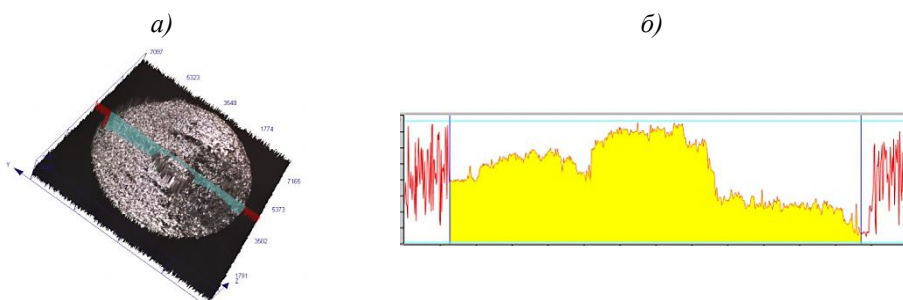


Рис. 8. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 13 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Излом образца 5 представляет собой классическое усталостное разрушение, которое началось с включения размером $0,5 \times 1$ мм на краю образца (рис. 9). Рельеф зоны разрушения изменяется, переходя от усталостного типа поверхности к квазистатическому с последующим доломом.

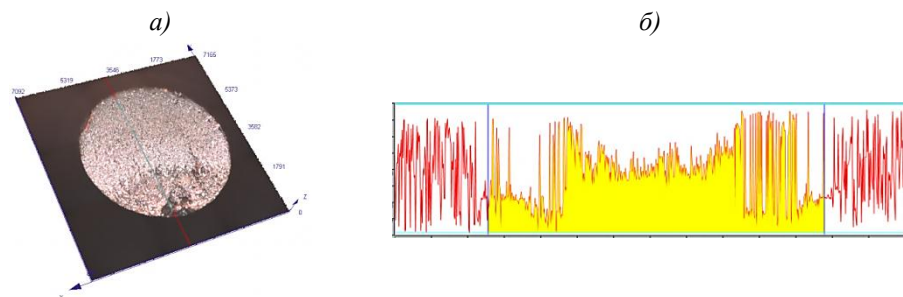


Рис. 9. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 5 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Следует отметить, что в ряде случаев дефекты имели значительные размеры в направлении оси образца, что привело к образованию двух очагов зарождения трещин в разных плоскостях из одного включения. В образце 8 возникло две трещины, которые развивались в разных плоскостях и впоследствии соединились в одну магистральную трещину с образованием ступеньки скола. Подобный характер разрушения зафиксирован для образцов 1 и 9 (рис. 10, 11).

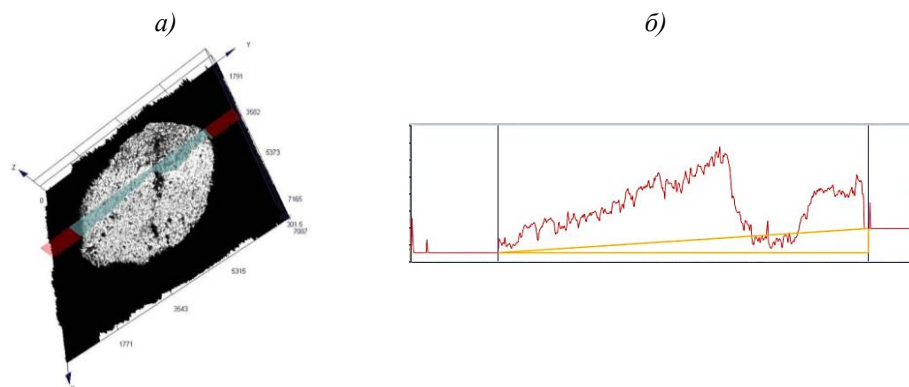


Рис. 10. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 1 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

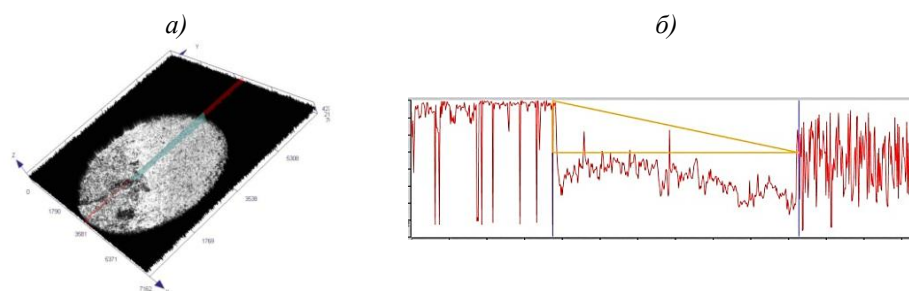


Рис. 11. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 9 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Построение усталостной кривой $N-\sigma$ по номинальным напряжениям, установленным в начале испытаний, лишено смысла, поскольку дефекты в большинстве образцов занимают значительную площадь. Оценка размеров визуально определяемых дефектов позволяет рассчитать реально действующие напряжения в разрушенном сечении. Реальные напряжения усталостного цикла рассчитывали по проекции площади разрушенного сечения с исключением площади визуально ($\times 2$) обнаруженных дефектов.

Кривые усталости $N-\sigma$ корсетных образцов сплава системы Mg-P3M-Zr представлены на рис. 12. Кривая усталости корсетных образцов, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = 0,1$, представлена зависимостью $y = 359,41x^{-0,116}$, а образцов, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = -1$, – зависимостью $y = 349,54x^{-0,118}$.

Следует отметить, что данные закономерности справедливы в рамках исследуемых уровней долговечности.

Значительный разброс показателей циклической долговечности при $R = -1$ и практически полное его отсутствие при $R = 0,1$ обусловлены не влиянием условий нагружения, а свойствами и размерами дефектов в данной выборке. При этом прослеживается отрицательное влияние фактора сжимающих напряжений на циклическую долговечность образцов.

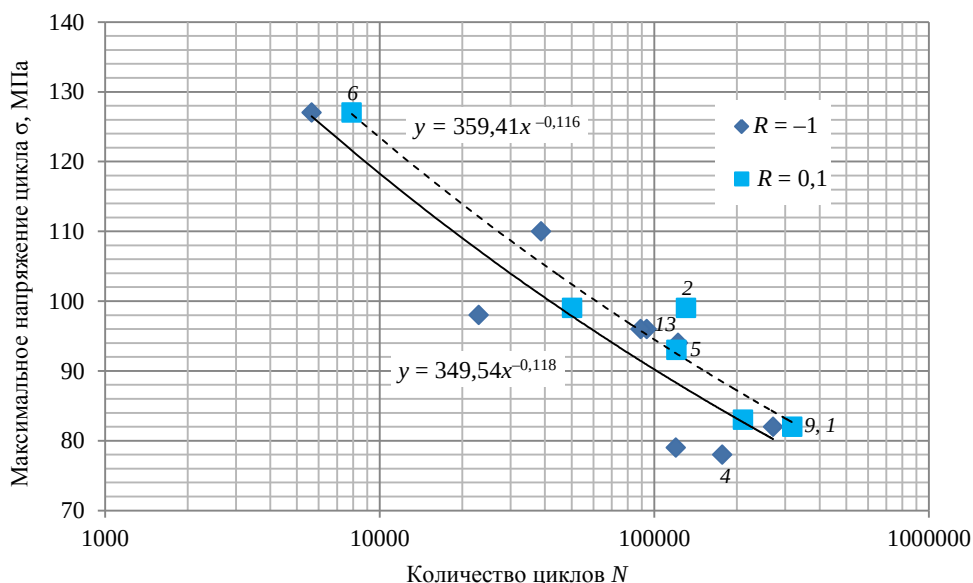


Рис. 12. Кривые усталости корсетных образцов, испытанных при коэффициентах асимметрии $R = 0,1$ и $R = -1$

Усталостные испытания образцов с надрезом

Если при испытании корсетных образцов дефекты обуславливали зону и характер усталостного разрушения, то для образцов с надрезом определяющим фактором разрушения являлась плоскость надреза. Однако дефекты, оказавшиеся в зоне надреза, неизбежно влияют на усталостную долговечность образца.

Образец 20 при высоком уровне приложенных напряжений имел самую низкую величину усталостной долговечности. Включение размером $1,2 \times 0,9$ мм располагалось в надрезе на расстоянии $\sim 1,0$ мм от плоскости, проходящей через вершину надреза. Поскольку включение по оси образца имело размер $> 1,0$ мм, то дефект затронул и вершину надреза. Размеры и расположение дефекта привели к образованию двух усталостных трещин: в вершине надреза образца и в вершине дефекта на расстоянии $\sim 1,0$ мм от вершины надреза. Данные трещины слились, образовав усталостной фронт, стремящийся к плоскости с максимальными напряжениями, которая проходит через вершину надреза. Зона усталости охватывает почти половину сечения образца. Излом второй половины образца имеет рельеф, характерный для квазистатического разрушения с отдельными вырывами, которые наблюдаются при рассеянных дефектах. Фрактограмма поверхности разрушения образца 20 представлена на рис. 13.

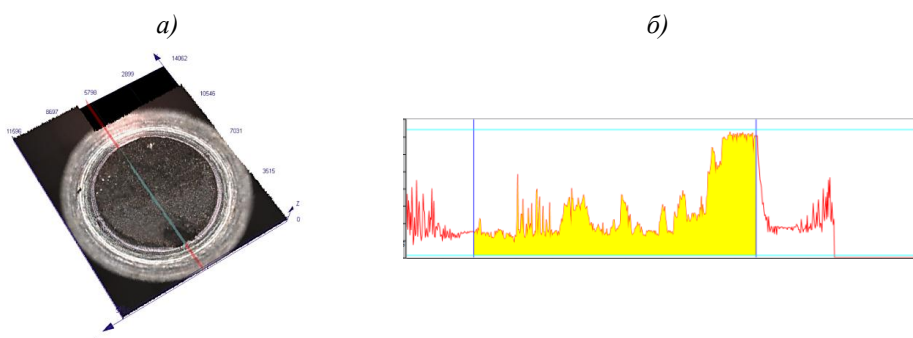


Рис. 13. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 20 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Дефект размером $0,6 \times 0,3$ мм инициировал разрушение образца 28 (рис. 14). Дефект находился вне плоскости надреза, очаг зародившейся усталостной трещины – вне плоскости минимального сечения. Однако фронт трещины по мере развития сдвигается в область максимальных растягивающих напряжений. Излом образца характеризуется изначальной усталостной зоной разрушения, которая затем принимает вид квазистатического разрушения.

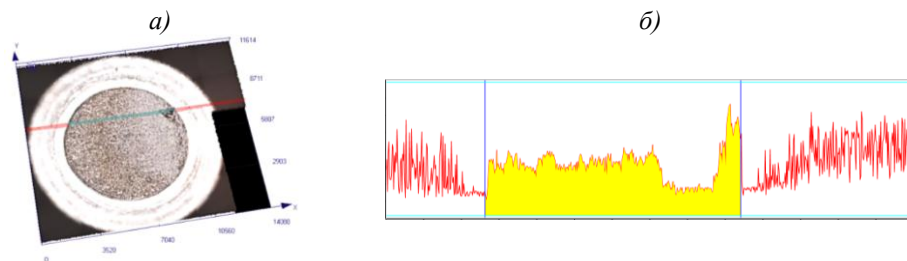


Рис. 14. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 28 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В изломе образца 33 выявлены два включения, которые расположены на разных уровнях, не совпадающих с плоскостью надреза (рис. 15). Дефект, выходящий на контур надреза, имеет размер $1,7 \times 3$ мм, второй дефект – $1,6 \times 2,9$ мм. Дефекты разделяет перемычка длиной 0,5 мм. В процессе усталостного нагружения произошло слияние разноуровневых дефектов с формированием зоны разрушения, обусловленной данными включениями. В условиях перехода усталостной зоны к долому поверхность разрушения искривляется и переходит в плоскость, проходящую через вершину надреза.

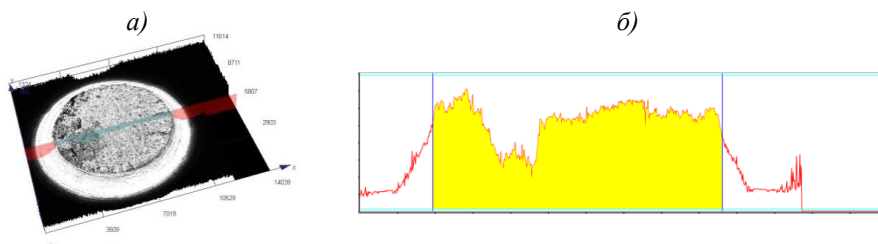


Рис. 15. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 33 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В изломе образца 40, наряду с небольшими дефектными вкраплениями диаметром $\sim(0,1-0,15)$ мм, выделяются два крупных включения на поверхности надреза размером 1,5 мм в окружном направлении, отстоящие на четверть окружности друг от друга (рис. 16). Крупные включения сформировали усталостные зоны по периметру надреза и полосы разрушения шириной $\sim 1,1$ мм, направленные к центру образца. О значительных размерах этих включений в направлении оси образца можно судить по разноуровневому характеру излома, в котором, наряду с усталостными зонами, наблюдаются плоскости скола. Дефект диаметром $\sim 0,25$ мм по центру образца, расположенный вне плоскости излома, привел к формированию конусообразного разрушения, диаметр основания которого составил $\sim 0,7$ мм.

Поверхность разрушения образца 35 характеризуется многоочаговостью дефектной зоны, включающей три наиболее крупных включения размером $0,5 \times 0,7$, $0,5 \times 0,8$ и $0,4 \times 0,6$ мм (рис. 17). Два дефекта размером $0,5 \times 0,7$ и $0,5 \times 0,8$ мм располагаются на кромке излома, а дефект размером $0,4 \times 0,6$ мм – на расстоянии 1 мм от центра образца. Плоскость разрушения в дефектной зоне не совпадает ($\sim 0,3$ мм) с плоскостью разрушения образца, являющейся плоскостью минимального сечения. Фронт усталостной

трещины, зародившейся в дефектной зоне, плавно переходит в плоскость минимального сечения надреза, по которой происходит разрушение.

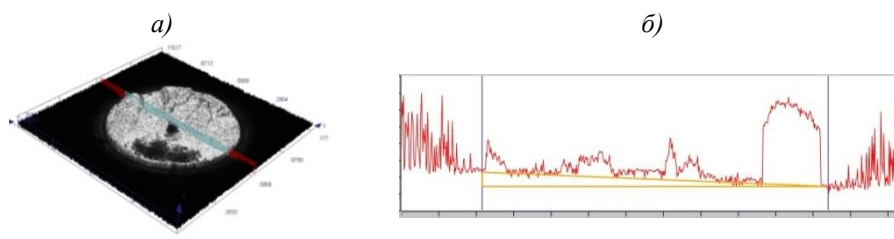


Рис. 16. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 40 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

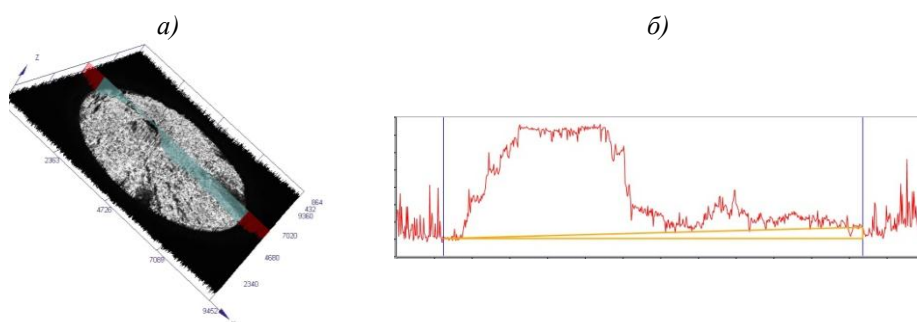


Рис. 17. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 35 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

На кромке надреза образца 16 зафиксировано хрупкое включение с линейным размером 0,4 мм и глубиной 0,3 мм (рис. 18). Данный дефект стал основой формирования усталостной трещины. Зона усталостного разрушения охватывает почти половину площади разрушения образца. Усталостная область плавно переходит в зону повторной статики, которая характеризуется более рельефным профилем разрушения. Хрупкий дефект в плоскости, проходящей через вершину надреза, существенно сказывается на циклической долговечности образца, поскольку значительно уменьшается количество циклов нагружения, ведущего к образованию усталостной трещины.

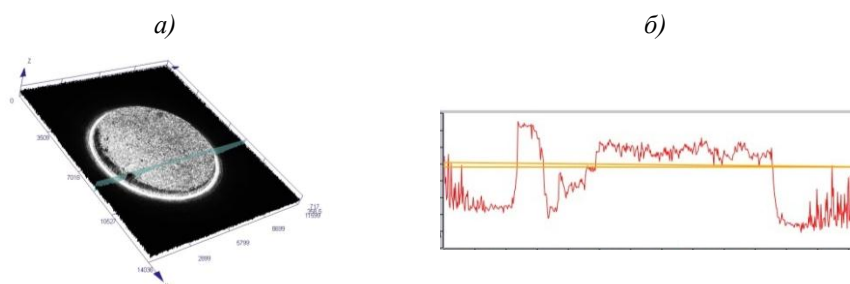


Рис. 18. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 16 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В плоскости разрушения образца 34 на 1/3 окружности отмечены незначительные вкрапления, наибольшее из которых имеет размер 0,2 мм в окружном направлении и 0,15 мм – в радиальном (рис. 19). Данное «ожерелье» дефектов сформировало фронт усталостной трещины, которая проросла в среднем на 1,6 мм относительно контура

надреза и была остановлена альтернативным механизмом разрушения. Своеобразие разрушения заключалось в развитии разрушения от дефектов, расположенных по разные стороны от зоны раздела. Дефекты, семь из которых расположены с одной стороны надреза и шесть – с другой, составляют сложную разноуровневую композицию, в которой развитие усталостных трещин из дефектов сопровождалось разрушением перегородок по механизму среза. Это привело к формированию сложного рельефа, отличающегося от рельефа усталостного или квазистатического разрушения.

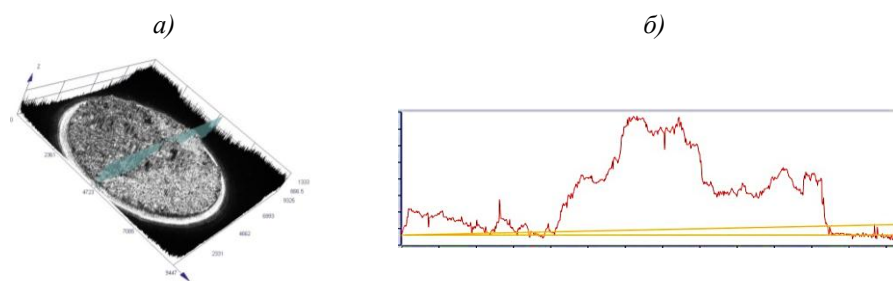


Рис. 19. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 34 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В образце 37 два включения, расположенные близко к краю надреза и имеющие практически одинаковые размеры (0,2 мм – в окружном направлении и 0,15 мм – в радиальном), сформировали начальные усталостные зоны разрушения (рис. 20). Усталостные очаги разрушения расположены в различных плоскостях, на что указывает складка рельефа, образовавшаяся при разрушении.

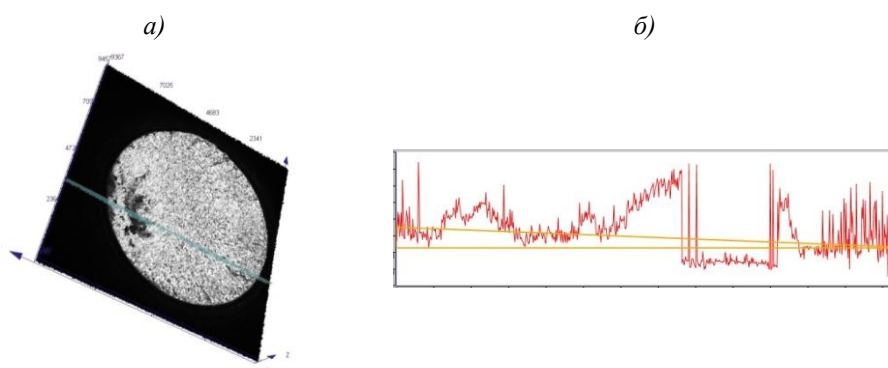


Рис. 20. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 37 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Фрактограммы изломов образцов с надрезом подтверждают предположение, что определяющим фактором усталостного разрушения является надрез. Именно зона максимальных растягивающих напряжений в вершине надреза инициирует возникновение усталостной трещины. Дефекты, попадающие в зону действия надреза, способствуют более раннему возникновению усталостной трещины. Воздействие дефекта снижается, если он не лежит в плоскости, проходящей через вершину надреза. При развитии фронт трещины, зародившейся в дефекте, который смещен по оси образца относительно плоскости, проходящей через вершину надреза, изгибается в зону максимальных напряжений. Несмотря на различные механизмы развития трещин, обусловленных расположением дефекта в плоскости вершины надреза или вне этой плоскости, разброс значений долговечности образцов с надрезом для данной выборки незначителен.

На рис. 21 представлены кривые усталости N – σ образцов с надрезом. Кривая усталости образцов с надрезом, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = 0,1$, представлена зависимостью $y = -2,727\ln(x) + 117,31$, а образцов, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = -1$, – зависимостью $y = -5,311\ln(x) + 130,71$.

Следует отметить, что данные закономерности справедливы в рамках исследуемых уровней долговечности.

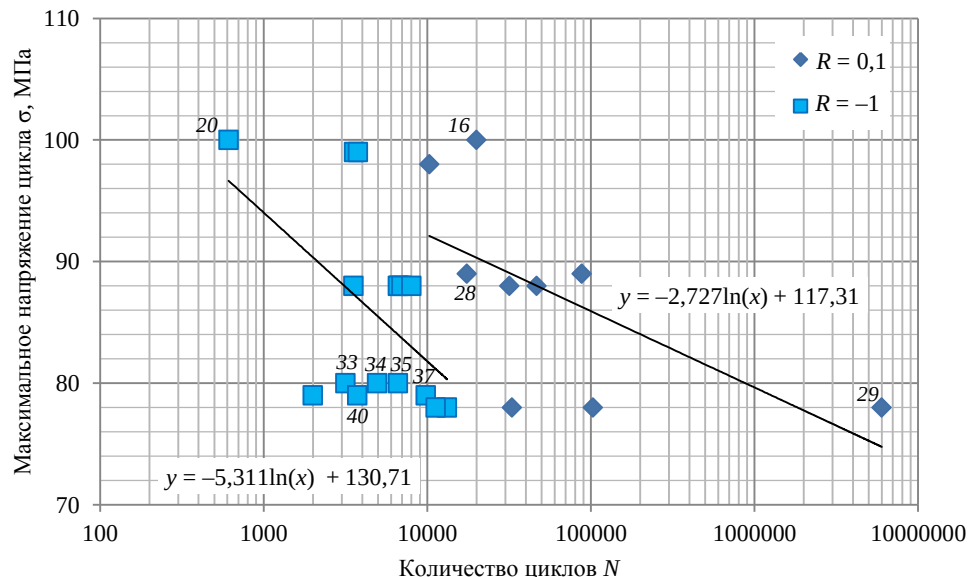


Рис. 21. Кривые усталости образцов с надрезом, испытанных при коэффициентах асимметрии $R = 0,1$ и $R = -1$

По сравнению с корсетными образцами образцы с надрезом имеют меньший уровень усталостной долговечности. При этом образец 29 продемонстрировал возможности повышения сопротивления усталости магниевого сплава системы Mg–PЗМ–Zr.

Дальнейшие работы должны быть направлены на разработку технологии, исключающей образование в магниевом сплаве системы Mg–PЗМ–Zr значительных дефектных включений.

Заключения

Сплав системы Mg–PЗМ–Zr не чувствителен к концентрации напряжений, поскольку отношение прочности образцов с надрезом ($\alpha_\sigma = 2,6$) к пределу прочности гладких образцов >1 . Как следствие, незначительные включения, как и другие дефекты структуры, несущественно влияют на статическую прочность сплава.

Усталостная долговечность определяется дефектностью материала выборки – размерами, формой и расположением включений в образце. Усталостную долговечность оценивали, исходя из бездефектной площади корсетного образца, с пересчетом на действующее нетто-напряжение, рассчитываемое по неповрежденной площади образца.

Надрез, являющийся доминантным дефектом, определяет усталостную долговечность образца. Однако если в плоскости надреза в зоне максимальных напряжений попадает включение, то оно является основным фактором, определяющим усталостную долговечность.

Список источников

1. Трофимов Н.В., Леонов А.А. Исследование влияния легирующих элементов (Nb и Ti) на содержание примесей и механические свойства высокопрочного магниевого сплава системы Mg–Zn–Zr // *Металлы*. 2020. № 3. С. 14–19.
2. Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Перспективные литейные магниевые сплавы // *Литейное производство*. 2013. № 5. С. 2–5.
3. *Magnesium Alloys. Design, Processing and Properties* / Ed. F. Czerwinski. IntechOpen, 2011. 540 p. DOI: 10.5772/560.
4. Luo A.A. Magnesium casting technology for structural applications // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2013. Vol. 1. P. 2–22. DOI: 10.1016/j.jma.2013.02.002.
5. Мухина И.Ю., Леонов А.А. Флюсы в металлургии магниевых сплавов // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2017. № 8. С. 19–25.
6. Rycerz L. Practical remarks concerning phase diagrams determination on the basis of differential scanning calorimetry measurements // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2013. Vol. 113. P. 231–238. DOI: 10.1007/s10973-013-3097-0.
7. Дуюнова В.А., Уридия З.П. Исследование воспламеняемости литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr // *Литейщик России*. 2012. № 11. С. 21–23.
8. Леонов А.А., Трофимов Н.В., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Тенденции развития литейных магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 2 (96). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.
9. Мухина И.Ю. Исследование металлических систем на основе магния и разработка принципов создания коррозионностойких магниевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1. С. 8–12.
10. 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. С. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
11. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № S2. С. 3–10.
12. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В. Исследование влияния редкоземельных элементов и термической обработки на структуру и свойства жаропрочного литейного магниевого сплава системы Mg–PЗМ–Zr // *Металлы*. 2020. № 5. С. 58–63.
13. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. № 3. С. 10–15.
14. Беляев М.С., Горбовец М.А. О разрыве кривой малоциклового усталости жаропрочного никелевого сплава // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S4. С. 103–108. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-103-108.
15. Гриневич А.В., Румянцев Ю.С., Морозова Л.В., Терехин А.Л. Исследование усталостной долговечности алюминиевых сплавов 1163-Т и В950.ч.-Т2 после поверхностного упрочнения // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S4. С. 93–102. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-93-102.
16. Беляев М.С., Терентьев В.Ф., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М., Гольдберг М.А. Малоцикловая усталость при заданной деформации и параметры упругопластического деформирования жаропрочного сплава ВЖ175 // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S4. С. 87–92. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-87-92.
17. Гриневич Д.В., Гулина И.В., Яковлев Н.О., Дзандаров Д.-С.В., Глаговский А.А., Ермакова Ю.В. Исследование влияния параметров усталостного нагружения на долговечность проушин диафрагм предкрылка самолета // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2023. № 6. Т. 89. С. 76–82.
18. 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.

19. Ерасов В.С., Автаев В.В., Орешко Е.И., Яковлев Н.О. Преимущества «жесткого» нагружения при испытаниях на статическое и повторно-статическое растяжение // Труды ВИАМ. 2018. № 9 (69). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-92-104.
20. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Гриневич А.В., Шершак П.В. Обзор критериев прочности материалов // Труды ВИАМ. 2019. № 9 (81). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-108-126.
21. Яковлев Н.О., Гриневич Д.В., Мазалов П.Б. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния при сжатии сетчатой конструкции, синтезированной методом селективного лазерного сплавления // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Сер.: Естественные науки. 2018. № 6 (81). С. 113–127.
22. 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.
23. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 8. С. 440–448.

References

1. Trofimov N.V., Leonov A.A. Study of the influence of alloying elements (Nb and Ti) on the impurity content and mechanical properties of a high-strength magnesium alloy of the Mg–Zn–Zr system. *Metally*, 2020, no. 3, pp. 14–19.
2. Mukhina I.Yu., Duyunova V.A., Uridiya Z.P. Promising cast magnesium alloys. *Liteynoe proizvodstvo*, 2013, no. 5, pp. 2–5.
3. *Magnesium Alloys. Design, Processing and Properties*. Ed. Frank Czerwinski. IntechOpen, 2011. 540 p. DOI: 10.5772/560.
4. Luo A.A. Magnesium casting technology for structural applications. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2013, vol. 1, pp. 2–22. DOI: 10.1016/j.jma.2013.02.002.
5. Mukhina I.Yu., Leonov A.A. Fluxes in the metallurgy of magnesium alloys. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2017, no. 8, pp. 19–25.
6. Rycerz L. Practical remarks concerning phase diagrams determination on the basis of differential scanning calorimetry measurements. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2013, vol. 113, pp. 231–238. DOI: 10.1007/s10973-013-3097-0.
7. Duyunova V.A., Uridiya Z.P. Study of the flammability of cast magnesium alloys of the Mg–Zn–Zr system. *Liteyshchik Russii*, 2012, no. 11, pp. 21–23.
8. Leonov A.A., Trofimov N.V., Duyunova V.A., Uridia Z.P. Trends in the development of cast magnesium alloys with an increased ignition temperature (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.
9. Mukhina I.Yu. Research of metal systems based on magnesium and development of principles for creating corrosion-resistant magnesium alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2014, no. 1, pp. 8–12.
10. 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.
11. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Vershkov A.V. Rare metals and rare-earth elements are materials for modern and future high technologies. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. S2, pp. 3–10.
12. Duyunova V.A., Leonov A.A., Trofimov N.V. Study of the influence of rare earth elements and heat treatment on the structure and properties of a heat-resistant cast magnesium alloy of the Mg–REM–Zr system. *Metally*, 2020, no. 5, pp. 58–63.
13. Kablov E.N. Modern materials are the basis of innovative modernization of Russia. *Metally Evrazii*, 2012, no. 3, pp. 10–15.

14. Belyaev M.S., Gorbovec M.A. About discontinuity of LCF diagram in S-N coordinates for Ni-based superalloy. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S4, pp. 103–108. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-s4-103-108.
15. Grinevich A.V., Rumyansev Yu.S., Morozova L.V., Terehin A.L. Study of fatigue life of 1163-T and V950.ch.-T2 aluminum alloys after surface hardening. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S4, pp. 93–102. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-s4-93-102.
16. Belyaev M.S., Terentev V.F., Gorbovec M.A., Bakradze M.M., Goldberg M.A. Low-cycle fatigue for a given deformation and parameters of elastic-plastic deformation of superalloy VZh175. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S4, pp. 87–92. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-87-92.
17. Grinevich D.V., Gulina I.V., Yakovlev N.O., Dzandarov D.-S.V., Glagovsky A.A., Ermakova Yu.V. Study of the influence of fatigue loading parameters on the durability of aircraft slat diaphragm lugs. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2023, no. 6, vol. 89, pp. 76–82.
18. 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.
19. Erasov V.S., Avtaev V.V., Oreshko E.I., Yakovlev N.O. Strain-controlled testing advantages at static tension and repeated-static tension. *Trudy VIAM*, 2018, no. 10 (70), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-92-104.
20. Oreshko E.I., Erasov V.S., Grinevich D.V., Sershak P.V. Review of criteria of durability of materials. *Trudy VIAM*, 2019, no. 9 (81), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-108-126.
21. Yakovlev N.O., Grinevich D.V., Mazalov P.B. Mathematical modeling of the stress-strain state during compression of a mesh structure synthesized by selective laser melting. *Vestnik Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Bauman. Ser.: Natural Sciences*, 2018, no. 6 (81), pp. 113–127.
22. Mitakov O.V., Yakovlev N.O., Yakusheva N.A., Grinevich A.V. Destruction features of steel 20ХГСН2МФА-ВД 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.
23. Erasov V.S., Yakovlev N.O., Nuzhnyj G.A. Qualification tests and researches of durability of aviation materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 440–448.

Информация об авторах

Терехин Александр Леонидович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Трофимов Николай Вадимович, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Alexander L. Terekhin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Anatoly V. Grinevich, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 24.10.2023; получена после доработки 30.11.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.11.2023.

The article was submitted 24.10.2023; received in revised form 30.11.2023; approved and accepted for publication after reviewing 30.11.2023.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-53-62

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИЦИЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОЛИАРИЛСУЛЬФОНОМ, И ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Р.К. Салахова¹, Е.А. Вешкин¹, Ю.И. Судьин¹, А.Б. Тихообразов¹

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

Аннотация. Предложен состав эпоксидной композиции, модифицированной полиарилсульфоном ПСФФ-30. Исследованы физико-химические и реологические свойства полученного расплавленного связующего. На основе эпоксидно-полисульфонового связующего методом вакуумного формования в печи изготовлены образцы стекло- и углепластиков, изучены прочностные и теплофизические характеристики полимеров. Разработанная модификация эпоксидно-полисульфонового связующего обеспечивает снижение объемной доли пор стеклопластика с тканым наполнителем Т-10-14 в 2,7 раза, углепластика с наполнителем ВТкУ-2.200 – в 2 раза.

Ключевые слова: эпоксидное связующее, полиарилсульфон ПСФФ-30, физико-механические свойства, объемная доля пор, степень отверждения, температура стеклования, стекло- и углепластики

Для цитирования: Салахова Р.К., Вешкин Е.А., Судьин Ю.И., Тихообразов А.Б. Исследование свойств эпоксидных композиций, модифицированных полиарилсульфоном, и полимерных композиционных материалов на их основе // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-53-62.

Scientific article

RESEARCH OF THE PROPERTIES OF EPOXY COMPOSITIONS MODIFIED WITH POLYARYLSULPHONE AND POLYMER COMPOSITE MATERIALS BASED ON THEM

R.K. Salakhova¹, E.A. Veshkin¹, Yu.I. Sudin¹, A.B. Tikhobrazov¹

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 composition of an epoxy composition modified with polyarylsulfone PSFF-30 was proposed and the physicochemical and rheological properties of the resulting melt binder were studied. Based on an epoxy-polysulfone binder, glass and carbon fiber plastic samples were made using the vacuum furnace molding method, and the strength and thermophysical characteristics of the polymers were assessed. It has been established that this modification of the epoxy-polysulfone binder reduces the volume fraction of pores in fiberglass with woven filler T-10-14 by 2,7 times, and in carbon fiber with filler VTkU-2.200 – 2 times.

Keywords: epoxy binder, polyarylsulfone PSFF-30, physical and mechanical properties, pore volume fraction, degree of curing, glass transition temperature, glass and carbon plastics

For citation: Salakhova R.K., Veshkin E.A., Sudin Yu.I., Tikhobrazov A.B. Research of the properties of epoxy compositions modified with polyarylsulphone and polymer composite materials based on them. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-53-62.

Введение

На пороге шестого технологического уклада мировой экономики перед отечественной наукой поставлена сложная задача – совершить прорыв, позволяющий создать предпосылки для перехода России на новый уровень, перешагнув через пятый уклад [1]. Такой скачок невозможен без формирования научно-технического задела, соответствующего мировым тенденциям развития науки и техники. Особенно это касается высокотехнологичной авиационно-космической отрасли [2–4].

В настоящее время ввиду неуклонного роста доли полимерных композиционных материалов (ПКМ) в авиационной технике научно-технический прогресс отрасли в значительной степени определяется как расширением производства новых видов [5], так и совершенствованием существующих полимерных материалов, в частности за счет модифицирования полимерной матрицы (связующего) [6]. Разработка связующего для композиционных материалов – первостепенная задача, поскольку многие свойства композитов зависят от свойств связующего. Именно матрица связывает волокна друг с другом, создавая монолитный конструкционный материал.

Одно из ведущих мест в авиационной отрасли занимают полимерные материалы на основе термореактивных связующих, из которых, как правило, изготавливают ответственные несущие конструкции авиатехники. При этом особая роль отводится эпоксидным смолам. Благодаря оптимальному сочетанию физико-химических и теплофизических свойств на их основе разработаны одни из лучших связующих для большинства волокнистых композиционных материалов [7–9].

Термореактивное связующее представляет собой многокомпонентную систему, в состав которой, помимо смол и отвердителей, входят катализаторы, инициаторы, ускорители или замедлители, а также различные модифицирующие добавки, влияющие на уровень эксплуатационных свойств и улучшающие технологичность композиции.

Для расширения областей применения эпоксидных смол необходимы новые эффективные модификаторы. Научный и практический интерес представляют эпоксидные композиции, модифицированные термопластами, которые содержат дифенилсульфоновые фрагменты [10, 11]. Эпоксидные олигомеры, модифицированные конструкционными термопластами, отличаются теплостойкостью, низкой усадкой и высокой адгезией к волокнам, а армированные композиционные материалы на их основе – высоким уровнем деформационно-прочностных характеристик [12–14], что достигается регулированием и упорядочением структуры модифицированных связующих. Среди термостойких полимеров, которые относятся к структурным пластификаторам, особое место занимают ароматические полисульфоны конструкционного назначения, представленные в промышленности тремя видами: полисульфон, полиэфирсульфон и полиарилсульфон [15]. Отличительными особенностями данного класса термопластов являются низкий температурный коэффициент линейного расширения, высокие огнестойкость во многих агрессивных средах и трещиностойкость при высоких напряжениях (вплоть до температуры 150 °C) [16]. Традиционные пластификаторы эпоксидных смол (дибутилфталат, активные разбавители, каучуки), действующие по механизму молекулярной пластификации, позволяют увеличить ударную вязкость и трещиностойкость, но при этом снижают модуль упругости и температуру стеклования [17].

Из перечисленных видов ароматических полисульфонов следует выделить аморфные высокотемпературные полимеры семейства полиарилсульфонов. Благодаря содержанию арил-SO₂-арильных субъединиц полиарилсульфоны наряду с повышенной ударной вязкостью, химической стойкостью и прозрачностью обладают низким влагопоглощением (0,2–0,4 %) и высоким уровнем эксплуатационных характеристик в диапазоне температур от –100 до +200 °C. Из полиарилсульфонов второго поколения

в качестве модификаторов эпоксидных связующих в основном используют ПСФФ-30 и ПСФФ-70. Данные соединения, получаемые методом ароматической нуклеофильной поликонденсации в апротонных растворителях, представляют собой порошкообразные сополимеры, содержащие кардовые фрагменты (объемные боковые циклические группы в повторяющемся звене макромолекулы полисульфона) фенолфталеиновых звеньев в соотношении 30:70. Наличие в рецептуре модификатора фенолфталеина с кардовыми фрагментами позволяет повысить температуру стеклования материала до 10 % и прочность при растяжении до 35 %. Порошковый полиарилсульфон ПСФФ-30 применяют также в качестве матрицы термопласта нового поколения с наполнителем в виде углеродных нанотрубок Таунит-М и технического углерода П-803, эксплуатируемого при температуре >180 °С. Главное достоинство данного вида термопласта – высокий уровень антистатических свойств: материал является проводником, что позволяет снять статическое электричество, возникающее на его поверхности в процессе работы изделия из полимеров.

В настоящее время в России из-за отсутствия необходимой сырьевой базы промышленное производство отечественных конструкционных термостойких термопластов отсутствует. Малотоннажное производство экспериментальных и опытных партий полиэфиркетонов и промышленных партий полисульфона организовано в АО «Институт пластмасс им. Г.С. Петрова» [18, 19].

Цели работы:

- изготовление экспериментальных эпоксидных композиций, модифицированных полиарилсульфоном, и исследование физико-химических и теплофизических свойств расплавных составов;
- исследование влияния термопластичного модификатора ПСФФ-30 на кинетику процесса отверждения эпоксидной композиции;
- получение низкопористых (не более 2 %) стекло- и углепластиков с температурой стеклования не менее 120 °С и исследование физико-химических, механических и теплофизических свойств ПКМ на основе эпоксидно-полисульфонового связующего.

Материалы и методы

Объекты исследования:

- композиция из смеси эпоксидных смол КДА, ЭТФ и отвердителя № 9 (базовый состав расплавного связующего). Смола КДА представляет собой эпоксидно-диановую смолу марки ЭД-20, модифицированную алифатической смолой марки ДЭГ-1;
- эпоксидно-полисульфовые композиции, полученные из базового расплавного связующего путем растворения в смоле КДА полиарилсульфона ПСФФ-30 в количестве 4 и 8 % (по массе);
- образцы углепластика на основе базового и модифицированного полиарилсульфоном связующего с тканым наполнителем ВТкУ-2.200;
- образцы стеклопластика на основе базового и модифицированного полиарилсульфоном связующего с тканым наполнителем Т-10-14.

Для изготовления экспериментальной эпоксидно-полисульфоновой композиции выполняли следующие операции: вакуумирование смол при температуре 130 °С в течение 3 ч, растворение расчетного количества модификатора ПСФФ-30 в смоле КДА, приготовление пасты из отвердителя № 9 и смолы (КДА + ПСФФ-30), смешивание компонентов с помощью лабораторной диспергирующей установки ЛДУ-3МПР при температуре 70 °С и скорости 120 об/мин до однородной массы.

Композиции модифицированной смолы, содержащие 4 и 8 % (по массе) полиарилсульфона, готовили при постоянном перемешивании смеси магнитной мешалкой

при скорости 200 об/мин и температуре 80 °С до образования прозрачной однородной системы. Гомогенность пробы (отсутствие дисперсных частиц) контролировали на оптическом микроскопе ($\times 500$). Увеличение массовой доли полиарилсульфона в композиции ухудшает совмещение модификатора со смолой КДА, приводит к расслоению и потере прозрачности системы, поэтому ограничились добавлением 8 % (по массе) ПСФФ-30. Хотя в ряде публикаций [20, 21], посвященных процессам растворения полисульфонов в эпоксидных смолах, указана концентрация модификатора до 15 % (по массе).

Время гелеобразования полученных расплавных связующих определяли с помощью полимеризационной плитки при температуре 120 ± 2 °С. Вязкость связующего при температуре 58 ± 1 °С измеряли на ротационном вискозиметре с использованием шпинделя № 1.

Реакционную способность эпоксидных композиций, тепловой эффект реакции отверждения исследовали с помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии. Условия проведения испытаний: нагрев от 25 до 320 °С со скоростью 10 °С/мин, охлаждение до 60 °С со скоростью 15 °С/мин, продувка азотом со скоростью 200 мл/мин (степень очистки 99,999 %).

Образцы стекло- и углепластиков размером 150×150 мм изготавливали путем ручной пропитки тканей Т-10-14 и ВТкУ-2.200 (10 слоев под углом 0 градусов к линиям основы) расплавными составами на полимеризационной плитке при температуре 85 °С.

Формование стекло- и углепластиков выполняли в вакуумной печи по ступенчатому режиму нагрева в диапазоне температур 105–160 °С, образцы для исследований подготавливали согласно нормативной документации на испытание.

Испытания на трехточечный изгиб углепластика проводили по ГОСТ 25.604–82, стеклопластика – по ГОСТ 4648–2014. Прочность при межслойном сдвиге стекло- и углепластиков контролировали в соответствии с ОСТ 1-90199–75.

Плотность стекло- и углепластиков определяли методом гидростатического взвешивания, пористость ПКМ оценивали микроскопическим способом путем исследования поперечных микрошлифов с подсчетом видимых пустот.

Степень полимеризации связующего в стекло- и углепластиках определяли методом экстракции с помощью аппарата Сокслета и методом дифференциальной сканирующей калориметрии, сравнивая термограммы до и после отверждения связующего.

Температуру стеклования эпоксидных композиций оценивали методом динамического механического анализа. Условия проведения испытаний: нагрев от 25 до 250 °С со скоростью 5 °С/мин, продувка азотом со скоростью 50 мл/мин (степень очистки 99,999 %), частота 1 Гц, динамическое усилие 6 и 2 Н для угле- и стеклопластиков соответственно, коэффициент нагрузки 1,1, амплитуда деформации 10,00 мкм.

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

Результаты и обсуждение

Для модификации полиарилсульфоном использовали эпоксидную композицию, аналогичную широко применяемому в производстве полимеров связующему ЭДТ-69Н, кинетика реакции отверждения, прочностные и реологические характеристики которого детально изучены [22].

В табл. 1 представлены физико-химические и теплофизические свойства базового и модифицированных расплавных эпоксидных связующих. Модифицирование смолы полиарилсульфоном ПСФФ-30 незначительно увеличивает время гелеобразования

и практически не влияет на величину теплового эффекта реакций отверждения, т. е. на реакционную способность связующего.

При добавлении в связующее полиарилсульфона вязкость композиции значительно увеличивается. Повышение концентрации полиарилсульфона >8 % (по массе) приводит к аномальной вязкости и тиксотропным изменениям с потерей гомогенности полимерной системы в области температур 70–90 °С, что согласуется с данными работы [23].

Таблица 1

Свойства расплавных эпоксидных связующих

Свойства	Значения свойств для связующего		
	без ПСФФ-30	с ПСФФ-30 в количестве, % (по массе)	
		4	8
Внешний вид	Вязкая однородная масса светло-желтого цвета	Высоковязкая однородная масса светло-желтого цвета	
Время гелеобразования, мин	14	16	18
Тепловой эффект реакции отверждения, Дж/г	492,8	473,7	481,6
Кажущаяся вязкость, Па·с	0,7–0,8*	7–8*	24–26**
Примечание. Скорость вращения шпинделя составила 18* и 5** об/мин.			

Результаты исследования кинетики процессов отверждения связующих приведены на рис. 1. Практически совпадающие показатели термограмм связующих (температурный интервал и тепловой эффект реакции отверждения, температура максимума пика) свидетельствуют об общем механизме протекающих при отверждении химических реакций с образованием пространственно-сетчатой структуры эпоксидных композиций.

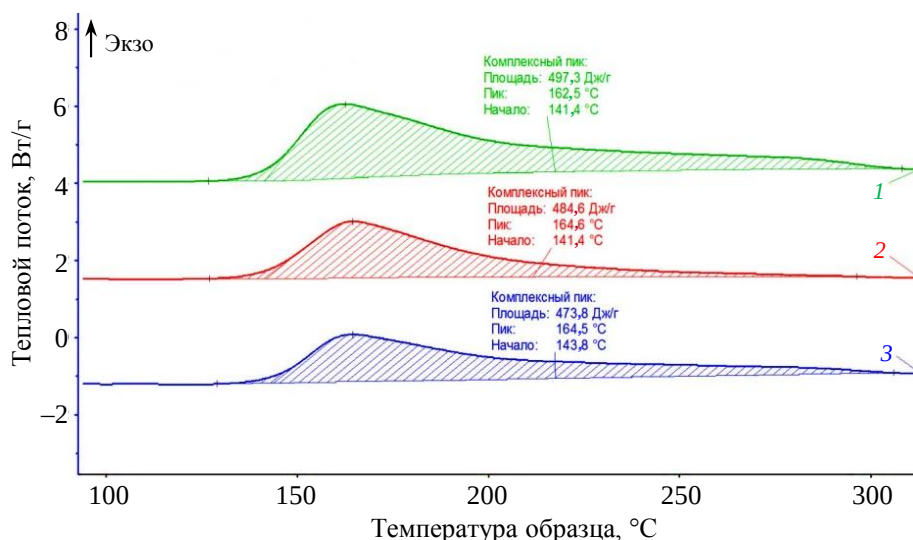


Рис. 1. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии (экзотермические пики) реакций отверждения расплавных эпоксидных связующих: 1 – базовое; 2, 3 – с содержанием полиарилсульфона 4 и 8 % (по массе)

Эпоксидно-полисульфоновые композиции разработанных рецептур использовали для пропитки тканых наполнителей Т-10-14 и ВТкУ-2.200 с последующим формованием образцов стекло- и углепластиков в вакуумной печи.

Одним из недостатков термореактивных армированных пластиков является хрупкость. Для повышения уровня упругоэластических свойств полученных ПКМ эпоксидные композиции модифицировали полиарилсульфоном. В волокнистых композиционных материалах матрице отводится особая роль, так как именно она обеспечивает равномерную нагрузку вдоль волокон и перераспределяет действующие напряжения по всему объему, фиксирует форму изделия, взаимное расположение армирующих волокон и определяет теплостойкость ПКМ.

Результаты исследования механических, физико-химических и теплофизических свойств стекло- и углепластиков представлены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

**Свойства стеклопластика на основе эпоксидной композиции
с тканым наполнителем Т-10-14**

Свойства	Значения свойств для связующего		
	без ПСФФ-30	с ПСФФ-30 в количестве, % (по массе)	
		4	8
Плотность, г/см ³	1,65	1,65	1,67
Предел прочности при трехточечном изгибе, МПа	580	590	695
Прочность при межслойном сдвиге, МПа	45	45	46
Объемная доля пор, %	5,3	4,6	2,0
Степень отверждения, %, измеренная: на аппарате Сокслета	99,3	99,3	99,7
методом дифференциальной сканирующей калориметрии	97,4	97,2	97,5
Температура стеклования, °С	115,3	120,7	121,2

Таблица 3

**Свойства углепластика на основе эпоксидной композиции
с тканым наполнителем ВТкУ-2.200**

Свойства	Значения свойств для связующего		
	без ПСФФ-30	с ПСФФ-30 в количестве, % (по массе)	
		4	8
Плотность, г/см ³	1,46	1,47	1,48
Предел прочности при трехточечном изгибе, МПа	625	660	695
Прочность при межслойном сдвиге, МПа	44	44	45
Объемная доля пор, %	3,6	2,5	1,9
Степень отверждения, %, измеренная: на аппарате Сокслета	99,1	99,3	99,8
методом дифференциальной сканирующей калориметрии	97,5	97,6	97,9
Температура стеклования, °С	121,5	122,0	122,5

Использование эпоксидно-полисульфонового связующего наиболее результативно и предпочтительно для изготовления стеклопластика (рис. 2): предел прочности при изгибе при добавлении ПСФФ-30 увеличился на ~20 % (против 11 % для углепластика), температура стеклования повысилась на 6 °С (для углепластика практически не изменилась).

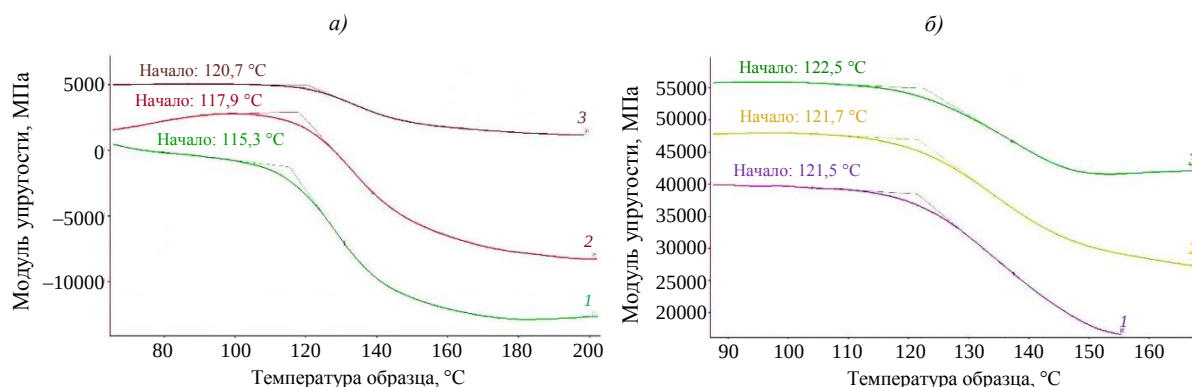


Рис. 2. Кривые динамического механического анализа зависимости модуля упругости от температуры для стекло- (а) и углепластиков (б) на основе эпоксидных связующих: 1 – базовое; 2, 3 – с содержанием полиарилсульфона 4 и 8 % (по массе)

Степень отверждения как эпоксидных, так и эпоксидно-полисульфоновых связующих составила $\geq 97\%$ (рис. 3).

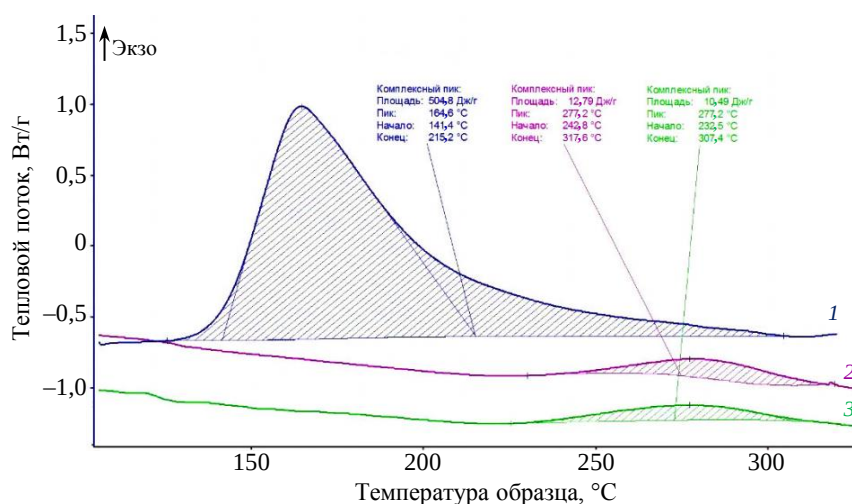


Рис. 3. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии реакций отверждения эпоксидного связующего с содержанием 8 % (по массе) полиарилсульфона (1), а также угле- (2) и стеклопластиков (3) на его основе

При использовании в качестве связующего модифицированной эпоксидной композиции отмечено значительное снижение пористости стекло- и углепластиков (в ~2–2,6) раза), причем наблюдается прямая зависимость пористости ПКМ от концентрации полиарилсульфона в связующем. Этот факт позволяет предположить, что полиарилсульфон ПСФФ-30 выполняет функциональную роль структурного пластификатора связующего, повышающего трещиностойкость полимерной матрицы за счет частичной релаксации остаточных напряжений. В работе [24], посвященной исследованию эпоксидных связующих, модифицированных полисульфоном ПСК-1, механизм пластификации с изменением структуры на молекулярном уровне назван «молекулярной пластификацией».

Заключения

Получено экспериментальное многокомпонентное эпоксидно-полисульфоновое связующее с термопластичным модификатором ПСФФ-30. Содержание полиарилсульфона ПСФФ-30 до 8 % (по массе) обеспечивает полную гомогенизацию полимерной матрицы и снижение пористости стеклопластика в 2,7 раза, углепластика – в 2 раза. Результаты исследования комплекса свойств ПКМ подтвердили, что эпоксидную композицию, модифицированную полиарилсульфоном, можно использовать в качестве связующего при изготовлении экспериментальных образцов стеклопластика. Следует продолжить исследования в этом направлении, в частности провести поиск альтернативных модификаторов эпоксидных смол взамен полиарилсульфонов, относящихся к продукции малотоннажной химии.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад // Наука и жизнь. 2010. № 4. С. 2–7.
2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 7–17.
3. Каблов Е.Н. К 80-летию ВИАМа // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. № 5. С. 79–82.
4. Салахова Р.К., Тихообразов А.Б., Смирнова Т.Б., Кирилин С.Г. Никелирование угле- и стеклопластика в целях повышения эрозионной стойкости конструкций из ПКМ // Упрочняющие технологии и покрытия. 2021. Т. 17. № 5 (197). С. 221–227.
5. Салахова Р.К., Тихообразов А.Б., Смирнова Т.Б., Кирилин С.Г. Химико-гальваническая металлизация угле- и стеклопластика // Гальванотехника и обработка поверхности. 2020. Т. 28. № 3. С. 13–21.
6. Раскутин А.Е. Стратегия развития полимерных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-344-348.
7. Воробьев А. Эпоксидные смолы // Компоненты и технологии. 2003. № 8. С. 170–173.
8. Петрова А.П., Мухаметов Р.Р. Связующие для полимерных композиционных материалов на основе эпоксидных олигомеров // Клеи. Герметики. Технологии. 2018. № 7. С. 21–27.
9. Каблов Е.Н., Чурсова Л.В., Бабин А.Н., Мухаметов Р.Р., Панина Н.Н. Разработки ФГУП «ВИАМ» в области расплавных связующих для полимерных композиционных материалов // Полимерные материалы и технологии. 2016. Т. 2. № 2. С. 37–42.
10. Сопотов Р.И., Горбунова И.Ю., Онучин Д.В. и др. Влияние модификаторов полисульфона и полиэфирсульфона на термомеханические свойства эпоксидной смолы // Успехи в химии и химической технологии. 2015. Т. 29. № 10. С. 62–64.
11. Сергеева Е.А., Абдуллин И.Ш., Зенитова Л.А., Костина К.Д. Анализ способов модификации волокнистых материалов // Вестник технологического университета. 2015. Т. 18. № 20. С. 164–167.
12. Копицына М.Н., Бессонов И.В., Котомин С.В. Трещиностойкость эпоксидных связующих, модифицированных термопластичным полисульфоном и фурфуролацетонсодержащей смолой // Инженерный журнал: наука и инновации. 2016. № 12. С. 1–9.
13. Старостина И.В., Петрова А.П., Шевченко Ю.Н., Шиширинов М.В. Контроль термопластичных связующих для композиционных термопластичных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 4 (76). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 09.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-99-107.
14. Солодилов В.И., Корохин Р.А., Горбаткина Ю.А., Куперман А.М. Органопластики на основе сложных гибридных матриц, включающих в качестве модификаторов эпоксидных смол полисульфон и углеродные нанотрубки // Химическая физика. 2012. Т. 31. № 6. С. 63–71.
15. Хасбулатова З.С. Ароматические полисульфоны // Пластические массы. 2009. № 4. С. 20–23.

16. Штейберг Е.М., Сергеева Е.А., Зенитова Л.А., Абдуллин И.Ш. Применение и производство полисульфона. Обзор // Вестник Казанского технологического университета. 2012. Т. 15. № 20. С. 168–171.
17. Бородулин А.С. Пластификаторы для эпоксидных клеев и связующих // Клеи. Герметики. Технологии. 2012. № 7. С. 31–35.
18. Каблов Е.Н., Семенова Л.В., Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Перфилова Д.Н. Полимерные композиционные материалы на термопластичной матрице // Известия вузов. Химия и химическая технология. 2016. Т. 59. Вып. 10. С. 61–71.
19. Гуреньков В.М., Горшков В.О., Чеботарев В.П., Прудкова Т.Н., Андреева Т.И. Сравнительный анализ свойств полиэфирэфиркетона отечественного и зарубежного производства // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 41–47. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-41-47.
20. Костромина Н.В., Олихова Ю.В., Малаховский С.С., Горбунова И.Ю. Разработка эпоксидных связующих, модифицированных термостойкими термопластами, для создания армированных композиционных материалов // Пластические массы. 2022. № 9–10. С. 17–19.
21. Беседнов К.Л., Бабин А.Н., Гребенева Т.А., Ткачук А.И., Плешаков Д.В. Исследование процессов растворения полисульфонов в эпоксидных смолах // Успехи в химии и химической технологии. 2016. Т. 30. № 8. С. 15–17.
22. Загора А.Г., Ткачук А.И., Терехов И.В., Мухаметов Р.Р. Методы химической модификации эпоксидных олигомеров (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 7 (101). Ст. 08 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-73-85.
23. Мишкин С.И., Клименко О.Н., Куцевич К.Е. Определение липкости препрегов на основе углеродных наполнителей методом зондирования // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-35-43.
24. Малышева Г.В., Ахметова Э.Ш., Марычева А.Н. Оценка температуры стеклования эпоксидных связующих, модифицированных полисульфоном // Физика и химия стекла. 2014. Т. 40. № 5. С. 718–724.

References

1. Kablov E.N. The sixth technological structure. *Nauka i zhizn*, 2010, no. 4, pp. 2–7.
2. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
3. Kablov E.N. To the 80th anniversary of VIAM. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2012, vol. 78, no. 5, pp. 79–82.
4. Salakhova R.K., Tikhobrazov A.B., Smirnova T.B., Kirilin S.G. Nickel plating of carbon and fiberglass in order to increase the erosion resistance of PCM structures. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2021, vol. 17, no. 5 (197), pp. 221–227.
5. Salakhova R.K., Tikhobrazov A.B., Smirnova T.B., Kirilin S.G. Chemical-galvanic metallization of carbon and fiberglass. *Galvanotekhnika i obrabotka poverkhnosti*, 2020, vol. 28, no. 3, pp. 13–21.
6. Raskutin A.E. Development strategy of polymer composite materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-344-348.
7. Vorobyov A. Epoxy resins. *Komponenty i tekhnologii*, 2003, no. 8, pp. 170–173.
8. Petrova A.P., Mukhametov R.R. Binders for polymer composite materials based on epoxy oligomers. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2018, no. 7, pp. 21–27.
9. Kablov E.N., Chursova L.V., Babin A.N., Mukhametov R.R., Panina N.N. Developments of FSUE «VIAM» in the field of melt binders for polymer composite materials. *Polimernye materialy i tekhnologii*, 2016, vol. 2, no. 2, pp. 37–42.
10. Sopotov R.I., Gorbunova I.Yu., Onuchin D.V. et al. The influence of polysulfone and polyether-sulfone modifiers on the thermomechanical properties of an epoxyamine binder. *Uspekhi v khimii i khimicheskoy tekhnologii*, 2015, vol. 29, no. 10, pp. 62–64.
11. Sergeeva E.A., Abdullin I.Sh., Zenitova L.A., Kostina K.D. Analysis of methods for modifying fibrous materials. *Vestnik tekhnologicheskogo universiteta*, 2015, vol. 18, no. 20, pp. 164–167.

12. Kopitsyna M.N., Bessonov I.V., Kotomin S.V. Crack resistance of epoxy binders modified with thermoplastic polysulfone and furfural acetone resin. *Inzhenernyy zhurnal: nauka i innovatsii*, 2016, no. 12, pp. 1–9.
13. Starostina I.V., Petrova A.P., Shevchenko Yu.N., Shishimirov M.V. Control thermoplastic binding for PCM (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 4 (76), paper no. 11. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: August 09, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-99-107.
14. Solodilov V.I., Korokhin R.A., Gorbatkina Yu.A., Kuperman A.M. Organoplastics based on complex hybrid matrices, including polysulfone and carbon nanotubes as epoxy resin modifiers. *Khimicheskaya fizika*, 2012, vol. 31, no. 6, pp. 63–71.
15. Khasbulatova Z.S. Aromatic polysulfones. *Plasticheskiye massy*, 2009, no. 4, pp. 20–23.
16. Shteiberg E.M., Sergeeva E.A., Zenitova L.A., Abdullin I.Sh. Application and production of polysulfone. Review. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2012, vol. 15, no. 20, pp. 168–171.
17. Borodulin A.S. Plasticizers for epoxy adhesives and binders. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2012, no. 7, pp. 31–35.
18. Kablov E.N., Semenova L.V., Petrova G.N., Larionov S.A., Perfilova D.N. Polymer composite materials on a thermoplastic matrix. *Izvestiya vuzov. Khimiya i khimicheskaya tekhnologiya*, 2016, vol. 59, is. 10, pp. 61–71.
19. Gurenkov V.M., Gorshkov V.O., Chebotarev V.P., Prudskova T.N., Andreeva T.I. Comparative analysis of properties of polyetheretherketone of domestic and foreign production. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 41–47. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-41-47.
20. Kostromina N.V., Olikhova Yu.V., Malakhovsky S.S., Gorbunova I.Yu. Development of epoxy binders modified with heat-resistant thermoplastics for the creation of reinforced composite materials. *Plasticheskiye massy*, 2022, no. 9–10, pp. 17–19.
21. Besednov K.L., Babin A.N., Grebeneva T.A., Tkachuk A.I., Pleshakov D.V. Study of the dissolution processes of polysulfones in epoxy resins. *Uspekhi v khimii i khimicheskoy tekhnologii*, 2016, vol. 30, no. 8, pp. 15–17.
22. Zagora A.G., Tkachuk A.I., Terekhov I.V., Mukhametov R.R. Methods of chemical modification of epoxy oligomers (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 7 (101), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 23, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-73-85.
23. Mishkin S.I., Klimenko O.N., Kutcevic K.E. Determination of stickiness of prepregs on the basis of carbon fillers the sounding method. *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 17, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-35-43.
24. Malysheva G.V., Akhmetova E.Sh., Marycheva A.N. Estimation of the glass transition temperature of epoxy binders modified with polysulfone. *Fizika i khimiya stekla*, 2014, vol. 40, no. 5, pp. 718–724.

Информация об авторах

Салахова Розалия Кабировна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Судьин Юрий Иванович, инженер-технолог, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Тихообразов Андрей Борисович, ведущий инженер-технолог, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Rosalia K. Salakhova, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Yuri I. Sudin, Engineer-technologist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey B. Tikhobrazov, Leading Engineer-technologist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 02.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.10.2023.
The article was submitted 02.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 24.10.2023.

Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-63-73

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СЛОЖНОКОНТУРНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

В.В. Антипов¹, С.В. Самохвалов¹, Ю.Н. Неведова¹, В.В. Сидельников¹, А.В. Сомов¹

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

Аннотация. Рассмотрены основные особенности процесса формообразования деталей сложной конфигурации, таких как капот двигателя вертолета и нижняя обшивка панели крыла самолета, из металлополимерного композиционного материала. Подробно изложены этапы технологического процесса формообразования этих деталей. Определены механические и усталостные характеристики образцов из металлополимерного композиционного материала различных схем армирования. Показано, что применение данных материалов позволяет упростить технологию изготовления сложноконтурных деталей и существенно увеличить коэффициент использования материала.

Ключевые слова: металлополимерные композиционные материалы, формообразование, капот двигателя вертолета, нижняя обшивка крыла, деформация

Для цитирования: Антипов В.В., Самохвалов С.В., Неведова Ю.Н., Сидельников В.В., Сомов А.В. Особенности изготовления сложноконтурных деталей из металлополимерного композиционного материала // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-63-73.

Scientific article

FEATURES OF MANUFACTURING COMPLEX CONTOUR PARTS FROM METAL-POLYMER COMPOSITE MATERIAL

V.V. Antipov¹, S.V. Samohvalov¹, Yu.N. Nefedova¹, V.V. Sidelnikov¹, A.V. Somov¹

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 discusses the main features of the process of forming parts of complex configurations such as helicopter engine hood and the lower skin of an aircraft wing panel made of metal-polymer composite material. The stages of the technological process of forming these parts are described in detail. The results of determining the mechanical and fatigue characteristics are presented. samples of various reinforcement schemes from metal-polymer composite material. It is shown that the use of metal-polymer composite materials will simplify the manufacturing technology of complex contour parts and significantly increase the material utilization rate.

Keywords: metal-polymer composite materials, shaping, helicopter engine cowling, lower wing skin, deformation

For citation: Antipov V.V., Samohvalov S.V., Nefedova Yu.N., Sidelnikov V.V., Somov A.V. Features of manufacturing complex contour parts from metal-polymer composite material. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-63-73.

Введение

В современном авиастроении все более широко используют композиционные материалы, которые превосходят традиционные монолитные металлические материалы по ряду показателей [1–7]. К таким композиционным материалам относят алюмокомпозиты (за рубежом GLARE, в Российской Федерации – СИАЛ), применение которых позволяет не только снизить массу конструкции благодаря уменьшенной плотности, но и повысить ее надежность за счет необходимых уровней прочности и трещиностойкости [8–16].

Для изготовления обшивок сложной конфигурации, в том числе крупногабаритных изделий, из алюмокомпозита используют автоклавное формообразование. Такой подход позволяет получать детали двойной кривизны, производство которых традиционным способом из серийных алюминиевых сплавов затруднительно [17–22].

При автоклавном формообразовании переход деформации заготовки в режим ползучести позволяет получить требуемую форму детали за одну технологическую операцию, при которой совмещаются процессы отверждения клеевого связующего и формообразования деталей из алюмокомпозитов. При этом давление равномерно распределено по контуру заготовки и плавно вдавливают ее в технологическую матрицу при отсутствии зон локальных концентраций в материале. Автоклавное формообразование обеспечивает снижение внутренних напряжений в детали, поэтому применяется для изготовления из алюмокомпозитов особо ответственных деталей, таких как элементы обшивки фюзеляжа и панелей крыла.

Использование базовых принципов чередования слоев металла и композита и определение их количества в пакете при конструировании детали с учетом расчетных характеристик позволяют разработать технологическую схему изготовления сложноконтурных деталей (например, деталь с двойной кривизной – капот мотогондолы двигателя вертолета и др.) [22]. Изготовление таких деталей традиционным способом из металлических материалов является многостадийным, трудоемким процессом. Применение алюмокомпозитов позволяет упростить технологию получения сложноконтурных деталей при автоклавном формообразовании.

Руководствуясь этими же принципами, можно применять алюмокомпозиты для получения деталей сложной формы, которые в настоящее время изготавливают из массивных полуфабрикатов с помощью механической обработки резанием, что существенно снижает коэффициент использования материала.

Цель данной работы – исследование возможности изготовления прототипов нижней обшивки панели крыла самолета Ил-114 (далее – панель) и капота мотогондолы двигателя вертолета Ка-226 (далее – капот) с использованием алюмокомпозита СИАЛ на основе тонких листов из алюминий-литиевого сплава 1441-T11 и композита.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 6.2. «Слоистые трещиностойкие, высокопрочные металлополимерные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [23–33].

Материалы и методы

Для изготовления панели и капота использовали следующие основные материалы: – металлические слои в структуре алюмокомпозита – листы из сплава 1441-T11 толщиной 0,35 и 1,0 мм с нормальной твердой регламентированной плакировкой для панели и толщиной от 0,35 до 0,4 мм с нормальной плакировкой для капота;

– стеклопластики – клеевые препреги марок КМКС-2м.120.Т64.55 и КМКС-2м.120.Т60.37 для панели и КМКС-2мР.120 для капота.

Для компьютерного моделирования 3D-модели капота использовали специализированный программный комплекс.

Формование панели и капота, а также образцов для комплексного исследования проводили в автоклаве, обеспечивающем отклонение температурного поля не более ± 3 °С и давления не более $\pm 1,5$ %.

Механические свойства при растяжении определяли на образцах, вырезанных из разных зон в продольном и поперечном направлениях, по ГОСТ 1497–84.

Испытания на малоцикловую усталость проводили по ГОСТ 25.502–79 при напряжении $\sigma_{\max} = 157$ МПа, частоте $f = 5$ Гц, коэффициенте асимметрии $R = 0,1$ и концентраторе напряжений $K_t = 98$ МПа; испытания на скорость роста трещины усталости – по ОСТ 1 92127–90.

Структуру образцов исследовали методом просвечивающей микроскопии по ММ 1.595-17-351. Дефектность структуры контролировали акустическим импедансным методом с помощью прибора ИД-91М.

Результаты и обсуждение

В настоящее время нижняя обшивка панели крыла изготавливается фрезерованием из плиты алюминиевого сплава 1163-Т толщиной 15 мм. Масса заготовки составляет ~250 кг. После обработки в соответствии с требованиями чертежа (толщина детали от 2,3 до 13,0 мм) масса одной панели достигает ~67 кг, следовательно, коэффициент использования материала составляет ~28 %.

Для обеспечения требуемых свойств панели из алюмостеклопластика с учетом условий ее эксплуатации необходим правильный выбор количества и последовательности расположения слоев металла и стеклопластика. Сборку заготовки панели следует проводить на специально подготовленной технологической матрице. Последовательность операций при изготовлении панели состоит из следующих этапов:

- компьютерное моделирование эскиза панели с учетом технологических отверстий;
- проектирование и изготовление технологической матрицы;
- разработка схем выкладки, выбор режима автоклавного формообразования панели;
- сборка заготовки панели методом ручной выкладки;
- автоклавное формообразование по выбранному режиму (давление, температура, выдержка);
- определение механических свойств, исследование структуры.

Поскольку панель состоит из повторяющихся одинаковых фрагментов, для изготовления выбран только один фрагмент длиной 2000 мм.

По результатам моделирования с учетом технологических отверстий спроектирована и изготовлена технологическая матрица для выкладки и автоклавного формообразования панели.

На следующем этапе разработана схема выкладки металлических листов из сплава 1441 в состоянии Т11 (закалка и искусственное старение) толщиной 0,35 и 1,0 мм и слоев клеевых препрегов марок КМКС-2м.120.Т64.55 и КМКС-2м.120.Т60.37. Для внешних слоев панели использовали листы из сплава 1441-Т11 толщиной 1,0 мм с твердой регламентированной (РД) плакировкой, для внутренних слоев – листы толщиной 0,35 мм с нормальной (А) плакировкой. Регулируя количество слоев металла и стеклопластика, а также количество и направленность монослоев препрега в стеклопластике, можно получить необходимые уровни свойств и толщину элементов детали.

При формировании структуры алюмостеклопластиков наиболее часто применяют схемы равнопрочного и однонаправленного армирования, для реализации которых используют перекрестную и параллельную ориентации клеевого препрега. Возможно и

смешанное конструирование алюмостеклопластиков, выбор зависит от геометрических характеристик детали и условий ее работы. На внешних поверхностях структуры материалов типа СИАЛ использованы листы большей толщины, в данном случае 1,0 мм. Такая структура обеспечивает возможность постановки крепежа, включая заклепки с потайной головкой.

Панели собирали по разработанной схеме методом ручной выкладки. Листы из сплава 1441-T11 разрезали на заготовки с применением кривошипных ножниц с наклонным ножом с последующей зачисткой кромок. После обезжиривания заготовки анодировали в растворе хромового ангидрида и покрывали адгезионным грунтом ЭП-0234. При вырезке листовых заготовок учитывали расположение технологических отверстий в соответствии с чертежом панели. Потери в металлических листах за счет обрезки и технологических отверстий составляют ~5 %. Препрег раскраивали с припуском 5–10 мм по отношению к листовой заготовке. Технологическую матрицу, на которой осуществляли сборку пакета, перед выкладкой обезжиривали. На нижний металлический слой накладывали первый монослой препрега, затем последующий монослой в выбранном направлении. Далее выкладывали последующие слои металла и стеклопластика в соответствии со схемой выкладки. При сборке пакета последний верхний слой всегда должен быть металлическим. После сборки пакет поместили в вакуумный мешок для последующего формообразования в автоклаве. Режим формообразования: температура нагрева 172 ± 3 °С, выдержка 3 ч, давление от 0,6 до 0,8 МПа.

После охлаждения панель вынимали из пакета, обрабатывали по кромкам фрезерованием в соответствии с чертежом с последующим нанесением лакокрасочного покрытия (грунтовка + эмаль) (рис. 1).



Рис. 1. Формообразованный фрагмент нижней обшивки панели крыла из металлополимерного композиционного материала

Для оценки свойств панели образцы изготавливали методом автоклавного формообразования с различными схемами выкладки. В таблице приведены сравнительные характеристики традиционного алюминиевого среднечугунного сплава марки 1163-Т и материалов типа СИАЛ с различными схемами выкладки.

Алюмостеклопластик с равнопрочной и однонаправленной (в продольном направлении) структурами имеет преимущество по прочности по сравнению со сплавом 1163-Т. Алюмостеклопластик также обеспечивает повышенные уровни сопротивления усталости, трещиностойкости и весовой эффективности конструкции.

В частности, исследование скорости роста трещины усталости алюмостеклопластиков на стандартных образцах (рис. 2) показало значительные преимущества слоистого материала по сравнению с традиционными монолитными металлическими листами. Развитие трещины фиксировали в поверхностных алюминий-литиевых листах, образующих внешние слои алюмостеклопластика. Трещины у надреза появились практически одновременно в четырех точках на концах надреза на двух противоположных поверхностях образца. Трещина развивалась симметрично относительно оси отверстия надреза.

Дальнейшее развитие трещины происходило по толщинам внешних листов с последовательным разрушением промежуточных листов при торможении разрушений в зонах прослоек стеклопластика.

**Механические и усталостные характеристики алюмостеклопластика СИАЛ
с различными схемами выкладки и сплава 1163-Т**

Свойства	Направление выкладки*	Значения свойств для материала		
		сплав 1163-Т	СИАЛ со структурой	
			равнопрочной (близкой к изотропной)	однонаправленной (анизотропной)
Предел прочности при растяжении σ_b , МПа	Д	420	600–650	900–1100
	П			250–300
Предел текучести при растяжении $\sigma_{0,2}$, МПа	Д	375	300–350	350–400
	П			250–300
Модуль упругости при растяжении E , ГПа	Д	71	64–66	69–70
	П			57–58
Плотность d , кг/м ³	П, Д	2780	2350–2400	
Скорость роста трещины усталости, мм/цикл (среднее значение)	ДП	0,6–2,5	0,04–0,05	
Малоцикловая усталость при осевой нагрузке N , кцикл (среднее значение)	Д	110	150–250	

*Д – продольное, П – поперечное.

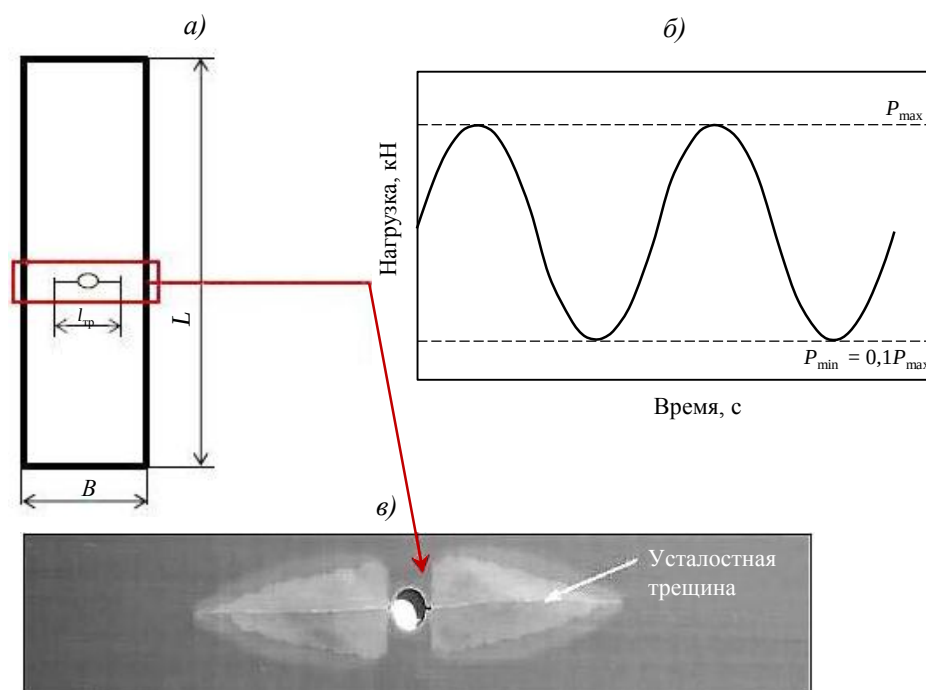


Рис. 2. Испытания для определения скорости роста трещины усталости на образцах из алюмостеклопластика: *a* – образец для испытаний; *б* – диаграмма нагружения; *в* – вид расслоений в прослойках стеклопластика в зоне концентратора напряжений после удаления внешних металлических листов

Наблюдали расслоение материала вдоль поверхностей соединения металлических листов со стеклопластиком и значительное отклонение направления роста трещины во внутренних слоях стеклопластика. Выступающие над поверхностью магистральной трещины и вытянутые из матрицы упрочняющие волокна являлись характерным признаком торможения роста трещины. Кроме того, торможение происходило за счет появления продольных по направлению, перпендикулярному трещине, расслоений. Материал расслаивался вдоль поверхности границы раздела металлических листов со стеклопластиком, а также среди продольных и поперечных волокон в стеклопластике.

Таким образом, скорость роста трещины усталости в алюмостеклопластиках меньше, чем в монолитных листах из алюминиевых сплавов. Высокий уровень сопротивления развитию трещины усталости обеспечивается чередованием металлических слоев и прослоек стеклопластика на основе клеевых препрегов, армированных стекловолокном.

Процесс изготовления прототипа капота двигателя вертолета, как и панели крыла самолета, включает: моделирование эскиза капота и технологической матрицы, обеспечивающей двойную кривизну обшивки; выбор схемы выкладки заготовок клеевого препрега и листов алюминиевого сплава, режима автоклавного формообразования; непосредственно ручную выкладку и формообразование в автоклаве. Обшивка капота представляет собой трехслойную композицию из двух внешних монолитных слоев из алюминий-литиевого сплава 1441-T11 и одной прослойки стеклопластика, состоящей из трех монослоев клеевого препрега КМКС-2мР.120, выложенных в направлении (0/90/0). Для соединения элементов проема с обшивкой капота использовали метод сращивания с помощью семислойной композиции, состоящей из четырех металлических листов и трех прослоек стеклопластика, каждая из которых сформирована аналогично прослойке в обшивке капота. В качестве ребер жесткости внутреннего набора использовали гнутые профили из тонкого листа алюминиевого сплава 1441-T11, которые укладывали в соответствии с чертежом детали и крепили к обшивке с помощью клеевого препрега. Сборку проводили на плите технологической матрицы. Затем плиту помещали в автоклав для формообразования по выбранному режиму. Изготовленный прототип капота двигателя вертолета представлен на рис. 3.



Рис. 3. Прототип капота двигателя вертолета [22]

На образцах-свидетелях определены механические свойства при растяжении в продольном направлении: предел прочности $\sigma_b = 750\text{--}800$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 340\text{--}350$ МПа, относительное удлинение $\delta_5 = 4,0\text{--}4,3$ %. Плотность материала составила $2,32\text{--}2,34$ г/см³, что в ~ 2 раза меньше, чем плотность листов титанового сплава

ОТ4, которые используются в настоящее время для изготовления капота мотогондолы двигателя вертолета. Визуальный осмотр, структурные исследования и ультразвуковой контроль не выявили дефектов в готовом капоте.

Заключения

Алюмостеклопластики имеют существенные преимущества по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами и могут применяться для изготовления авиационных деталей ответственного назначения.

Автоклавное формообразование позволяет получить криволинейные изделия сложной конфигурации из алюмостеклопластиков с минимальными затратами на последующую механическую обработку, что сокращает производственный цикл изготовления, существенно повышает коэффициент использования материала и улучшает качество деталей по сравнению с традиционным методом формообразования.

Технологические нагревы в процессе автоклавного формообразования позволяют совмещать стадии отверждения клеевого связующего и непосредственно деформации, что также снижает временные и экономические затраты, тем самым сокращая себестоимость продукции.

В промышленных условиях получены прототипы деталей из алюмостеклопластика типа СИАЛ, в частности фрагмент нижней обшивки панели крыла самолета и капот двигателя вертолета.

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

Список источников

1. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н., Нефедова Ю.Н. Перспективы применения в авиационных конструкциях слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 45–53. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-45-53.
2. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Гирш Р.И., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н. 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.
3. Зиченков М.Ч., Шаныгин А.Н. Гибридные авиаконструкции нового поколения для перспективных гражданских самолетов // Полет. Общероссийский научно-технический журнал. 2018. № 11. С. 106–114.
4. Дементьева Л.А., Сереженков А.А., Лукина Н.Ф., Куцевич К.Е. Клеевые препреги и слоистые материалы на их основе // Авиационные материалы и технологии. 2013. № 2. С. 19–21.
5. Фридляндер И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 7. С. 24–29.
6. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Аниховская Л.И., Сидельников В.В., Дементьева Л.А. Слоистые металлополимерные композиты // Машиностроение: энциклопедия в 40 т. М.: Машиностроение, 2001. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / под общ. ред. И.Н. Фридляндера и др. С. 818–832.
7. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Аниховская Л.И. и др. Клеевые металлические и слоистые металлополимерные композиты // Машиностроение: энциклопедия в 40 т. М.: Машиностроение, 2001. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / под общ. ред. И.Н. Фридляндера и др. С. 814–818.
8. Roebroeks G. GLARE features. Fibre Metal Laminates. Dordrecht: Springer, 2001. P. 23–37.
9. Beumler Th. Flying GLARE: PhD Thesis. Delft: Delft University of Technology, 2004. 460 p.

10. Vlot A. GLARE history of development of a new aircraft material. Kluwer Academic Publishers, 2001. P. 222.
11. Bucci R.J., Kulak M., Heinemann M.B. et al. Large Panel Validation of Advanced Metallic and Hybrid Structural Concepts for Next-Gen Transport Aircraft. AeroMat 2007. USA: Baltimore, 2007. URL: <https://asm.confex.com/> (дата обращения: 08.09.2023).
12. Gunnink J.W., Vlot A., De Vries T.J., Van Der Hoeven W. GLARE technology development 1997–2000 // *Applied Composite Materials*. 2002. Vol. 9. Is. 4. P. 201–219.
13. Gisario A., Barletta M. Laser forming of glass laminate aluminium reinforced epoxy (GLARE): On the role of mechanical, physical and chemical interactions in the multi-layers material // *Optics and Lasers in Engineering*. 2018. Vol. 110. P. 364–376.
14. Qi C., Zhidong G., Zengshan L. et al. Experimental investigation on impact performances of GLARE laminates // *Chinese Journal of Aeronautics*. 2015. Vol. 28. Is. 6. P. 1784–1792.
15. Sang Y.P., Won J.C., Chi H.C., Heung S.C. Effect of drilling parameters on hole quality and delamination of hybrid GLARE laminate // *Composite Structures*. 2018. Vol. 185. P. 684–698.
16. Fredell R.S., Gunnink J.W., Bucci R.J., Hinrichsen J. «Care-free» hybrid wing structures for aging USAF transports // *First International Conference on Damage Tolerance of Aircraft Structures*. Delft: Delft University of Technology, 2007. URL: <https://www.researchgate.net> (дата обращения: 07.09.2023).
17. Лавров А.В., Ерасов В.С., Подживотов Н.Ю., Автаев В.В. Оптимизация структуры гибридных композиционных материалов авиационного назначения // *Труды ВИАМ*. 2016. № 11 (47). Ст. 7. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-7-7.
18. Антипов В.В., Зайцев М.Д., Родченко Т.С., Стойда Ю.М., Серебренникова Н.Ю., Сидельников В.В. Исследование долговечности конструктивно-подобного образца панели фюзеляжа с обшивкой из алюмостеклопластика СИАЛ // *Деформация и разрушение материалов*. 2021. № 3. С. 18–24.
19. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Лашов О.А., Подживотов Н.Ю., Качан Д.В. Расчет напряжений в слоистом материале // *Труды ВИАМ*. 2018. № 10 (70). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-93-106.
20. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Подживотов Н.Ю. Выбор схемы расположения высокомодульных слоев в многослойной гибридной пластине для ее наибольшего сопротивления потере устойчивости // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S4. С. 109–117. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-109-117.
21. Пекарш А.И., Олейников А.И., Бакаев В.В., Сарыков С.Э., Долгополик О.Д. Подготовка производства сложных деталей двойной знакопеременной кривизны методом конечно-элементного анализа геометрической модели с комплексной разработкой формообразующей оснастки, развертки детали и рекомендаций по технологическому процессу // *САПР и графика*. 2009. № 2. С. 88–96.
22. Антипов В.В., Самохвалов С.В., Сидельников В.В., Нефедова Ю.Н., Огурцов П.С., Соловьев В.А. Разработка и исследование огнестойкого алюмостеклопластика для капота двигателя вертолета // *Деформация и разрушение материалов*. 2022. № 5. С. 19–25.
23. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
24. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Оглодкова Ю.С., Оглодков М.С. Опыт и перспективы применения алюминий-литиевых сплавов в изделиях авиационной и космической техники // *Металлург*. 2021. № 1. С. 62–70.
25. Оглодкова Ю.С., Селиванов А.А., Лукина Е.А., Зайцев Д.В. Влияние температурно-временных параметров ступенчатого старения на структуру, фазовый состав, механические и коррозионные свойства листов из сплава 1441 // *Металлы*. 2020. № 6. С. 12–21.
26. Оглодков М.С., Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Пантелеев М.Д. Направления развития перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационно-космической техники (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 19–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-19-29.

27. Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Селиванов А.А. Применение методов математического моделирования при разработке режимов деформации алюминий-литиевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 8 (90). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.09.2023). DOI: 10.18577/2307-60246-2020-0-8-20-34.
28. Оглодков М.С., Романенко В.А., Кожекин А.Е. Направления развития технологий плавки и литья алюминий-литиевых сплавов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 08.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-51-62.
29. Фридляндер И.Н., Колобнев Н.И., Сандлер В.С. Алюминиево-литиевые сплавы // Машиностроение: энциклопедия в 40 т. М.: Машиностроение, 2001. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / под общ. ред. И.Н. Фридляндера и др. С. 156–185.
30. Smith A. Aluminium-lithium alloys in helicopter airframes // Aerospace materials. 2001. URL: <http://www.slideshare.net> (дата обращения: 08.09.2023).
31. Gudladt H.-J., Lendvai J., Schneider J. Precipitation strengthening and its influence in the mechanical behavior of cyclically deformed Al–Li alloys // Acta Metall. 1989. Vol. 37. No. 12. P. 3327–3333.
32. Григорьев М.В., Оглодков М.С. Влияние механической обработки на механические и усталостные свойства листов из алюминий-литиевых сплавов 1441 и В-1481 // Труды ВИАМ. 2018. № 4 (64). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-20-27.
33. Дуюнова В.А., Нечайкина Т.А., Оглодков М.С., Яковлев А.Л., Леонов А.А. Перспективные разработки в области легких материалов для современной авиакосмической техники // Технология легких сплавов. 2018. № 4. С. 28–43.

References

1. Antipov V.V., Serebrennikova N.Yu., Konovalov A.N., Nefedova Yu.N. Perspectives of application of fiber metal laminate materials based on aluminum alloys in aircraft design. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 45–53. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-45-53.
2. Kablov E.N., Antipov V.V., Girsh R.I., Serebrennikova N.Yu., Konovalov A.N. 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.
3. Zichenkov M.Ch., Shanygin A.N. New generation hybrid aircraft structures for advanced civil aircraft. *Polet*, 2018, no. 11, pp. 106–114.
4. Dementeva L.A., Serezhenkov A.A., Lukina N.F., Kucevich K.E. Adhesive prepregs and layered materials on their basis. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. 2, pp. 19–21.
5. Fridlyander I.N. Modern aluminum, magnesium alloys and composite materials based on them. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2002, no. 7, pp. 24–29.
6. Fridlyander I.N., Senatorova O.G., Anikhovskaya L.I., Sidelnikov V.V., Dementeva L.A. Layered metalpolymer composites. *Mechanical engineering: encyclopedia in 40 vol.* Moscow: Mashinostroyeniye, 2001, vol. II-3: Non-ferrous metals and alloys. Composite metal materials. Ed. I.N. Friedlander et al., pp. 818–832.
7. Fridlyander I.N., Senatorova O.G., Anikhovskaya L.I. et al. Glued metal and layered metalpolymer composites. *Mechanical engineering: encyclopedia in 40 vol.* Moscow: Mashinostroyeniye, 2001, vol. II-3: Non-ferrous metals and alloys. Composite metal materials. Ed. I.N. Friedlander et al., pp. 814–818.
8. Roebroeks G. *GLARE features. Fibre Metal Laminates*. Dordrecht: Springer, 2001, pp. 23–37.
9. Beumler Th. *Flying GLARE*: PhD Thesis. Delft: Delft University of Technology, 2004, 460 p.
10. Vlot A. *GLARE history of development of a new aircraft material*. Kluwer Academic Publishers, 2001, p. 222.
11. Bucci R.J., Kulak M., Heinemann M.B. et al. Large Panel Validation of Advanced Metallic and Hybrid Structural Concepts for Next-Gen Transport Aircraft. *AeroMat 2007*. Baltimore, 2007. Available at: <https://asm.confex.com/> (accessed: September 08, 2023).

12. Gunnink J.W., Vlot A., De Vries T.J., Van Der Hoeven W. GLARE technology development 1997–2000. *Applied Composite Materials*, 2002, vol. 9, is. 4, pp. 201–219.
13. Gisario A., Barletta M. Laser forming of glass laminate aluminium reinforced epoxy (GLARE): On the role of mechanical, physical and chemical interactions in the multi-layers material. *Optics and Lasers in Engineering*, 2018, vol. 110, pp. 364–376.
14. Qi C., Zhidong G., Zengshan L. et al. Experimental investigation on impact performances of GLARE laminates. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2015, vol. 28, is. 6, pp. 1784–1792.
15. Sang Y.P., Won J.C., Chi H.C., Heung S.C. Effect of drilling parameters on hole quality and delamination of hybrid GLARE laminate. *Composite Structures*, 2018, vol. 185, pp. 684–698.
16. Fredell R.S., Gunnink J.W., Bucci R.J., Hinrichsen J. «Care-free» hybrid wing structures for aging USAF transports. *First International Conference on Damage Tolerance of Aircraft Structures*. Delft: Delft University of Technology, 2007. Available at: <https://www.researchgate.net> (accessed: September 07, 2023).
17. Lavrov A.V., Erasov V.S., Podzhivotov N.Yu., Avtaev V.V. Optimization of structure of hybrid composition materials for aircraft. *Trudy VIAM*, 2016, no. 11 (47), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 07, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-7-7.
18. Antipov V.V., Zaitsev M.D., Rodchenko T.S., Stoyda Yu.M., Serebrennikova N.Yu., Sidelnikov V.V. Study of the durability of a structurally similar sample of a fuselage panel with SIAL aluminum fiberglass skin. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2021, no. 3, pp. 18–24.
19. Oreshko E.I., Erasov V.S., Lashov O.A., Podzhivotov N.Yu., Kachan D.V. Calculation of tension in a layered material. *Trudy VIAM*, 2018, no. 10 (70), paper no. 11. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: September 08, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-93-106.
20. Oreshko E.I., Erasov V.S., Podzhivotov N.Yu. Arrangement of high-modular layers in a multilayer hybrid plate for its greatest resistance to stability loss. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S4, pp. 109–117. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S4-109-117.
21. Pekarsh A.I., Oleynikov A.I., Bakaev V.V., Sarykov S.E., Dolgopolik O.D. Preparation for the production of complex parts of double alternating curvature using the method of finite element analysis of the geometric model with the integrated development of forming equipment, part development and recommendations for the technological process. *SAPR i grafika*, 2009, no. 2, pp. 88–96.
22. Antipov V.V., Samokhvalov S.V., Sidelnikov V.V., Nefedova Yu.N., Ogurtsov P.S., Soloviev V.A. Development and research of fire-resistant aluminum fiberglass for a helicopter engine cowling. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2022, no. 5, pp. 19–25.
23. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
24. Kablov E.N., Antipov V.V., Oglodkova Yu.S., Oglodkov M.S. Experience and prospects for the use of aluminum-lithium alloys in aviation and space technology products. *Metallurg*, 2021, no. 1, pp. 62–70.
25. Oglodkova Yu.S., Selivanov A.A., Lukina E.A., Zaitsev D.V. The influence of temperature-time parameters of stepwise aging on the structure, phase composition, mechanical and corrosion properties of sheets made of alloy 1441. *Metally*, 2020 no. 6, pp. 12–21.
26. Оглодков М.С., Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Пантелеев М.Д. Направления развития перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационно-космической техники (обзор). *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 19–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-19-29.
27. Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Селиванов А.А. Применение методов математического моделирования при разработке режимов деформации алюминий-литиевых сплавов (обзор). *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.09.2023). DOI: 10.18577/2307-60246-2020-0-8-20-34.

28. Oglodkov M.S., Shchetinina N.D., Rudchenko A.S., Panteleev M.D. Directions of the development of promising aluminum-lithium alloys for aero-space engineering (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 19–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-19-29.
29. Fridlyander I.N., Kolobnev N.I., Sandler V.S. Aluminum-lithium alloys. *Mechanical engineering: encyclopedia in 40 vols.* Moscow: Mashinostroyenie, 2001, vol. II-3: Non-ferrous metals and alloys. Composite metal materials. Ed. I.N. Fridlander et al., pp. 156–185.
30. Smith A. Aluminium-lithium alloys in helicopter airframes. *Aerospace materials*, 2001. Available at: <http://www.slideshare.net> (accessed: September 08, 2023).
31. Gudladt H.-J., Lendvai J., Schneider J. Precipitation strengthening and its influence in the mechanical behavior of cyclically deformed Al–Li alloys. *Acta Metall*, 1989, vol. 37, no. 12, pp. 3327–3333.
32. Grigorev M.V., Oglodkov M.S. Influence of machining on mechanical and fatigue properties of sheets from aluminum-lithium alloys 1441 and V-1481. *Trudy VIAM*, 2018, no. 4 (64), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 07, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-20-27.
33. Duyunova V.A., Nechaikina T.A., Oglodkov M.S., Yakovlev A.L., Leonov A.A. Promising developments in the field of light materials for modern aerospace technology. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2018, no. 4, pp. 28–43.

Информация об авторах

Антипов Владислав Валерьевич, заместитель генерального директора по науке, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

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

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

Information about the authors

Vladislav V. Antipov, Deputy General Director for Science, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Yulia N. Nefedova, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 27.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.10.2023.

The article was submitted 27.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 30.10.2023.

Научная статья

УДК 621.924.93

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-74-86

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОВОЛОЧНО-ВЫРЕЗНОЙ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

К.И. Донецкий¹, Т.Р. Абляз², Е.В. Плотников², Е.С. Шлыков²,
А.А. Каменских², И.В. Осинников², И.А. Пантелеев³, В.А. Мубассарова³

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

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», Пермь, Россия; kanc@pstu.ru

³Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук, Пермь, Россия; adm@icmm.ru

Аннотация. Современные полимерные композиционные материалы способны обеспечить соответствие повышенным требованиям к упруго-прочностным характеристикам и эксплуатационной стабильности. Лезвийная обработка данных материалов связана с рядом технологических трудностей. Актуальной задачей является исследование процесса проволочно-вырезной электроэрозионной обработки полимерных композиционных материалов. Проведен полный факторный эксперимент. Получена теоретическая модель, позволяющая рассчитать значение коррекции движения инструмента при написании управляющей программы. Показана однородность структуры углепластика марки ВКУ-29.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, углепластик, проволочно-вырезная электроэрозионная обработка, межэлектродный зазор, томографическая съемка, факторный эксперимент

Для цитирования: Донецкий К.И., Абляз Т.Р., Плотников Е.В., Шлыков Е.С., Каменских А.А., Осинников И.В., Пантелеев И.А., Мубассарова В.А. Исследование процесса проволочно-вырезной электроэрозионной обработки полимерного композиционного материала // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-74-86.

Scientific article

PROCESS RESEARCH OF WIRE-CUT ELECTRICAL DISCHARGE MACHINING OF POLYMERIC COMPOSITE MATERIALS

K.I. Donetskii¹, T.R. Ablyaz², E.V. Plotnikov², E.S. Shlykov²,
A.A. Kamenskih², I.V. Osinnikov², I.A. Panteleev³, V.A. Mubassarova³

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

²Federal Autonomous Educational Institution of Higher Education «Perm National Research Polytechnic University», Perm, Russia; kanc@pstu.ru

³Institute of Continuous Media Mechanics Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Perm, Russia; adm@icmm.ru

Abstract. The modern polymer composite materials of the new generation are capable of meeting increased requirements for elastic-strength characteristics and their operational stability, which are necessary to ensure the operability of structures. Blade processing this materials is associated with a number of technological difficulties. An urgent task is the development of technology for wire-cut electrical discharge machining of polymer composite materials. A full factorial experiment was conducted. A theoretical model has been obtained that allows one to calculate the tool correction value when writing a control program for processing a part. A study of the 3D structure of the carbon composite material VKU-29 was carried out. It is shown that the structure of the composite is homogeneous.

Keywords: polymer composite materials, carbon fiber polymer, wire-cut electrical discharge machining, interelectrode gap, tomographic scanning, factorial experiment

For citation: Donetskiy K.I., Ablyaz T.R., Plotnikov E.V., Shlykov E.S., Kamenskih A.A., Osinnikov I.V., Panteleev I.A., Mubassarova V.A. Process research of wire-cut electrical discharge machining of polymeric composite materials. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-74-86.

Введение

В настоящее время наблюдается тенденция замещения металлических деталей машин на изделия из современных композиционных материалов. Развитие химических технологий в области синтеза позволяет получать полимерные композиционные материалы (ПКМ), обладающие высоким уровнем физико-механических свойств, что определяет экономическую эффективность их применения при создании изделий ответственного назначения.

Механические свойства ПКМ, такие как прочность, жесткость и деформируемость, во многом определяет наполнитель. Наиболее распространены наполнители в виде волокон или тканей, плетеные или 3D-армированные. Представлены на рынке и получили широкое распространение у разработчиков и изготовителей изделий из ПКМ ткани, однонаправленные ленты и ровинги (углеродные, стеклянные, базальтовые и органические) [1–7].

Монолитность материала, передачу напряжения в наполнителе и стойкость к различным внешним воздействиям обеспечивает матрица (связующее). Современные российские ПКМ созданы с использованием новых связующих, обладающих различными теплостойкостью и прочностью. Благодаря этому ПКМ могут соответствовать повышенным требованиям к упруго-прочностным характеристикам и эксплуатационной стабильности, которые необходимы для обеспечения работоспособности конструкций. Широкая вариативность требует отдельного подхода при выборе как технологий изготовления и обработки ПКМ, так и инструментария и методов контроля качества изготовленных из них изделий [8, 9].

Ярким примером реализации такого подхода может быть мотогондола двигателя ПД-14 для самолета МС-21, выполненная из материалов на основе углепластиков ВКУ-25, ВКУ-29, ВКУ-39, стеклопластика ВПС-48/7781 и др. разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Данные материалы прошли квалификационные испытания и применяются для изготовления современных изделий российской авиационной промышленности, налажено их производство [10, 11].

Для производства полноценных изделий из ПКМ требуется их дальнейшая обработка. Одним из сдерживающих факторов применения ПКМ является ограниченность технологических возможностей при обработке изготовленных изделий из-за специфических свойств пластиков [12, 13].

Часто в процессе механической обработки материала происходят расслоение пластика и скол связующего из-за недостаточного охлаждения и, соответственно, повышенной температуры зоны реза, при этом открывается доступ к текстильному

наполнителю. В итоге это приводит к образованию локального дефекта, а в дальнейшем – к снижению уровня эксплуатационных свойств изделия. Для получения перфорированных отверстий, глухих пазов и других конструктивных элементов часто используют механическую обработку. Несмотря на широкое распространение, лезвийная обработка изделий из ПКМ характеризуется рядом технологических сложностей: высокий износ инструмента, образование сколов и трещин в изделии. Кроме того, процесс сопровождается возникновением мелкодисперсной пыли, что является неблагоприятным фактором как для оператора, так и для технологического оборудования. Значения ширины реза не позволяют изготавливать и в дальнейшем обрабатывать изделия, имеющие небольшие габариты.

Наименьшую ширину реза можно обеспечить при использовании проволочно-вырезной электроэрозионной обработки (ПВЭЭО) [14–16]. С помощью данной технологии можно обрабатывать криволинейные профили с заданной точностью и изделия из ПКМ, имеющие малые габариты. Для осуществления ПВЭЭО необходимо создать высокую концентрацию энергии в зоне разряда. Пробой межэлектродного промежутка представляет собой плазменный канал, увеличивающийся со временем из-за высокого внутреннего давления [17].

Процесс образования пробоя зависит от множества факторов: свойств и степени загрязнения рабочей жидкости продуктами эрозии, материала электродов и др. После прохождения импульса тока напряжение между электродами отсутствует, происходит деионизация рабочей жидкости, т. е. нейтрализация заряженных частиц. Пространство между электродами подготавливается для нового прохождения очередного заряда. Вновь приложенное к электродам напряжение создает предпосылку к образованию следующего разряда электрического импульса, т. е. повторяется процесс образования стримера. Совокупность электрических разрядов, проходящих от электрода-детали к электроду-инструменту с определенной частотой следования, реализует процесс ПВЭЭО. Количества выделяемой тепловой энергии и снимаемого с поверхностей электродов материала неодинаковы. Данное неравновесие зависит от теплофизических свойств материалов электродов, параметров рабочих импульсов и полярности рабочих импульсов [18–23]. Варьируя этими факторами, можно увеличить или уменьшить эрозию электродов. Осуществление разряда регламентируется приложенным к электродам напряжением, временем формирования импульса, состоянием рабочей жидкости и величиной межэлектродного зазора.

В работах [21–23] исследованы возможности электроэрозионной обработки ПКМ. Установлено, что токопроводимость ПКМ ограничена из-за наличия связующего. Часто в роли связующего выступает эпоксидная смола, которая в процессе обработки разрушается на кромках отверстий за счет скалывания, высоких температур и неэффективного охлаждения поверхности [24].

В работах [25–28] изучена обработка материалов, обладающих низкой токопроводностью, методом ПВЭЭО. Установлено, что качество и точность создаваемых отверстий в материале, обладающем низкой токопроводностью, можно регулировать за счет наложения токопроводящего слоя-маски (рис. 1).

Одним из факторов, влияющих на точность обработки ПКМ данным методом, является величина межэлектродного зазора. Погрешность межэлектродного зазора зависит от неоднородностей структур электрода-инструмента и обрабатываемой заготовки, а также свойств рабочей жидкости.

Количество удаляемого с заготовки металла и размеры электроэрозионных лунок зависят от таких факторов, как свойства рабочей жидкости, физико-механические свойства ПКМ и параметры обработки. Соответственно, при обработке ПКМ на

поверхности заготовки образуются лунки различных размеров. Данный фактор существенно усложняет прогнозирование значения межэлектродного зазора и соблюдение точности ПВЭЭО [29]. На рис. 2 показано, что на точность обработки влияет совокупность различных факторов.

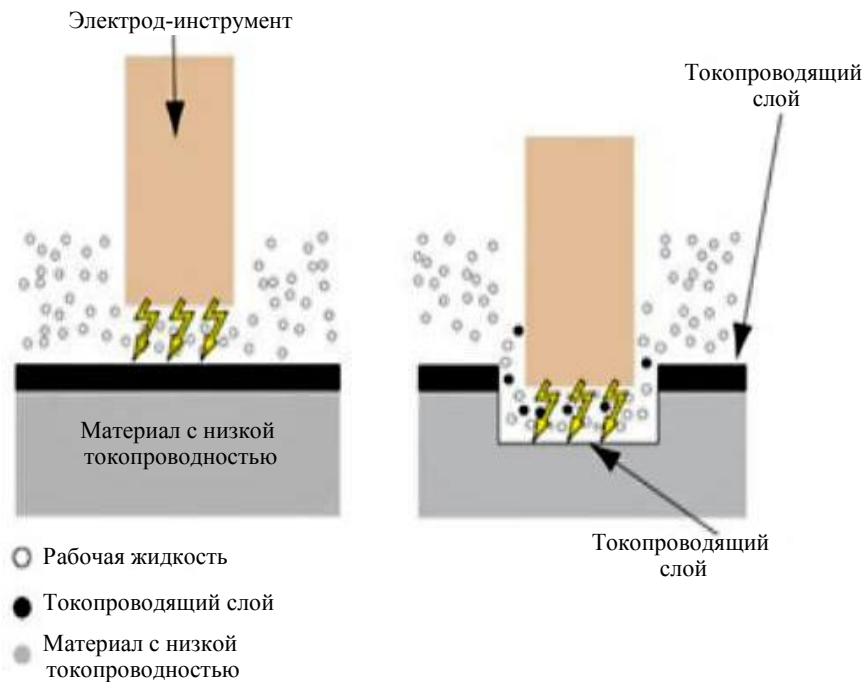


Рис. 1. Наложение токопроводящего слоя на материал с низкой токопроводностью

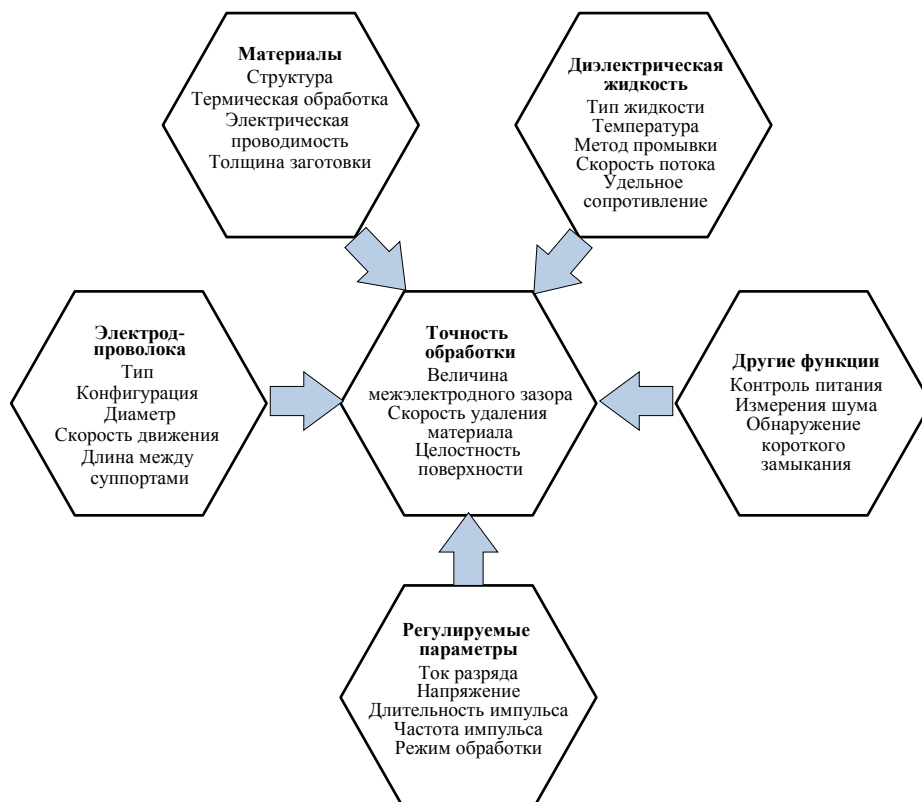


Рис. 2. Факторы, влияющие на точность проволочно-вырезной электроэрозионной обработки

В настоящее время существует потребность в разработке теоретических моделей, которые позволяют находить параметры ПВЭЭО полимерных композитов, обеспечивающие необходимую точность [30, 31].

Актуальной задачей является получение теоретической и эмпирической зависимостей точности ПВЭЭО поверхностей сложнопрофильных изделий, выполненных из ПКМ, от параметров электроэрозионной обработки, физико-механических свойств материала и толщины заготовки.

В данной работе представлены исследования, направленные на изучение ПВЭЭО углепластика марки ВКУ-29 разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

Проведено факторное планирование эксперимента с целью получения зависимости величины межэлектродного зазора от режимов ПВЭЭО. Технология ПВЭЭО относится к бесконтактным методам резки. Следовательно, при расчете ширины реза следует учитывать размер электрода-инструмента ($2R$), величину межэлектродного зазора S и вносить корректировки в управляющую рабочую программу (рис. 3). Правильная коррекция позволит обеспечить необходимую точность обработки.

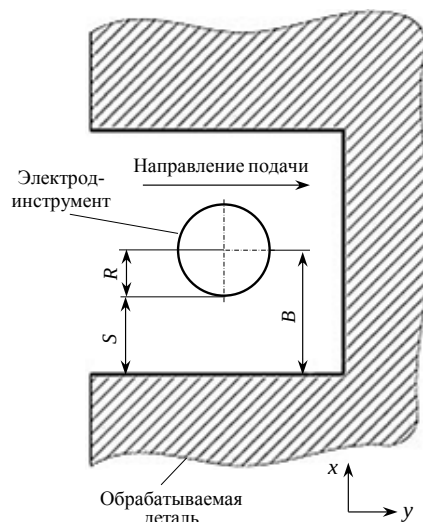


Рис. 3. Формирование величины коррекции B в плоскости обработки XY : R – радиус электрода-инструмента, м; S – межэлектродный зазор, м; B – коррекция, м

В качестве обрабатываемого материала выбрана пластина из углепластика толщиной 2 мм, токопроводящего слоя – титановая пластина толщиной 1 мм.

Эксперименты проводили на проволочно-вырезном электроэрозионном станке, в качестве рабочей жидкости использовали дистиллированную воду. Обработку проводили при постоянной скорости смотки проволоки 1 м/мин.

Ширину реза измеряли на световом микроскопе при увеличении $\times 100$.

Для изучения внутренней структуры и влияния оригинального алгоритма электроэрозионной обработки тканого композиционного материала ВКУ-29 проведена томографическая съемка полученного образца на микротомографе, расположенном в Институте механики сплошных сред УрО РАН. Съемку осуществляли при следующих параметрах: напряжение на рентгеновской трубке 58 кВ, сила тока 92 мкА, разрешение (размер ребра вокселя) 3 мкм, время экспозиции 900 мс, шаг вращения образца 0,1 градуса со съемкой на 360 градусов с усреднением по трем кадрам. Продолжительность съемки составила 5 ч 12 мин.

Полученный стек из 3600 теневых проекций реконструирован в набор двумерных поперечных сечений с применением методик компенсации ошибки в определении положения образца, вызванной, как правило, дрейфом эмиттера источника рентгеновского излучения, тепловым расширением объекта съемки внутри или случайными механическими вибрациями [32].

Последующая обработка набора двумерных поперечных сечений в программном обеспечении СТАп включала анализ тканой структуры образца и выявление возможных дефектов.

Полученный стек рентгеноплотностных срезов использован для стереологических реконструкций и визуализации трехмерных моделей тканой структуры образца.

Экспериментальные исследования влияния режимов электроэрозионной обработки на величину межэлектродного зазора осуществляли по методу полного факторного эксперимента. Для проведения эксперимента поставлено 15 опытов, которые проводили в зависимости от выбранных режимов обработки согласно составленной матрице планирования.

Во время планирования эксперимента значения всех параметров кодировали линейным преобразованием координат факторного пространства. Проведена стыковка начала координат и нулевой точки, выбраны масштабы по осям соответственно единицам интервалов факторов варьирования.

В качестве входных факторов выбраны: U – напряжение, В; T_{on} и T_{off} – время включения и выключения импульса, мкс.

Кодировка входных параметров представлена в табл. 1. Значение ширины электроэрозионного реза является выходным параметром и представляет собой совокупность диаметра электрода-инструмента и величины бокового зазора.

Таблица 1

Кодировка параметров

Факторы	Уровень			«Звездное» плечо	
	нижний	верхний	средний	нижнее	верхнее
Напряжение U , В	50	100	75	40	110
Время включения импульса T_{on} , мкс	5	15	10	2	20
Время выключения импульса T_{off} , мкс	10	50	30	5	60

Для достоверности каждый эксперимент проводили в трехкратной повторности. Составлена матрица планирования эксперимента с учетом «звездного» плеча (табл. 2).

Таблица 2

Матрица планирования эксперимента

$X_1 (U, \text{В})$	$X_2 (T_{\text{on}}, \text{мкс})$	$X_3 (T_{\text{off}}, \text{мкс})$	$X_1 X_2$	$X_1 X_3$	$X_2 X_3$	X'_4	X'_5	X'_6
–1	–1	–1	+1	+1	+1	0,27	0,27	0,27
+1	–1	–1	–1	–1	+1	0,27	0,27	0,27
–1	+1	–1	–1	+1	–1	0,27	0,27	0,27
+1	+1	–1	+1	–1	–1	0,27	0,27	0,27
–1	–1	+1	+1	–1	–1	0,27	0,27	0,27
+1	–1	+1	–1	+1	–1	0,27	0,27	0,27
–1	+1	+1	–1	–1	+1	0,27	0,27	0,27
+1	+1	+1	+1	+1	+1	0,27	0,27	0,27
–1,215	0	0	0	0	0	0,746	–0,73	–0,73
+1,215	0	0	0	0	0	0,746	–0,73	–0,73
0	–1,215	0	0	0	0	–0,73	0,746	–0,73
0	+1,215	0	0	0	0	–0,73	0,746	–0,73
0	0	–1,215	0	0	0	–0,73	–0,73	0,746
0	0	+1,215	0	0	0	–0,73	–0,73	0,746
0	0	0	0	0	0	–0,73	–0,73	–0,73

Значимость коэффициентов оценивали по критерию Стьюдента. Адекватность модели проверяли по критерию Фишера.

Результаты и обсуждение

Согласно проведенному полному факторному эксперименту и сопутствующему регрессионному анализу, получена регрессионная зависимость, с помощью которой можно рассчитать величину межэлектродного зазора:

$$Y = 0,03 + 0,0003U^2 - 0,003T_{\text{off}} - 0,003U + 0,0001T_{\text{on}}T_{\text{off}} - 0,0014T_{\text{on}} - 0,0003T_{\text{off}}^2 + 0,01T_{\text{off}}.$$

Анализ регрессионной зависимости, полученной для заготовки из конструкционного углепластика марки ВКУ-29, показал, что на значение ширины реза влияет совокупность всех входных факторов. Для наглядного изображения регрессионная зависимость представлена в виде гиперповерхности (рис. 4).

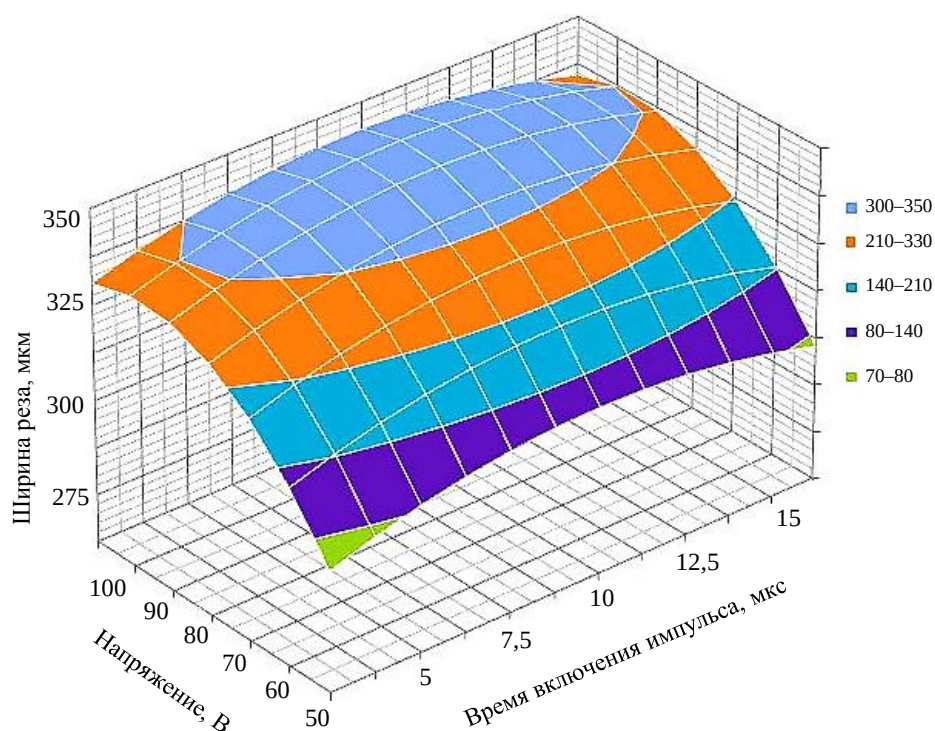


Рис. 4. Гиперповерхность при времени выключения импульса 10 мкс

На основе анализа полученной гиперповерхности сделан вывод, что при постоянном времени выключения импульса 10 мкс функция отклика изменяется по квадратичной зависимости, величина напряжения – по линейной зависимости. Установлено, что наибольшее значение ширины реза (350 мкм) достигается при напряжении 100 В и времени включения импульса 10 мкс, наименьшее (275 мкм) – при 50 В и 5 мкс соответственно. С помощью полученных результатов можно корректировать размер электрода-инструмента для обеспечения точности ПВЭЭО.

На основе полученной теоретической модели написана управляющая рабочая программа, обеспечивающая изготовление изделия типа «шестерня» с использованием проволоочно-вырезного электроэрозионного станка с системой числового программного управления.

Обработку проводили при режимах, представленных в методике исследования: время включения и выключения импульса составляет 15 и 50 мкс соответственно, напряжение 50 В.

С использованием данной теоретической модели рассчитано значение коррекции траектории движения инструмента $B = 0,165$ мм. При обходе рабочего контура изделия типа «шестерня» значение коррекции движения инструмента вносят в управляющую программу с помощью команды G41.

На рис. 5 представлены фотография и схематический чертеж образца с характерными размерами; штриховкой обозначены области микротомографической съемки.

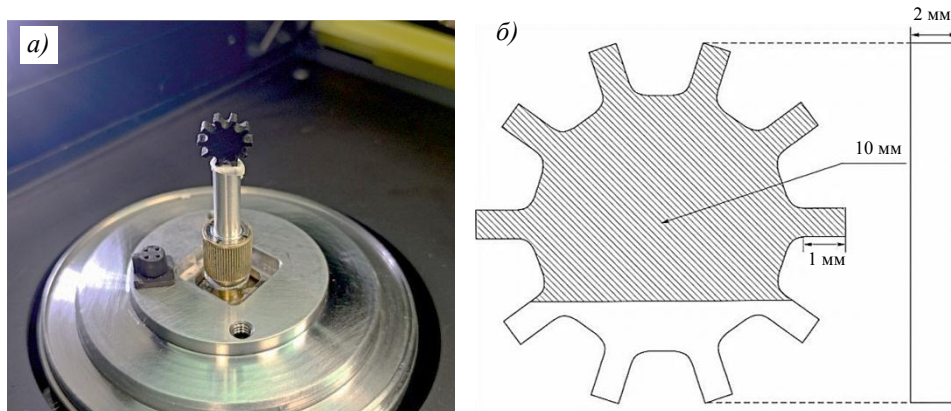


Рис. 5. Фотография (а) и чертеж (б) установленного для съемки образца (штриховкой обозначена область съемки)

При обеспечении стабильности процесса ПВЭЭО данная рабочая программа позволяет получить изделие типа «шестерня» с заданной точностью.

На рис. 6 представлена реконструированная 3D-структура образца.

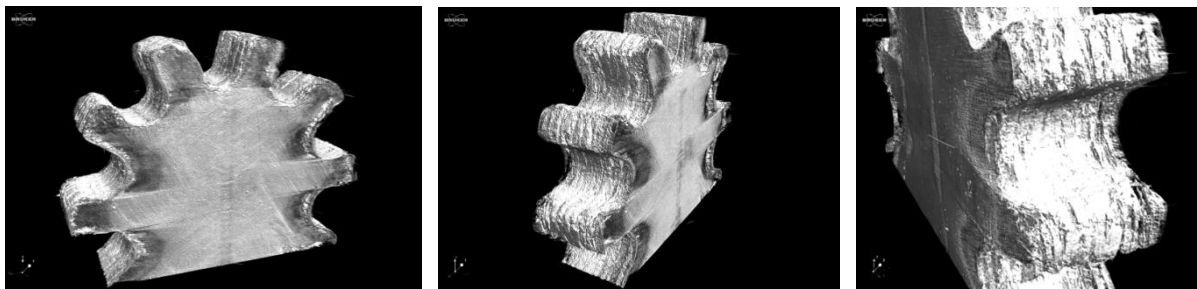


Рис. 6. 3D-изображения образца с разных ракурсов

На изображении в центральной части образца визуально определяется ориентация тканой структуры, в области зубьев шестерни наблюдаются области менее плотные, чем центральная часть.

Поверхность зубьев и прилегающая зона до глубины 1 мм также характеризуются областями сильного наплавления материала, чередующимися с полосами отсутствующего материала. Это объясняется его выкрашиванием в процессе электроэрозионной обработки (рис. 6 и 7).

Анализ продольных и поперечных сечений образца показал, что в структуре центральной области, не подвергавшейся электроэрозионной обработке, наблюдаются единичные дефекты в виде пустот и расслоений тканого материала (выделенные области на рис. 7, а, б). Глубина и толщина поверхности электроэрозионной обработки

неоднородны, в зубьях наблюдаются сколы материала (выделенные области на рис. 7, в, з). Многочисленные пустоты, приповерхностное растрескивание и расслоение тканой структуры, достигающее глубины до 1 мм, наблюдаются по всей поверхности обработки, а мозаичная картина дополняется областями повышенной плотности – наплавленным материалом (рис. 7).

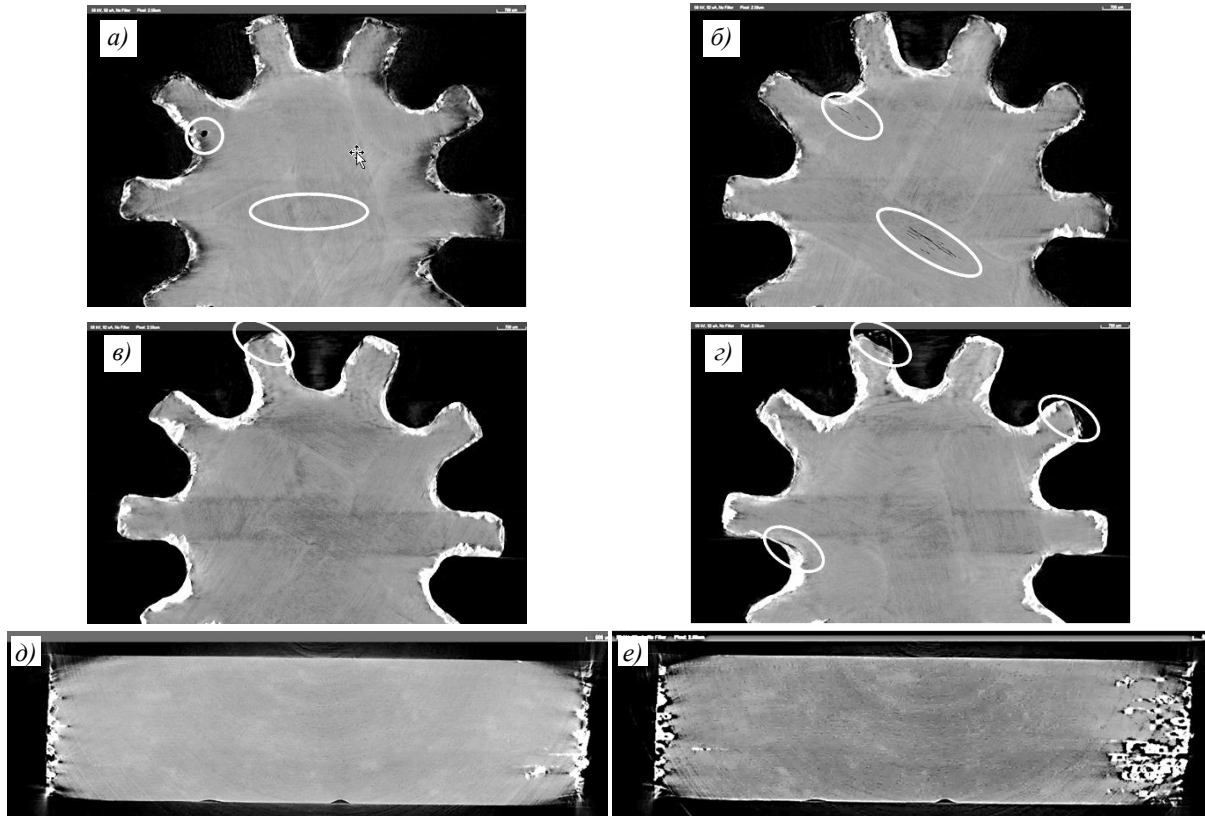


Рис. 7. Продольные (а–г) и поперечные (д, е) сечения образца

Заключения

Проведен полный факторный эксперимент и получена теоретическая модель, позволяющая рассчитать значение коррекции инструмента при написании управляющей программы обработки детали.

Исследована 3D-структура материала ВКУ-29 после проволочно-вырезной электроэрозионной обработки методом компьютерной томографии. Показано, что структура композита является однородной, визуально определяется ориентация тканого полотна, наблюдаются единичные пустоты и дефекты.

Установлено, что при электроэрозионной обработке поверхности образца наблюдается мозаичная картина пустот, растрескиваний, сколов и расслоений композитного полотна с областями сильного наплавления материала до глубины 1 мм. Такая поверхностная и приповерхностная неоднородность материала, вызванная электроэрозионной обработкой, может привести в процессе эксплуатации к преждевременному разрушению изготовленных из него деталей. Актуально применение щадящих режимов чистовой обработки во избежание появления дефектов.

Исследование проведено при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».

Список источников

1. Применение полимерных композиционных материалов при производстве и ремонте машин: учеб. пособие / Н.И. Баурова, В.А. Зорин. М.: МАДИ, 2016. 264 с.
2. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing // Herald of the Russian Academy of Sciences. 2020. Vol. 90. No. 2. P. 225–228.
3. 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.
4. Hsissou R., Benhiba F., Echihi S. et al. New epoxy composite polymers as a potential anticorrosive coatings for carbon steel in 3,5 % NaCl solution: Experimental and computational approaches // Chemical Data Collections. 2021. Vol. 31. Art. 100619. DOI: 10.1016/j.cdc.2020.100619.
5. Hsissou R., Bekhta A., Dagdag O. et al. Rheological properties of composite polymers and hybrid nanocomposites // Heliyon. 2020. Vol. 6. Is. 6. Art. e04187. DOI: 10.1016/j.heliyon.2020.e04187.
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. Славин А.В., Донецкий К.И., Хрульков А.В. Перспективы применения полимерных композиционных материалов в авиационных конструкциях в 2025–2035 гг. (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 11 (117). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-81-92.
8. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоклавного формования // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-22-33.
9. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П. Термореактивные связующие для полимерных композиционных материалов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 48–58. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.09.2023). DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-48-58.
10. Гуняева А.Г., Сидорина А.И., Курносов А.О., Клименко О.Н. Полимерные композиционные материалы нового поколения на основе связующего ВСЭ-1212 и наполнителей, альтернативных наполнителям фирм Porcher Ind. и Toho Tenax // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 3 (52). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.
11. Дышенко В.С., Донецкий К.И., Минибаев М.И., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С., Ширяев В.В. Способы механической и электроэрозионной обработки полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-102-120.
12. Абляз Т.Р., Донецкий К.И., Шлыков Е.С., Муратов К.Р., Дышенко В.С., Минибаев М.И. Комплексный анализ методов обработки полимерных композитных материалов // СТИН. 2022. № 6. С. 5–8.
13. Сидорина А.И. Мультиаксиальные углеродные ткани в изделиях авиационной техники (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-105-116.
14. Panner Selvam M., Ranjith Kumar P. Optimization Kerf Width and Surface Roughness in Wirecut Electrical Discharge Machining Using Brass Wire // Mechanics and Mechanical Engineering. 2017. Vol. 21. No. 1. P. 37–55.
15. Maher I., Lingb L.H., Sarhan A.A.D. Improve wire EDM performance at different machining parameters – ANFIS modeling. IFAC-Papers OnLine 48-1, 2015. P. 105–110. DOI: 10.1016/j.ifacol.2015.05.109.
16. Mu-Tian Yan, Yi-Peng Lai. Surface quality improvement of wire-EDM using a fine-finish power supply // International Journal of Machine Tools and Manufacture. 2007. No. 47. P. 1686–1694. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.01.006.

17. Abbas N.M., Solomon D.G., Bahari Md. F. A review on current research trends in electrical discharge machining (EDM) // *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2007. No. 47. P. 1214–1228. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.08.026.
18. Shlykov E.S., Ablyaz T.R., Oglezneva S.A. Electrical Discharge Machining of Polymer Composites // *Russian Engineering Research*. 2020. Vol. 40. No. 10. P. 878–879.
19. Ablyaz T.R., Muratov K.R., Shlykov E.S. et al. Electric-Discharge Machining of Polymer Composites // *Russian Engineering Research*. 2019. Vol. 39. No. 10. P. 898900.
20. Fukuzawa Y., Katougi H., Mohri N. et al. Machining properties of ceramics with an electric discharge machine in: *Proceedings of the XII ISEM*, 1998. P. 445–454.
21. Mohri N., Fukuzawa Y., Tani T. et al. Assisting electrode method for machining insulating ceramics // *Annals CIRP*. 1996. No. 45 (1). P. 201–204.
22. Mohri N., Fukusima Y., Fukuzawa Y. et al. Layer generation process on work-piece in electrical discharge machining // *Annals CIRP*. 2003. No. 52 (1). P. 161–164.
23. Lauwers B., Kruth J.P., Liu W. et al. Investigation of Material Removal Mechanisms in EDM of Composite Ceramic Materials // *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. No. 149. P. 347–352.
24. Puertas I., Luis C. A Study on the Electrical Discharge Machining of Conductive Ceramics // *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. Vol. 153–154/1–3. P. 1033–1038.
25. Kucukturk C., Çogun C. A New Method for Machining of Electrically Nonconductive Workpieces Using Electric Discharge // *Machining Technique, Machining Science and Technology*. 2010. Vol. 14. P. 189–207.
26. Hosel T., Müller C., Reinecke H. Simple Techniques of Spark Erosive Structuring of Electrically Nonconductive Zirconia (ZrO₂), 4M. *4M/ICOMM 2009*, The Global Conference on Micro Manufacture, 2009.
27. Wüthrich R., Fascio V. Machining of non-conducting materials using electrochemical discharge phenomenon – an overview // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2005. Vol. 45. P. 1095–1098.
28. Schubert A., Zeidler H., Wolf N., Hackert M. Micro electro discharge machining of electrically nonconductive ceramics // *AIP Conference Proceedings: AIP*, 2011. P. 1303–1308.
29. Cnudde V., Boone M.N. High-resolution X-ray computed tomography in geosciences: A review of the current technology and applications // *Earth-Science Reviews*. 2013. Vol. 123. P. 1–17.
30. Feldkamp L.A., Jesion G. 3-D X-ray computed tomography // *Review Progress Quantitative Nondestructive Evaluation*. 1986. Vol. 5a. P. 555–566.
31. Hanna R.D., Ketcham R.A. X-ray computed tomography of planetary materials: A primer and review of recent studies // *Geochemistry*. 2017. Vol. 77. Is. 4. P. 547–572.
32. Stock S.R., Sasov A., Liu X., Salmon P.L. Compensation of mechanical inaccuracies in micro-CT and nano-CT // *Developments in X-ray Tomography VI*; SPIE: Washington, DC, USA, 2008. <http://doi.org/10.1117/12.793212>.

References

1. *Application of polymer composite materials in the production and repair of machines*: textbook. Moscow: MADI, 2016, 264 p.
2. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2020, vol. 90, no. 2, pp. 225–228.
3. 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), p. 3.
4. Hsissou R., Benhiba F., Echihi S. et al. New epoxy composite polymers as a potential anticorrosive coatings for carbon steel in 3,5 % NaCl solution: Experimental and computational approaches. *Chemical Data Collections*, 2021, vol. 31, art. 100619. DOI: 10.1016/j.cdc.2020.100619.
5. Hsissou R., Bekhta A., Dagdag O. et al. Rheological properties of composite polymers and hybrid nanocomposites. *Heliyon*, 2020, vol. 6, is. 6, art. e04187. DOI: 10.1016/j.heliyon.2020.e04187.

6. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new generation materials. *Report XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vol. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
7. Slavin A.V., Donetskii K.I., Khrulkov A.V. Prospects for the use of polymer composite materials in aircraft structures in 2025–2035 (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 26, 2023). DOI: 10.1877/2307-6046-2022-0-11-81-92.
8. Tkachuk A.I., Donetskii 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 01, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
9. Mukhametov R.R., Petrova A.P. Thermosetting binders for polymer composites (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 48–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-48-58.
10. Gunyaeva A.G., Sidorina A.I., Kurnosov A.O., Klimenko O.N. Polymeric composite materials of new generation on the basis of binder VSE-1212 and the filling agents alternative to ones of Porcher Ind. and Toho Tenax. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3 (52), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.
11. Dyshenko V.S., Donetskii K.I., Minibaev M.I., Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Shiryayev V.V. Methods of mechanical and electrical discharge machining of polymer composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-102-120.
12. Ablyaz T.R., Donetskii K.I., Shlykov E.S., Muratov K.R., Dyshenko V.S., Minibaev M.I. Complex analysis of methods for processing polymer composite materials. *STIN*, 2022, no. 6, pp. 5–8.
13. Sidorina A.I. Multiaxial carbon fabrics in the products of aviation technology (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 20, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-105-116.
14. Panner Selvam M., Ranjith Kumar P. Optimization Kerf Width and Surface Roughness in Wirecut Electrical Discharge Machining Using Brass Wire. *Mechanics and Mechanical Engineering*, 2017, vol. 21, no. 1, pp. 37–55.
15. Maher I., Lingb L.H., Sarhan A.A.D. Improve wire EDM performance at different machining parameters – ANFIS modeling. *IFAC-Papers OnLine*, 2015, vol. 48-1, pp. 105–110. DOI: 10.1016/j.ifacol.2015.05.109.
16. Mu-Tian Yan, Yi-Peng Lai. Surface quality improvement of wire-EDM using a fine-finish power supply. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, no. 47, pp. 1686–1694. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.01.006.
17. Abbas N.M., Solomon D.G., Bahari Md.F. A review on current research trends in electrical discharge machining (EDM). *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2007, no. 47, pp. 1214–1228. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.08.026.
18. Shlykov E.S., Ablyaz T.R., Oglezneva S.A. Electrical Discharge Machining of Polymer Composites. *Russian Engineering Research*, 2020, vol. 40, no. 10, pp. 878–879.
19. Ablyaz T.R., Muratov K.R., Shlykov E.S. et al. Electric-Discharge Machining of Polymer Composites. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39, no. 10, p. 898900.
20. Fukuzawa Y., Katougi H., Mohri N. et al. Machining properties of ceramics with an electric discharge machine. *Proceedings of the XII ISEM*, 1998, pp. 445–454.
21. Mohri N., Fukuzawa Y., Tani T. et al. Assisting electrode method for machining insulating ceramics. *Annals CIRP*, 1996, no. 45 (1), pp. 201–204.
22. Mohri N., Fukusima Y., Fukuzawa Y. et al. Layer generation process on work-piece in electrical discharge machining. *Annals CIRP*, 2003, no. 52 (1), pp. 161–164.

23. Lauwers B., Kruth J.P., Liu W. et al. Investigation of Material Removal Mechanisms in EDM of Composite Ceramic Materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, no. 149, pp. 347–352.
24. Puertas I., Luis C. A Study on the Electrical Discharge Machining of Conductive Ceramics. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 153–154/1–3, pp. 1033–1038.
25. Kucukturk C., Çogun C. A New Method for Machining of Electrically Nonconductive Workpieces Using Electric Discharge. *Machining Technique, Machining Science and Technology*, 2010, vol. 14, pp. 189–207.
26. Hosel T., Müller C., Reinecke H. Simple Techniques of Spark Erosive Structuring of Electrically Nonconductive Zirconia (ZrO_2), 4M. *4M/ICOMM 2009. The Global Conference on Micro Manufacture*, 2009.
27. Wüthrich R., Fascio V. Machining of non-conducting materials using electrochemical discharge phenomenon – an overview. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2005, vol. 45, pp. 1095–1098.
28. Schubert A., Zeidler H., Wolf N., Hackert M. Micro electro discharge machining of electrically nonconductive ceramics. *AIP Conference Proceedings*, 2011, pp. 1303–1308.
29. Cnudde V., Boone M.N. High-resolution X-ray computed tomography in geosciences: A review of the current technology and applications. *Earth-Science Reviews*, 2013, vol. 123, pp. 1–17.
30. Feldkamp L.A., Jesion G. 3-D X-ray computed tomography. *Review Progress Quantitative Non-destructive Evaluation*, 1986, vol. 5a, pp. 555–566.
31. Hanna R.D., Ketcham R.A. X-ray computed tomography of planetary materials: A primer and review of recent studies. *Geochemistry*, 2017, vol. 77, is. 4, pp. 547–572.
32. Stock S.R., Sasov A., Liu X., Salmon P.L. Compensation of mechanical inaccuracies in micro-CT and nano-CT. *Developments in X-ray Tomography VI*. Washington, DC: SPIE, 2008. DOI: 10.1117/12.793212.

Информация об авторах

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

Абляз Тимур Ризович, доцент, заместитель заведующего кафедрой, к.т.н., ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Плотников Евгений Владимирович, аспирант, ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Шлыков Евгений Сергеевич, доцент, к.т.н., ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Каменских Анна Александровна, доцент, к.т.н., ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Осинников Илья Владимирович, аспирант, ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Пантелеев Иван Алексеевич, старший научный сотрудник, д.ф.-м.н., ИМСС УрО РАН, adm@icmm.ru

Мубассарова Виргиния Анатольевна, научный сотрудник, к.ф.-м.н., ИМСС УрО РАН, adm@icmm.ru

Information about the authors

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

Timur R. Ablyaz, Associate Professor, Deputy Head of the Department, Candidate of Sciences (Tech.), FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Evgeny V. Plotnikov, Graduate Student, FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Evgeny S. Shlykov, Associate Professor, Candidate of Sciences (Tech.), FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Anna A. Kamenskih, Associate Professor, Candidate of Sciences (Tech.), FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Ilya V. Osinnikov, Graduate Student, FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Ivan A. Panteleev, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), ICMM UB of RAS, adm@icmm.ru

Virginia A. Mubassarova, Researcher, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), ICMM UB of RAS, adm@icmm.ru

Статья поступила в редакцию 25.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.11.2023.

The article was submitted 25.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 02.11.2023.

Научная статья

УДК 669.018.44

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-87-97

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ ИОННОЙ ОБРАБОТКИ
ПРИ НАНЕСЕНИИ КОНДЕНСАЦИОННО-ДИФфуЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ***Д.С. Горлов¹, Д.С. Кашин¹, Е.Н. Азаровский¹, Я.С. Дружнова¹*

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

Аннотация. Приведены результаты градиентного осаждения конденсационно-диффузионного покрытия для защиты никелевого сплава от сульфидно-оксидной коррозии и высокотемпературного окисления с целью получения минимального размера капельной фазы в начальный момент осаждения при работе напряжения смещения в постоянном или импульсном режимах. Установлено, что режимы работы смещения существенно не влияют на адгезионную составляющую и количество дефектов на границе раздела «сплав–покрытие», а градиентное начало осаждения повышает уровень данных характеристик.

Ключевые слова: градиентное осаждение, конденсационно-диффузионное покрытие, сульфидно-оксидная коррозия, высокотемпературное окисление, постоянное напряжение смещения, импульсное напряжение смещения, граница раздела «сплав–покрытие»

Для цитирования: Горлов Д.С., Кашин Д.С., Азаровский Е.Н., Дружнова Я.С. Технологические приемы ионной обработки при нанесении конденсационно-диффузионного покрытия // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-87-97.

Scientific article

**TECHNOLOGICAL METHODS OF ION PROCESSING
WITH APPLYING CONDENSATION-DIFFUSION COATING***D.S. Gorlov¹, D.S. Kashin¹, E.N. Azarovskiy¹, Ya.S. Druzhnova¹*

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

Abstract. The results of gradient deposition of a condensation-diffusion coating to protect a nickel alloy from sulfide-oxide corrosion and high-temperature oxidation are presented in order to obtain the minimum size of the droplet phase at the initial moment of deposition when the bias voltage is operating in constant or pulse modes. It is established that the displacement operating modes do not significantly affect the adhesive component and the number of defects at the alloy-coating interface, and the gradient onset of deposition increases these characteristics.

Keywords: gradient deposition, condensation-diffusion coating, sulfide-oxide corrosion, high-temperature oxidation, constant displacement voltage, pulse displacement voltage, alloy-coating interface

For citation: Gorlov D.S., Kashin D.S., Azarovskiy E.N., Druzhnova Ya.S. Technological methods of ion processing with applying condensation-diffusion coating. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-87-97.

Введение

Для изготовления газотурбинных двигателей нового поколения применяют жаропрочные никелевые сплавы [1–5], обладающие высокими уровнями жаростойкости, коррозионной стойкости и эксплуатируемые при рабочих температурах до 1200 °С. Несмотря на высокие уровни свойств, для продления ресурса работы жаропрочных никелевых сплавов используют конденсационно-диффузионные покрытия (КДП), которые наносят различными методами.

В России широкое применение получил метод вакуумной плазменной технологии высоких энергий, разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [6–7]. При реализации данного метода на поверхность пера лопаток наносят широкую номенклатуру КДП: жаростойкие, коррозионностойкие, эрозионностойкие и др. [8–10].

Для продления срока службы жаропрочного никелевого сплава, работающего при температуре 1100–1150 °С, на рабочую поверхность пера лопатки наносят КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$. Данное покрытие предназначено для защиты от газовой коррозии при температуре до 1050 °С и от сульфидно-оксидной коррозии деталей газотурбинных двигателей, работающих при температурах до 950 °С [11–15].

В производственных условиях КДП толщиной до 100 мкм наносят на поверхность пера рабочих и сопловых лопаток с помощью ионно-плазменных установок типа МАП. Для крупногабаритных деталей в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны установки роторного типа МАП (МАП-Р, МАП-5) [16].

Для обеспечения заданных свойств необходимо соблюдать требования и параметры процесса на всех этапах нанесения КДП на поверхность детали, которые изложены в технологических инструкциях разработчика покрытия. Одной из причин образования дефектов на границе сопряжения «сплав–покрытие» может стать нарушение технологии подготовки рабочей поверхности на этапе ионной обработки – в частности, несоблюдение параметров подачи напряжения смещения вследствие загрязненной поверхности обрабатываемых деталей, нестабильности работы источника, несрабатывания ключа защиты или неправильного подключения регистрирующего прибора напряжения смещения. Вторым фактором образования дефектов на границе сопряжения «сплав–покрытие» может служить нарушение рекомендаций разработчиков материала и технологии напыления КДП. Несоблюдение требований к конструкции покрытия, характеризующейся соотношением толщин конденсированного никелевого слоя и диффузионного алюминиевого слоя, может привести к сквозному алитированию конденсированного слоя до жаропрочного сплава. В поверхностном слое сплава могут образоваться вторичная реакционная зона или пройти процессы некомпенсированной взаимной диффузии элементов сплава и покрытия.

При разработке и применении КДП одной из важнейших характеристик является соотношение толщины (мкм) покрытия внутреннего конденсированного слоя системы MeCoCrAlY и величины удельного привеса (г/м^2) алюминиевого слоя. Это соотношение влияет на конструкцию и тип защитного жаростойкого покрытия, которое формируется после проведения высокотемпературного вакуумного диффузионного отжига. В свою очередь, температурно-временные параметры вакуумного термодиффузионного отжига влияют на глубину алитированного слоя, поэтому для каждой системы разработанного КДП необходимо подбирать соответствующий режим.

В работе [17] описаны условия получения КДП системы $\text{MeCoCrAlY} + \text{AlNiY}$ с дефектами на границе сопряжения «сплав–покрытие», возникшими в результате нарушения технологических параметров ионной очистки и конструкции покрытия при несоблюдении рекомендованного соотношения толщины конденсированного никелевого слоя и величины удельного привеса алюминиевого слоя. В модельном эксперименте

показано, что переизбыток алюминиевого слоя при термодиффузионном отжиге приводит к протеканию процессов некомпенсированной взаимной диффузии элементов КДП и основы, вследствие чего на границе сопряжения «сплав–покрытие» образуется цепочка пор (эффект Киркендалла). Показано, что при соблюдении параметров ионной обработки поверхности при нанесении КДП с градиентным осаждением на начальной стадии формирования покрытия и работающим в постоянном или импульсном режимах источнике смещения на границе сопряжения «сплав–покрытие» не образуются дефекты, которые могут стать причиной скалывания, растрескивания, отслаивания, снижения адгезионной прочности. Режимы работы смещения существенно не влияют на уровень данных характеристик.

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

Материалы и методы

Для определения причин возникновения дефектов на границе сопряжения «сплав–покрытие» на начальной стадии осаждения КДП проведен модельный эксперимент, включающий нанесение покрытия системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$ для защиты жаропрочного никелевого сплава от сульфидно-оксидной коррозии при температуре до 950°C и высокотемпературного окисления при температуре до 1050°C . Данный эксперимент отличается от серийной технологии нанесения градиентным началом осаждения для получения минимальных размеров капельной фазы с последующим увеличением величины тока вакуумной дуги и, как следствие, размеров капельной фазы, а также возможностью источников смещения регулировать напряжение в постоянном или импульсном режимах.

В качестве макета лопатки изготовлены образцы-свидетели из жаропрочного никелевого сплава прямоугольной формы с максимальными габаритами $3 \times 20 \times 230$ мм и цилиндрической формы диаметром 25 мм и длиной 8 мм для контроля распределения толщины покрытия по высоте обрабатываемой детали, которые можно напылять в ионно-плазменной установке с ассистированным осаждением МАП-3. Внешний вид вакуумно-дуговой установки МАП-3 с автоматизированной системой управления технологическим процессом с ассистированным осаждением представлен на рис. 1.



Рис. 1. Внешний вид вакуумно-дуговой установки МАП-3 с автоматизированной системой управления технологическим процессом с ассистированным осаждением

Установка МАП-3 оснащена двумя инверторными источниками смещения со встроенными ключами дугогашения типа ELB-40/450 (работает при постоянном режиме, напряжении до 450 В и токе до 40А) и типа СПЭС-56 (работает при постоянном и импульсном режимах, напряжении до 1000 В, токе до 56 А, частоте от 1 до 40 кГц). Методом вакуумной плазменной технологии высоких энергий в ионно-плазменных установках типа МАП реализовано два электрических контура управления

технологическим процессом: первый (катод и анод) отвечает за формирование плазмы материала катода в рабочей камере установки, второй (детали–опорный электрод) – за управление энергией ионного потока. Изменяя величину тока вакуумной дуги можно управлять размером капельной фазы, регулируя величину напряжения смещения – проводить процессы осаждения, травления и насыщения поверхности деталей ионами материала катода.

Основной стадией перед нанесением КДП является подготовка поверхности детали и образцов-свидетелей. От качества подготовки поверхности перед нанесением КДП и ионной очистки деталей в рабочей камере установки типа МАП зависят адгезионная составляющая и количество дефектов на границе сопряжения «сплав–покрытие». В данной работе применяли серийную технологию подготовки поверхности образцов-свидетелей перед напылением: обезжиривание в ацетоне, промывка в щелочном растворе, сушка, поверхностная обдувка электрокорундом, промывка в ультразвуковой ванне с дистиллированной водой и сушка.

После подготовки поверхности образцы-свидетели закрепляли в технологической оснастке и размещали в рабочей камере установки МАП-3 (рис. 2). С целью увеличения обрабатываемой площади для стабильной работы инверторных источников смещения в рабочей камере также размещали цилиндрические имитаторы.



Рис. 2. Внешний вид образцов-свидетелей, размещенных в рабочей камере установки МАП-3

Перед градиентным осаждением увеличили время ионной очистки в плазме материала покрытия для сравнения с серийной технологией, а также повышения качества подготовки и активации поверхности образцов-свидетелей.

Далее КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$ наносили по серийной технологии и с градиентным началом осаждения при работе инверторных источников смещения со встроенными ключами дугогашения типа ELB-40/450 в постоянном режиме и типа СПЭС-56 в постоянном и импульсном режимах. Градиентное начало осаждения проводили при токе вакуумной дуги 500 А, уровень которого плавно увеличивали до 700 А в течение 10 мин, тем самым варьировали размеры капельной фазы, начиная осаждение с капель меньшего размера, чем капли, характерные для данного материала катода при заданном токе вакуумной дуги 700 А. Параметры смещения соответствовали серийным. Отличительной особенностью процесса было наличие инверторных источников смещения разных производителей, в одном из которых реализован импульсный режим работы с частотой до 40 кГц.

После нанесения КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$ по серийной технологии и с градиентным началом осаждения при работе инверторных источников смещения со встроенными ключами дугогашения в постоянном и импульсном режимах образцы-свидетели разделили на две части: в исходном состоянии и после вакуумного отжига. Следует отметить, что градиентное осаждение применяли и для диффузионного слоя AlNiSiB , за исключением образцов, полученных по серийной технологии.

Для металлографического исследования границы сопряжения «сплав–покрытие» на наличие дефектов после осаждения КДП из образцов-свидетелей изготовлены шлифы в местах максимума напыления, в условном месте перехода полки лопатки в перо и в районе верхней бандажной полки.

На рис. 3 представлена модельная схема расположения «горячего» и «холодных» сечений выбранных для исследования микроструктур покрытия на образцах-свидетелях, имитирующих высоту крупногабаритной лопатки газотурбинного двигателя. Материалы, отобранные для исследования на высоте 125 мм на образце-свидетеле, соответствуют «горячему» сечению пера лопатки, на высоте 45 и 220 мм – «холодным» сечениям нижней и верхней частей пера лопатки соответственно.

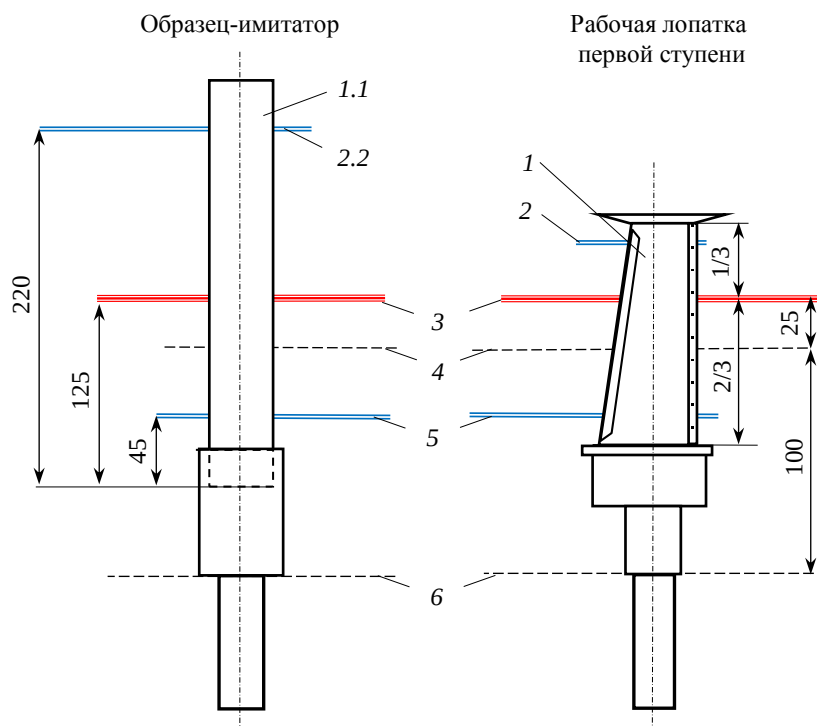


Рис. 3. Модельная схема расположения «горячего» и «холодных» сечений, выбранных для исследования микроструктур покрытия на образцах-свидетелях, имитирующих высоту рабочей лопатки газотурбинного двигателя: 1 – рабочая поверхность пера лопатки; 1.1 – рабочая поверхность; 2 – верхняя плоскость «холодного» сечения пера лопатки у бандажной полки; 2.2 – верхняя плоскость «холодного» сечения; 3 – плоскость «горячего» сечения; 4 – плоскость фиксатора установки МАП-3; 5 – нижняя плоскость «холодного» сечения; 6 – плоскость расположения среза трубки вращения детали на карусели

Металлографические исследования образцов-свидетелей после нанесения КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$ в исходном состоянии и после вакуумного отжига проводили на оптическом микроскопе с цифровой системой обработки изображения при увеличении $\times 500$.

Результаты и обсуждение

Цель данной работы – показать различия между серийной технологией осаждения КДП и технологией, предусматривающей градиентное нанесение первичных слоев, в первую очередь конденсированного слоя NiCoCrAlY , для уменьшения количества дефектов на границе сопряжения «сплав–покрытие» за счет формирования минимального размера капельной фазы на начальном этапе осаждения. Зачастую именно от

начальной стадии ионной очистки зависят свойства покрытия. При некачественной ионной очистке, связанной либо с поломкой источника смещения, ключа дугогашения, либо с неправильной их настройкой, некорректной продолжительностью ионной очистки, а также при нарушениях, допущенных при подготовке поверхности деталей перед нанесением, на границе сопряжения «сплав–покрытие» наблюдаются дефекты в виде черных включений и отслоений. В задачи данной работы также входило изучение влияния импульсного режима инверторного источника питания на осаждение КДП. Поэтому для оценки качества ионной очистки, градиентного осаждения и осаждения с импульсным смещением, а также контроля толщины нанесенного КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$ в различных сечениях изготовлены шлифы в исходном состоянии и после вакуумного отжига.

Микроструктуры КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$, нанесенного по серийной технологии, а также с градиентным началом осаждения при работе инверторных источников смещения со встроенными ключами дугогашения в постоянном и импульсном режимах на прямоугольный образец-свидетель из никелевого сплава, в местах максимума (125 мм), минимальной (45 мм) и максимальной (220 мм) зон напыления до вакуумного отжига представлены на рис. 4.

Четко видны границы сопряжения «сплав–покрытие», а также между никелевым конденсированным слоем системы NiCoCrAlY и алюминиевым диффузионным слоем системы AlNiSiB . Значительных дефектов на границе сопряжения «никелевый сплав–конденсированный слой системы NiCoCrAlY » во всех исследуемых зонах образцов-свидетелей не наблюдается. Присутствует шероховатость, характерная для подготовки поверхности обдувкой электрокорундом с размером фракции F100. В минимальных и максимальных зонах напыления наблюдаются включения на границе сопряжения в виде черных точек. Возможно, это частички электрокорунда, оставшиеся после обдувки, или пористость, образовавшаяся за счет конденсации более крупных капель, или грязь, появившаяся после травления. Больше всего дефектов зафиксировано в максимальной зоне напыления (220 мм). Отсутствуют дефекты и на границе сопряжения «никелевый слой–алюминиевый слой». Толщина КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$, нанесенного по серийной технологии и с градиентным началом осаждения при работе инверторных источников смещения со встроенными ключами дугогашения в постоянном и импульсном режимах, до вакуумного отжига составляет от 73,4 до 103,6 мкм. Существенной разницы в конденсатах покрытий, полученных при работе инверторных источников смещения в постоянном и импульсном режимах, не наблюдается.

С целью дальнейшего исследования изготовили микрошлифы из образцов-свидетелей, прошедших вакуумный отжиг. В полученных шлифах на границе сопряжения «сплав–покрытие» пористости не наблюдается, присутствует классическая структура легированного КДП с тремя четкими переходными зонам (рис. 5). В верхней (рабочей) зоне покрытий формируется интерметаллидная фаза NiAl , в которой содержатся жаро- и коррозионностойкие элементы – алюминий и хром в количестве 25 и 15 % (по массе) соответственно. Как правило, содержание алюминия снижается при переходе от рабочей зоны к границе сопряжения «сплав–покрытие». Белые мелкодисперсные включения представляют собой вытесненный алюминием чистый альфа-хром, который неравномерно распределен по толщине КДП и присутствует в виде тугоплавких карбидов. Толщина КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$, нанесенного по серийной технологии и с градиентным началом осаждения при работе инверторных источников смещения со встроенными ключами дугогашения в постоянном и импульсном режимах, после вакуумного отжига составляет от 71,1 до 102,1 мкм.

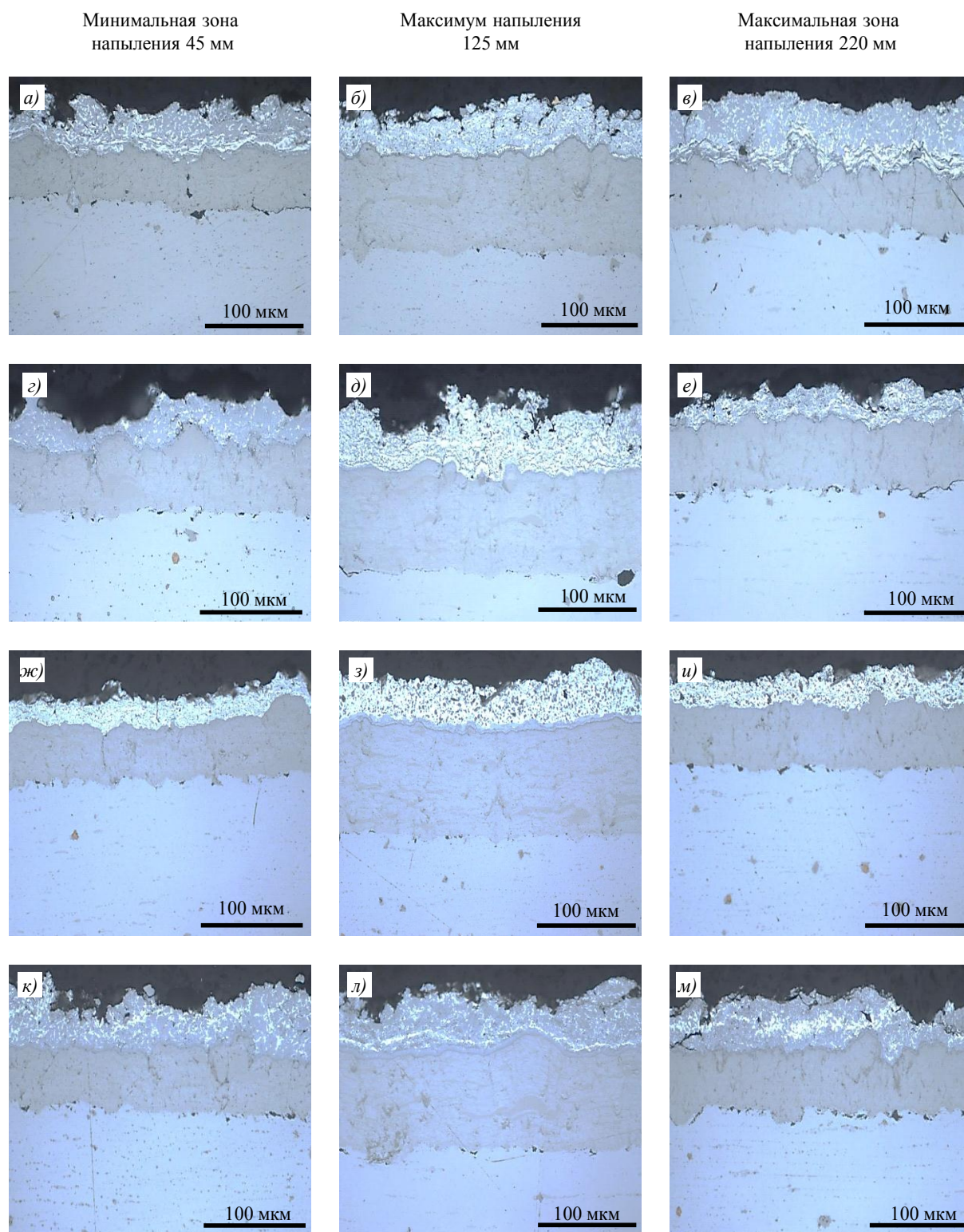


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 500$) конденсационно-диффузионного покрытия системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$, нанесенного по серийной технологии (а–в) и с градиентным началом осаждения (г–м) при работе инверторных источников смещения со встроенными ключами дугогашения типа ELB-40/450 (а–е) и типа СПЭС-56 (ж–м) в постоянном (а–и) и импульсном (к–м) режимах на прямоугольный образец-свидетель из никелевого сплава, в местах максимума, минимальной и максимальной зон напыления до вакуумного отжига

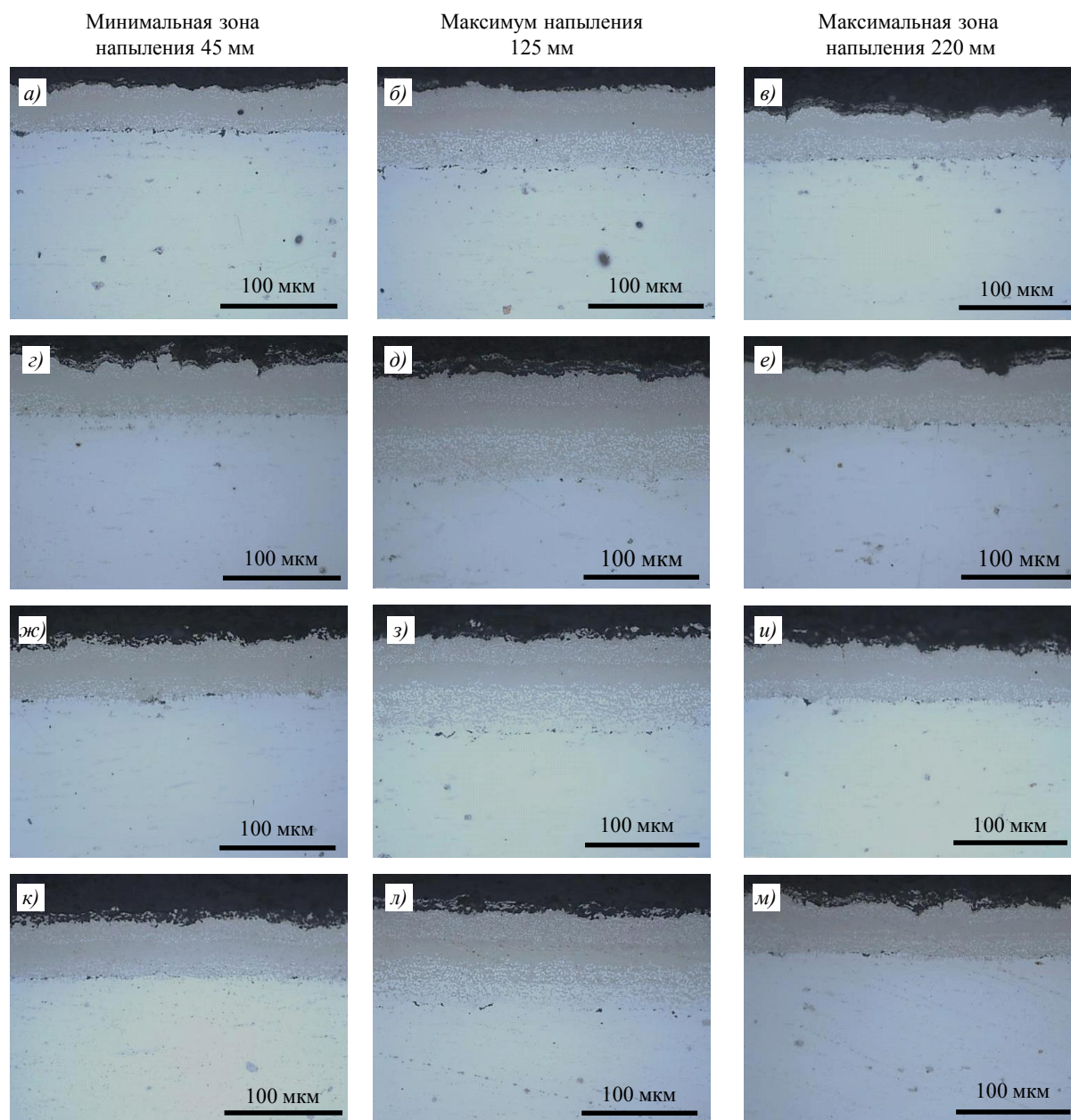


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 500$) конденсационно-диффузионного покрытия системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$, нанесенного по серийной технологии (а–в) и с градиентным началом осаждения (г–м) при работе инверторных источников смещения со встроенными ключами дугогашения типа ELB-40/450 (а–е) и типа СПЭС-56 (ж–м) в постоянном (а–и) и импульсном (к–м) режимах на прямоугольный образец-свидетель из никелевого сплава, в местах максимума, минимальной и максимальной зон напыления после вакуумного отжига

Для получения заданной конструкции КДП необходимо соблюдать соотношение толщин слоя системы NiCoCrAlY и внешнего алюминиевого слоя системы AlNiSiB , что позволяет получить серийную структуру и исключить дефекты легированного диффузионного покрытия в виде образования пористости на границе сопряжения «жаростойкий сплав–жаростойкое покрытие». Для изучения свойств КДП, полученных по серийной технологии и с градиентным началом осаждения при работе инверторных источников смещения со встроенными ключами дугогашения в постоянном

и импульсном режимах, следует провести работу по их испытаниям на стойкость к сульфидно-оксидной коррозии и жаростойкость.

Заключения

Приведены результаты технологических приемов при осаждении КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$ для защиты никелевого сплава от сульфидно-оксидной коррозии и высокотемпературного окисления при серийной технологии и градиентном осаждении с целью получения минимального размера капельной фазы в начальный момент осаждения при работе напряжения смещения в постоянном или импульсном режимах. Покрытие наносили на установке МАП-3, оснащенной двумя инверторными источниками смещения со встроенными ключами дугогашения типа ELB-40/450 в постоянном режиме и типа СПЭС-56 в постоянном и импульсном режимах без ассистированного осаждения.

Металлографический анализ шлифов, изготовленных из полученных образцов-свидетелей, показал отсутствие дефектов на границе сопряжения «сплав–покрытие». Толщина КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$ до вакуумного отжига составляет от 73,4 до 103,6 мкм, после вакуумного отжига – от 71,1 до 102,1 мкм.

Изучение микршлифов, изготовленных из образцов-свидетелей с нанесенными покрытиями по серийной технологии и с градиентным нанесением при работе смещения в постоянном и импульсном режимах после вакуумного отжига, выявил характерную структуру КДП системы $\text{NiCoCrAlY} + \text{AlNiSiB}$, нанесенного по серийной технологии.

Анализ полученных данных не выявил существенных отличий при отклонениях от серийной технологии нанесения с целью выявления особенностей, влияющих на адгезионную составляющую и количество дефектов на границе сопряжения «сплав–покрытие».

Однако эксперименты подтвердили основные постулаты процесса осаждения КДП. Необходимы качественная подготовка поверхности детали перед нанесением и ионная очистка в плазме материала катода при стабильной работе инверторного источника смещения. Не следует пренебрегать продолжительностью ионной очистки: при сокращении времени обработки снижается качество изделий. Нельзя забывать о соотношениях никелевого и алюминиевого слоев, чтобы избежать сквозного алитирования, что неблагоприятным образом может сказаться на свойствах композиции «сплав–покрытие».

Список источников

1. ВИАМ 90 лет: гордимся прошлым, создаем будущее / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. С. 97–103.
2. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.07.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 36–52.
4. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Луцкая С.А., Дмитриев Н.С. Литейный интерметаллидный сплав на основе соединения Ni_3Al для турбинных лопаток газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). Ст. 01 URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.07.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-5-17.
5. 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.

6. Способ нанесения комбинированного жаростойкого покрытия: пат. 2402633 Рос. Федерация; заявл. 31.03.09; опубл. 27.10.10.
7. Способ обработки поверхности металлического изделия: пат. 2368701 Рос. Федерация; заявл. 08.11.07; опубл. 27.09.09.
8. Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А. Вакуумно-плазменная технология получения защитных покрытий из сложнолегированных сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1995. № 2. С. 15–18.
9. Будиновский С.А., Мубояджян С.А. Эффективность двухстадийной ионно-плазменной технологии получения легированных диффузионных алюминидных покрытий на жаропрочных никелевых сплавах // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2003. № 5. С. 27–32.
10. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология: перспективные процессы, покрытия, оборудование // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 5. С. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-39-54.
11. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Егорова Л.П., Луценко А.Н., Галоян А.Г. Защитные и упрочняющие покрытия лопаток и деталей ГТД // *75 лет. Авиационные материалы*. М.: ВИАМ, 2007. С. 27–44.
12. Белоус В.Я., Жирнов А.Д., Луценко А.Н., Мубояджян С.А. Повышение коррозионной стойкости стальных лопаток компрессора ГТД путем применения ионно-плазменного покрытия // *Авиационные материалы и технологии*. 2006. № 1. С. 53–60.
13. Матвеев П.В., Будиновский С.А. Исследование свойств защитных жаростойких покрытий для интерметаллидных никелевых сплавов типа ВКНА для рабочих температур до 1300 °С // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № 3. С. 22–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-22-26.
14. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Жаростойкие высокотемпературные ионно-плазменные покрытия для лопаток турбин современных ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2003. № 1. С. 92–102.
15. Александров Д.А., Мубояджян С.А., Журавлева П.Л., Горлов Д.С. Исследование влияния подготовки поверхности и асистируемого осаждения на структуру и свойства эрозионностойкого ионно-плазменного покрытия // *Труды ВИАМ*. 2018. № 10 (70). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.07.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-62-73.
16. Будиновский С.А., Ляпин А.А., Бенклян А.С. Опыт-промышленные ионно-плазменные установки МЭШ-50 и МАП-Р для нанесения защитных покрытий на детали транспортных и энергетических газотурбинных установок // *Инженерный журнал: наука и инновации*. 2021. № 10. С. 1–13. DOI: 10.18698/2308-6033-2021-10-2120.
17. Азаровский Е.Н., Доронин О.Н., Мубояджян С.А. Образование пористости на границе «жаропрочный сплав–жаростойкое конденсационно-диффузионное покрытие» // *Труды ВИАМ*. 2019. № 2 (74). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.07.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-113-120.

References

1. *VIAM 90 years: We are proud of the past, create the future*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: NIC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022, pp. 97–103.
2. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 10, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
3. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. Nickel foundry heat resisting alloys of new generation. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 5, pp. 36–52.
4. Bazyleva O.A., Arginbayeva E.G., Lutsкая S.A., Dmitriev N.S. Foundry intermetallic alloy based on Ni₃Al compound for turbine blades gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 11, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-5-17.

5. 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.
6. *A method of applying a combined heat-resistant coating*: pat. 2402633 Rus. Federation; appl. 31.03.09; publ. 27.10.10.
7. *A method of processing the surface of a metal product*: pat. 2368701 Rus. Federation; appl. 08.11.07; publ. 27.09.09.
8. Muboyajyan S.A., Kablov E.N., Budinovskiy S.A. Vacuum-plasma technology for obtaining protective coatings from complex alloy alloys. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 1995, no. 2, pp. 15–18.
9. Budinovskiy S.A., Muboyajyan S.A. The effectiveness of a two-stage ion-plasma technology for obtaining alloy diffusion aluminum coatings on heat-resistant nickel alloy. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2003, no. 5, pp. 27–32.
10. Muboyadzhyan S.A., Budinovskiy S.A. Ion-plasma technology: prospective processes, coatings, equipment. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
11. Kablov E.N., Muboyajyan S.A., Budinovskiy S.A., Egorova L.P., Lutsenko A.N., Galoyan A.G. Protective and strengthening coatings of the blades and parts of the GTD. 75 years. *Aviation materials*. Moscow: VIAM, 2007, pp. 27–44.
12. Belous V.Ya., Zhirnov A.D., Lutsenko A.N., Muboyajyan S.A. Increase in corrosion resistance of steel blades of the compressor of the GTD by using ion-plasma coating. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2006, no. 1, pp. 53–60.
13. Matveev P.V., Budinovskiy S.A. Research of the properties of protective heat-resistant coating for intermetallic nickel alloys operating at temperatures up to 1300 °C. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. 3, pp. 22–26.
14. Muboyajyan S.A., Budinovskiy S.A. Heat-resistant high-temperature ion-plasma coatings for turbines of modern GTD. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2003, no. 1, pp. 92–102.
15. Aleksandrov D.A., Muboyadzhyan S.A., Zhuravleva P.L., Gorlov D.S. Investigation of the effect of surface preparation and ion-assisted deposition on the structure and properties of erosion-resistant ion-plasma coating. *Trudy VIAM*, 2018, no. 10 (70), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-62-73.
16. Budinovskiy S.A., Lyapin A.A., Benklyan A.S. Expensive industrial-plasma installations of MASH-50 and MAP-R for applying protective coatings to parts of transport and energy gas turbine installations. *Inzhenernyy zhurnal: nauka i innovatsii*, 2021, no. 10, pp. 1–13. DOI: 10.18698/2308-6033-2021-10-2120.
17. Azarovskiy E.N., Doronin O.N., Muboyadzhyan S.A. Formation of porosity on the border «of heat-resistant alloy–heat-resistant condensation-diffusion coating». *Trudy VIAM*, 2019, no. 2 (74), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 17, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-113-120.

Информация об авторах

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

Кашин Дмитрий Сергеевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Дружнова Яна Сергеевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Dmitry S. Kashin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Evgeny N. Azarovskiy, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Yana S. Druzhnova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 27.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 07.11.2023.

The article was submitted 27.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 07.11.2023.

Научная статья

УДК 620.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-98-114

ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА РАСТЯЖЕНИЕ

В.С. Ерасов¹, И.Г. Сибаяев¹, А.И. Сутубалов¹

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

Аннотация. Рассмотрены методические и материаловедческие задачи, возникающие при механических испытаниях на растяжение образцов из композиционных материалов. Приведен обзор методик испытаний на растяжение полимерных композиционных материалов (ПКМ). Рассмотрены определяемые при испытании на растяжение характеристики материала, а также диаграмма деформирования при «жестком» режиме нагружения. Предложены унифицированный образец для испытаний ПКМ с различными схемами армирования и новые более функциональные обозначения видов разрушений.

Ключевые слова: растяжение, образец, деформация, напряжение, разрушение, живучесть

Для цитирования: Ерасов В.С., Сибаяев И.Г., Сутубалов А.И. Испытания образцов из композиционных материалов на растяжение // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-98-114.

Scientific article

TENSILE TESTING OF COMPOSITE MATERIALS SAMPLES

V.S. Erasov¹, I.G. Sibayev¹, A.I. Sutubalov¹

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

Abstract. Methodological and material science problems arising during mechanical tensile tests of samples made of composite materials are considered. An overview of the methods of tensile testing of polymer composite materials (PCM) is given. The characteristics of the material determined during the tensile test are considered, including the main one – the deformation diagram under the «rigid» loading mode. A unified sample for testing PCM with various reinforcement schemes and new more functional designations of types of destruction are proposed.

Keywords: stretching, sample, deformation, stress, fracture, survivability

For citation: Erasov V.S., Sibayev I.G., Sutubalov A.I. Tensile testing of composite materials samples. Trudy VIAM, 2023, no. 12 (130), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-98-114.

Введение

Метод испытания на растяжение является основным и наиболее распространенным методом исследования и контроля механических свойств конструктивных авиационных композиционных материалов [1–37]. Испытание на растяжение часто имитирует

условия, в которых на практике работает материал, и в этих условиях определяют стандартные механические свойства материала. В справочниках и стандартах на конструкционный композиционный материал обязательно приводят механические характеристики, определенные при растяжении, которые используют:

- при разработке новых материалов;
- для контроля качества материалов в процессе производства;
- как приемно-сдаточные испытания;
- при сертификации продукции;
- при анализе причин аварий и катастроф;
- для сравнительного анализа и выбора материала;
- для формулировки по определенным критериям свойств материалов для последующего использования в прочностных расчетах.

Разнообразие областей применения результатов испытаний на растяжение можно объяснить существенными преимуществами данного метода перед другими методами механических испытаний материалов. Преимущества заключаются в точном соответствии метода испытаний теоретическим представлениям о прочности, деформативности и процессе разрушения композиционного материала в условиях одноосного нагружения; простоте форм и многообразии размеров образцов с большой и удобной для исследования рабочей частью; наличии испытательных машин, стандартов, приспособлений и компьютерных программ по управлению процессом испытания и обработке результатов.

Результаты и обсуждение

Диаграмма растяжения

Рассмотрим определяемые при испытании на растяжение характеристики материала. Основной из них, включающей все остальные характеристики, является диаграмма деформирования, которая при «жестком» режиме нагружения определяется уравнением вида $\sigma = F(\epsilon)$. Диаграмма деформирования дает наглядное представление о поведении материала и его механических свойствах в упругой и неупругой областях, показывает влияние схемы армирования на вид и характер разрушения образца. Таким примером представления качества композиционного материала являются диаграммы деформирования, приведенные на рис. 1, для образцов из чистого серебра и модельного композиционного материала (серебро, армированное нитевидными кристаллами сапфира) при различном объемном содержании армирующего наполнителя. В процессе деформирования образца деформация развивается по стадиям. Сначала реализуются высокоскоростные механизмы деформации с низкой энергией активации (упругая деформация), обе фазы материала при этом остаются упругими. На этой стадии (величина деформации до 1,2–1,4 %) выполняется закон Гука, упругая деформация преобладает над остальными видами деформации. Определяемые характеристики (модуль упругости – E , коэффициент Пуассона – μ) представляют способность материала сопротивляться упругому деформированию. Упругие деформации обратимы, они исчезают при снятии нагрузки.

Затем серебряная матрица деформируется пластически с более высокой энергией активации, что делает диаграмму нелинейной (рис. 1, кривые 2 и 3). Диаграмма в виде прямой 1 показывает, что объемное содержание нитевидных кристаллов сапфира величиной 31 % (объемн.) делает композиционный материал упругим с низкой способностью к деформированию из-за накопления большой упругой энергии армирующим наполнителем, которую при разрушении наполнителя пластичная матрица не способна поглотить. Материал прочен, но не энергоемок при разрушении, т. е. обладает низкой живучестью. Применение материала в конструкции требует использования высокого значения коэффициента запаса прочности.

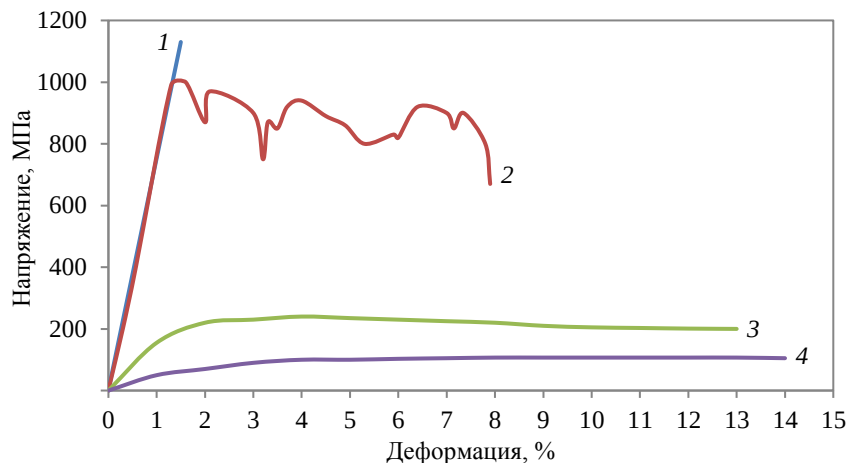


Рис. 1. Диаграммы деформирования образца из чистого серебра (4) и образцов из модельного композиционного материала (серебро, армированное нитевидными кристаллами сапфира) при объемном содержании армирующего наполнителя: 31 (1), 24 (2) и 7 % (объемн.) (3) [37]

При снижении объемного содержания нитевидных кристаллов сапфира до величины 24 % (объемн.) (рис. 1, кривая 2) прочность образца снижается на ~10 %, но при этом в разы увеличивается живучесть материала, которую можно оценить как площадь под кривой по уравнению $A = \int \sigma(\epsilon) d\epsilon$, где σ – напряжение, ϵ – деформация. Ломаная кривая соответствует последовательным разрывам волокон сапфира с последующим перераспределением нагрузки на оставшиеся целыми волокна. Значение величины $A = \int \sigma(\epsilon) d\epsilon$ целесообразно ввести в качестве характеристики композиционного материала, определяющей его удельную энергоемкость разрушения или живучесть. Армирование нитевидными кристаллами сапфира в количестве 7 % (объемн.) незначительно увеличивает прочность материала. Следует отметить, что объемное содержание в количестве в 24 % (объемн.) близко к теоретическому значению для минимального армирования в ~20 % (объемн.), при котором начинает работать правило смеси [23, 37].

Преобладание ковалентных связей и малые размеры поперечного сечения моноволокон армирующих наполнителей вызывают их хрупкость. Управляемый энергоемкий процесс разрушения материала в этих условиях зависит от пластичности матрицы. Однако высокое (>50 % (объемн.)) объемное содержание наполнителей определяет вид матрицы в виде тонких пленок, окружающих волокно (наполнитель), не способных к значительным пластическим деформациям. В современных авиационных изделиях полимерные композиционные материалы (ПКМ) с наполнителями из угле-, стекло- и органических волокон имеют высокие удельные характеристики прочности и жесткости, но низкую деформативность и живучесть.

Обзор методик испытаний на растяжение ПКМ

В авиационных конструкциях ПКМ широко используются в виде слоистых материалов, свойства которых при растяжении определяют на плоских образцах по соответствующим стандартам [3–9]. Анализ стандартов показал, что большинство из них основаны на нормативных положениях международного стандарта ASTM D 3039/D 3039M Standard – Test Methods for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials.

Опыт испытаний образцов различных размеров, накопленный авторами данной статьи, а также сведения, приведенные в стандартах и работах [2–5, 7, 9, 16–18], позволяют рекомендовать для испытаний на растяжение слоистых композиционных материалов унифицированный образец, представленный на рис. 2.

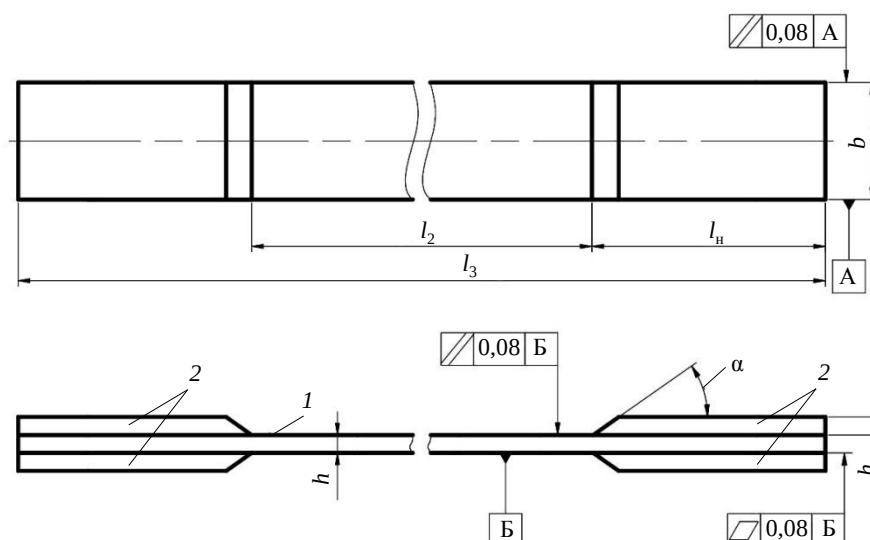


Рис. 2. Образец (1) с накладками (2) для испытаний на растяжение, рекомендуемый стандартами

Рекомендуемые геометрические размеры унифицированного образца для испытаний на растяжение:

Общая длина L_3 , мм	≥ 250
Ширина b , мм	$25 \pm 0,2$
Толщина h , мм	1–5
Рабочая длина (расстояние между накладками) L_2 , мм	150 ± 1
Длина накладок под захваты l_n , мм	≥ 50
Толщина накладок h_n , мм	$\geq 1,5$
Измерительная база L_0 , мм	10–100
Угол скоса накладок α , градус	30–35

Образец в направлении толщины для исключения появления изгибающих моментов должен иметь структуру, симметричную его срединной поверхности, гладкую ровную поверхность без вздутий, сколов, неровностей, надрезов, царапин, трещин или других видимых невооруженным глазом дефектов, а также большую удобную для исследования рабочую часть, при качественной механической обработке не чувствительную к «кромочному эффекту» – сильному уменьшению несущей способности площади сечения из-за частичного расслоения матрицы по кромкам образца. Отклонение образцов от номинальных размеров по ширине и толщине рабочей зоны не должно превышать: 1 % – по ширине, 2 % – по толщине.

Такой образец можно использовать для испытаний материалов с различными схемами армирования – определение механических характеристик при сдвиге в плоскости армирования под углами ± 45 градусов при испытании на растяжение. Если испытательная машина оснащена гидравлическими или пневматическими захватами с регулируемым усилием сжатия, следует использовать образцы без накладок. Достаточно обернуть захватные части образца наждачной лентой на тканом основании (рис. 2 и 3). В случае отсутствия таких захватов образец изготавливают с накладками на захватных частях образца. Материал накладок должен иметь модуль упругости в направлении, перпендикулярном оси растяжения, меньше, чем модуль упругости материала образца, т. е. материал накладок должен быть мягче материала образца. Угол скоса накладок α для уменьшения концентрации напряжений в конце накладки должен быть не более 30–35 градусов. Оптимальными являются накладки из материала, аналогичного исследуемому, сформированные сразу при

изготовлении плиты для последующей ее разрезки на образцы. Для таких накладок достаточно одного или двух слоев материала. При таком методе изготовления накладок происходит существенное упрочнение захватных частей образца, исключается операция приклеивания и уменьшается величина давления в захватах, компенсирующая слабость клеевого соединения. Для тонких накладок не требуется изготовление скосов.

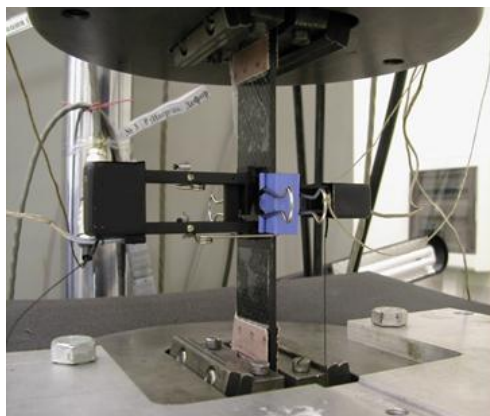


Рис. 3. Образец, закрепленный в гидравлических регулируемых захватах с помощью наждачной ленты

Следует иметь в виду, что усилие разрушения образца с однонаправленным армированием высокопрочными (например, углеродными) волокнами может быть >100 кН, поэтому для испытаний необходимы машины с максимальным усилием, превышающем это значение.

Захваты испытательной машины должны обеспечивать надежное крепление и точное центрирование образца – продольная ось образца должна совпадать с направлением действия растягивающей нагрузки. Для этого рекомендуется применять захваты с насечкой на рабочих поверхностях под углом ± 45 градусов с шагом от 1 до 2 мм на длине от 100 до 105 мм.

Правильность установки образца в захватах испытательной машины (отсутствие эксцентриситета) проверяют, измеряя упругие удлинения образца на двух противоположных сторонах. Разница между их значениями и значением среднего арифметического деформаций должна быть не более 5 % от среднего арифметического значения, характеризующего слой, в котором отсутствуют деформации от изгиба. Измерение удлинений проводят на контрольном образце с тремя наклеенными тензорезисторными датчиками на двух противоположных сторонах (рис. 4).

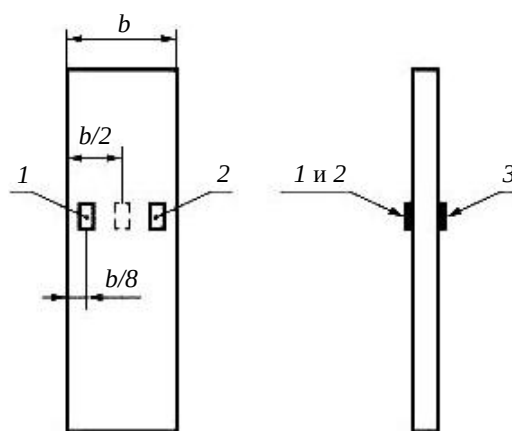


Рис. 4. Схема контрольного образца с тремя тензорезисторными датчиками (1–3) для проверки центровки силовой цепочки испытательной машины

Образец деформируют, пока каждый датчик не покажет относительную деформацию удлинения не менее 0,0005. Величину деформации нейтрального слоя образца, в котором отсутствует влияние изгиба вокруг центральной оси Y , направленной по ширине образца, определяют по формуле

$$\varepsilon_{ave} = (\frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}{2} + \varepsilon_3) / 2, \quad (1)$$

в которой $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – величины продольной деформации по показаниям датчиков 1–3.

Следует получить значение ε_{ave} – не менее 0,001. Влияние деформации изгиба по толщине B_Y и ширине B_Z образца в процентах рассчитывают следующим образом:

$$B_Y = \frac{\varepsilon_{ave} - \varepsilon_3}{\varepsilon_{ave}} \cdot 100, \quad (2)$$

$$B_Z = \frac{2(\varepsilon_2 - \varepsilon_1)}{3\varepsilon_{ave}} \cdot 100. \quad (3)$$

Это значение должно быть не более 5 %. Если величина B_Y или B_Z больше 5 %, необходимо перенастроить силовую цепочку испытательной машины.

В стандарте [5] присутствует ошибка в формуле по определению величины B_Z , приводящая к увеличению влияния изгиба в 2 раза по отношению к результатам расчета в стандартах [3] и [4]. Приведем вывод формулы (3). На рис. 5 представлена эпюра деформаций образца при наличии изгиба вокруг центральной оси Z , направленной перпендикулярно плоскости образца.

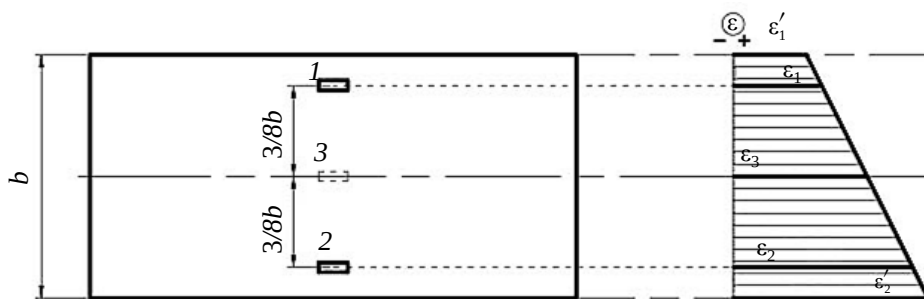


Рис. 5. Эпюра деформаций образца при наличии изгиба вокруг центральной оси Z

По показаниям тензодатчиков 1–3 величины продольной деформации равны соответственно $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$. При этом из расположения датчиков следует:

$$\varepsilon_3 = (\varepsilon_1 + \varepsilon_2) / 2, \quad (4)$$

$$\varepsilon_{ave} = \frac{1}{2} \left[\frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}{2} + \varepsilon_3 \right] = \varepsilon_3, \quad (5)$$

$$\varepsilon = kx + \varepsilon'_1 = \varepsilon'_1 + \frac{4x(\varepsilon_2 - \varepsilon_1)}{3b}, \quad 0 \leq x \leq b, \quad (6)$$

$$k = \frac{4}{3} \cdot \frac{1}{b} (\varepsilon_2 - \varepsilon_1), \quad (7)$$

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_1' + \frac{4}{3} (\varepsilon_2 - \varepsilon_1) \frac{1}{b} \cdot \frac{b}{2}, \quad (8)$$

$$\varepsilon_1' = \varepsilon_3 - \frac{2}{3} (\varepsilon_2 - \varepsilon_1), \quad (9)$$

$$B_z = \left[\frac{\varepsilon_{ave} - \varepsilon_1'}{\varepsilon_{ave}} \right] \cdot 100 = \left[\frac{2}{3} \left(\frac{\varepsilon_2 - \varepsilon_1}{\varepsilon_{ave}} \right) \right] \cdot 100. \quad (10)$$

Для большинства материалов рекомендуется применять типовые тензодатчики с измерительной базой 6 мм, сопротивлением 350 Ом и предельной деформацией 3 %.

Для измерения деформаций и управления испытанием при «жестком» режиме нагружения следует использовать экстензометры, обладающие измерительной базой от 10 до 100 мм. Чем больше рабочая база экстензометра, тем точнее управление испытанием и запись диаграммы деформирования. Оптимальным является использование экстензометра, позволяющего регистрировать деформацию одновременно на противоположных сторонах образца и показывать ее среднее значение. Для исключения проскальзывания ножей экстензометра по поверхности образца можно приклеить их быстросохнущим клеем или крепить их на тонкие полоски скотча или лейкопластыря, наклеенного на образец. По измеряемому диапазону деформаций (допустимому приращению измерительной базы) и точности экстензометры должны соответствовать классу B1 [38]. В случаях, когда величина систематической погрешности измерений, допускаемой для экстензометров класса B1, оказывается неприемлемой (измерения деформации высокомодульных ПКМ), следует применять экстензометры класса A.

Повышенная чувствительность ПКМ к влаге и температуре требует перед механическими испытаниями приведения состояния образцов по влагонасыщению и температуре к стандартным условиям. Для этого образцы перед испытанием подвергают кондиционированию. Для кондиционирования используют камеру искусственного климата, позволяющую создавать и поддерживать на заданном уровне стандартную лабораторную атмосферу 23/50 [39], либо образцы кондиционируют непосредственно в помещении испытательной лаборатории, если оно отвечает требованиям к условиям окружающей среды. При указании условий кондиционирования в нормативно-технической документации на материал кондиционирование следует проводить при указанных в этой документации температуре, атмосфере и продолжительности испытаний, в протоколе которых должны быть описаны условия кондиционирования образцов. Если регламентированное кондиционирование не проводили, то в протоколе испытаний следует указать, что образцы не кондиционировали.

Авиационные конструкционные слоистые ПКМ испытывают при температурах от -60°C до температуры, превышающей температуру эксплуатации на $25\text{--}50^\circ\text{C}$.

При испытаниях полимерных материалов, имеющих состояния от стеклообразного до высокоэластичного, необходим учет влияния фактора времени. Это требует регламентации продолжительности испытания, времени нагрева и выдержки при температуре испытания. В большинстве рассмотренных стандартов [3–9, 17] указано, что эти показатели должны соответствовать требованиям нормативного документа на материал. Если такие требования отсутствуют, приводят рекомендации по выбору скорости

деформирования или скорости перемещения подвижной траверсы испытательной машины. На современных испытательных машинах деформирование образца рекомендуют проводить со скоростью относительной деформации $0,01 \text{ мин}^{-1}$, что обеспечивает достижение параметра $\varepsilon = 0,01$ за одну минуту. На машинах, на которых это невозможно, нагружение образца обеспечивают за счет скорости перемещения подвижной траверсы, которую определяют экспериментально, чтобы время нагружения образцов до разрушения составляло $1,0 \pm 0,5 \text{ мин}$. Рекомендуемая скорость перемещения подвижной траверсы составляет 2 мм/мин .

Диаграммы деформирования образцов из ПКМ обычно имеют линейный или близкий к линейному вид (рис. 6). На линейном участке диаграммы определяют модуль упругости (E) и коэффициент Пуассона (μ), которые вычисляют по формулам:

$$E = \frac{\sigma'' - \sigma'}{\varepsilon'' - \varepsilon'},$$

$$\mu = -\frac{\Delta \varepsilon'}{\Delta \varepsilon''},$$

где $\sigma' = E\varepsilon'$, $\sigma'' = E\varepsilon''$ (рис. 6); $\Delta \varepsilon'$, $\Delta \varepsilon''$ – изменение соответственно поперечной и продольной относительной деформации при изменении напряжения на $\Delta \sigma$ (на рис. 6 – $\Delta \sigma = \sigma'' - \sigma'$).

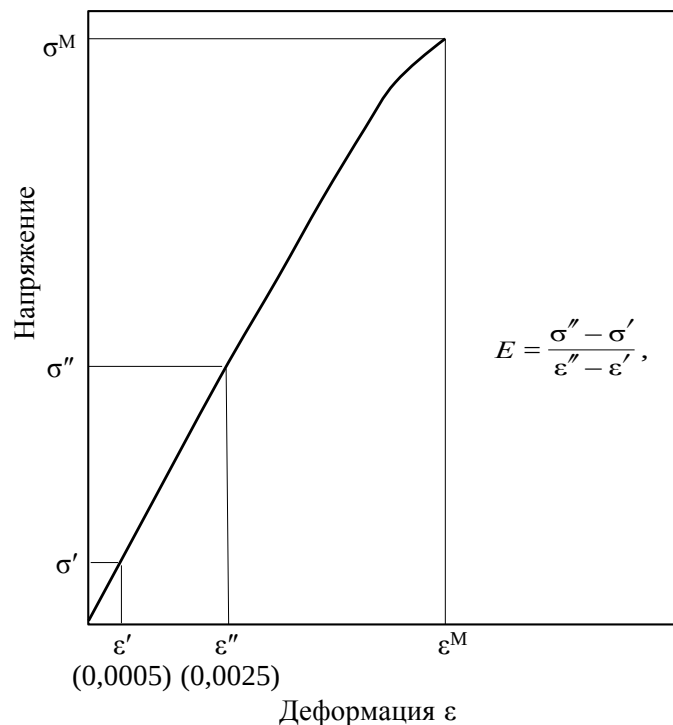


Рис. 6. Типичная диаграмма деформирования образца из слоистого полимерного композиционного материала (ε^M , σ^M – соответственно деформация и напряжение монослоя)

Прочность (временное сопротивление или предел прочности) при растяжении (σ_B) определяют делением максимальной нагрузки, выдержанной образцом ($P_{\max}$), на площадь его исходного поперечного сечения $b \cdot h$ (где b , h – ширина и толщина образца соответственно): $\sigma_B = P_{\max} / (b \cdot h)$.

При одинаковых n -слоях материала (рис. 7) для проектирования конструкций и расчетов на прочность определяют прочность монослоя по формуле $\sigma_b^M = \sigma_b / n$.

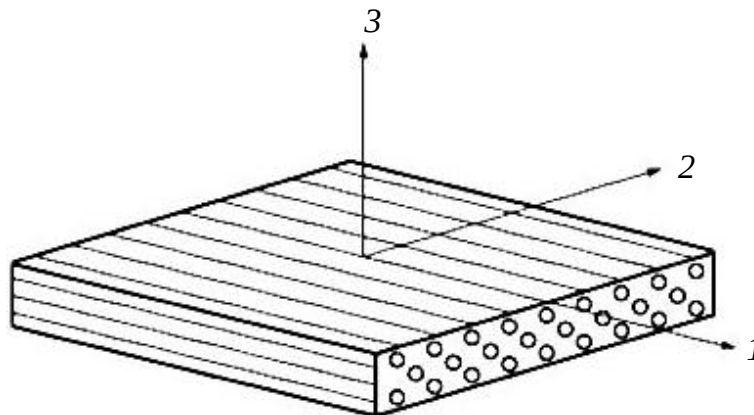


Рис. 7. Слоистый полимерный композиционный материал, армированный волокнами в одном направлении, и принятое обозначение осей координат

Относительное удлинение при разрушении (δ) определяют по формуле $\delta = (\Delta l_p / l_p) \cdot 100 \%$ (где Δl_p – абсолютное удлинение рабочей длины образца при разрушении; l_p – рабочая длина образца).

В ПКМ пластические свойства матрицы начинают проявляться при упругом поведении армирующих наполнителей. В гибридных металлополимерных материалах (рис. 8) пластические свойства металлических слоев также проявляются при еще упругом поведении слоев из ПКМ [40], в результате чего диаграммы деформирования имеют перелом (рис. 9). Величину деформации перелома называют деформацией перехода ($\epsilon_{\text{пер}}$), которую определяют графически по пересечению условно линейных участков диаграммы. Деформация перехода зависит от величины процентного содержания наполнителя, соотношений модулей упругости матрицы и наполнителя, а также соотношения металлических и полимерных слоев в гибридных материалах. Таким образом, величина деформации $\epsilon_{\text{пер}}$ близка к значению условной деформации текучести в металлическом материале, поэтому в качестве прочностной характеристики логично введение соответствующего деформации $\epsilon_{\text{пер}}$ значения напряжения перехода $\sigma_{\text{пер}}$.

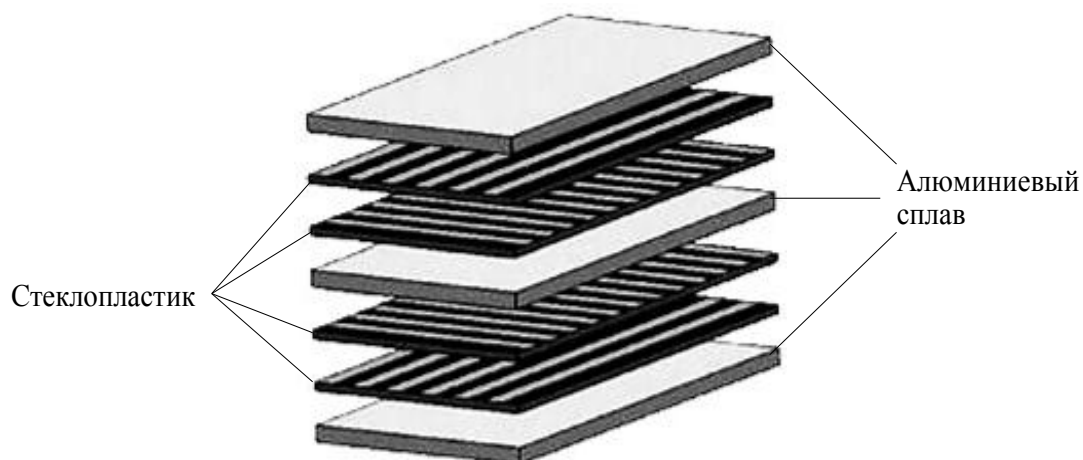


Рис. 8. Структура гибридного материала GLARE-3 [40]

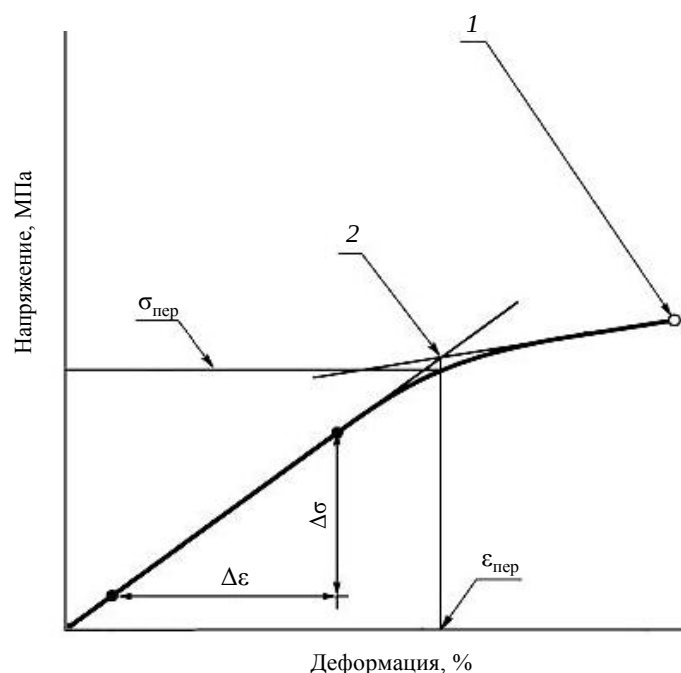


Рис. 9. Определение деформации перехода на билинейной диаграмме деформирования гибридного композиционного материала: 1 – максимальное напряжение; 2 – точка перехода

Компьютерные программы позволяют быстро обработать и представить результаты испытания. Однако такой показатель испытания, как вид разрушения образца, еще в программах не отработан, и его определение является субъективным мнением испытателя. Испытатель визуально должен определить вид (тип), зону (объем) и место разрушения для каждого образца. Для описания вида разрушения используют трехбуквенный код (см. таблицу).

Трехбуквенный код видов разрушения образцов

Первая буква		Вторая буква		Третья буква	
Вид (тип) разрушения	Код	Зона (объем) разрушения	Код	Местоположение разрушения	Код
В губках под накладками	З(Г)	В захватах	З(І)	В нижней части образца	Н(В)
		Проскальзывание в захватах или накладках	П(А)	В верхней части образца	В(Т)
Косой излом (под углом)	У(А)	В зоне на расстоянии менее одной ширины образца от захвата	Ш(W)	В центральной части образца	Ц(М)
Горизонтальное поперек образца	Г(Л)	В рабочей зоне	Р(Г)	Множественное (минимум в двух местах)	М(У)
Многотиповое	М(...)	Множественное (минимум в двух местах)	М(М)		
Взрывное	В(Х)	Не определена	Н(У)		
Начало разрушения с расслоения боковых граней	Р(Д)				
Наличие продольного расщепления	П(С)				
Иные виды разрушения	И(О)				

В таблице приведены обозначения, используемые в стандартах [3, 4], а также сделанные авторами данной статьи уточнения. Латинские буквы, используемые в стандарте [3], указаны в скобках. Примеры кодированного описания вида разрушения представлены на рис. 10 [3, 4].

Предложенное кодирование имеет существенные недостатки. В стандарте [4] применена одна буква П для обозначения двух видов разрушения. Образец следует считать разрушенным, когда он полностью разделился на части. До этого момента он повреждается и имеет живучесть. Образцы 1, 2, 4, 6, 9 на рис. 10 не разделены на части, т. е. их нельзя считать разрушенными. После доработки рис. 10 виды разрушения представлены на рис. 11. В таблице приведены уточненные определения и кодовые обозначения разрушений образцов. Коды местоположения разрушения по сравнению со стандартами [3, 4] (имеют по 7 кодов) сокращены до четырех обозначений, так как разрушения с левой или правой сторон образца не могут быть полными, а определение местоположения разрушения как неизвестное или неопределенное не имеет смыслового содержания. Когда разрушение происходит вне рабочей зоны образца, результат такого испытания не учитывают, и соответствующую запись заносят в протокол испытания. Но могут быть и исключения из данного правила. Например, при оценке требования к прочности материала не менее установленной величины получают результаты испытания больше ее значения, но с разрушением образцов в захватах или вне рабочей части. Ясно, что при разрушении в рабочей части значения будут еще больше.

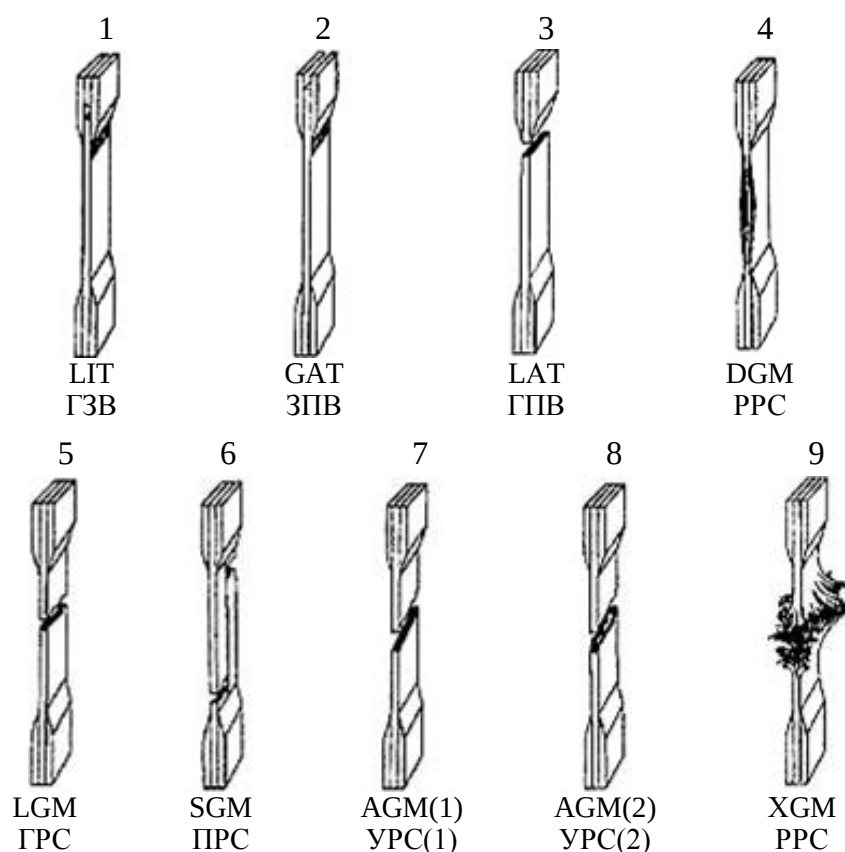
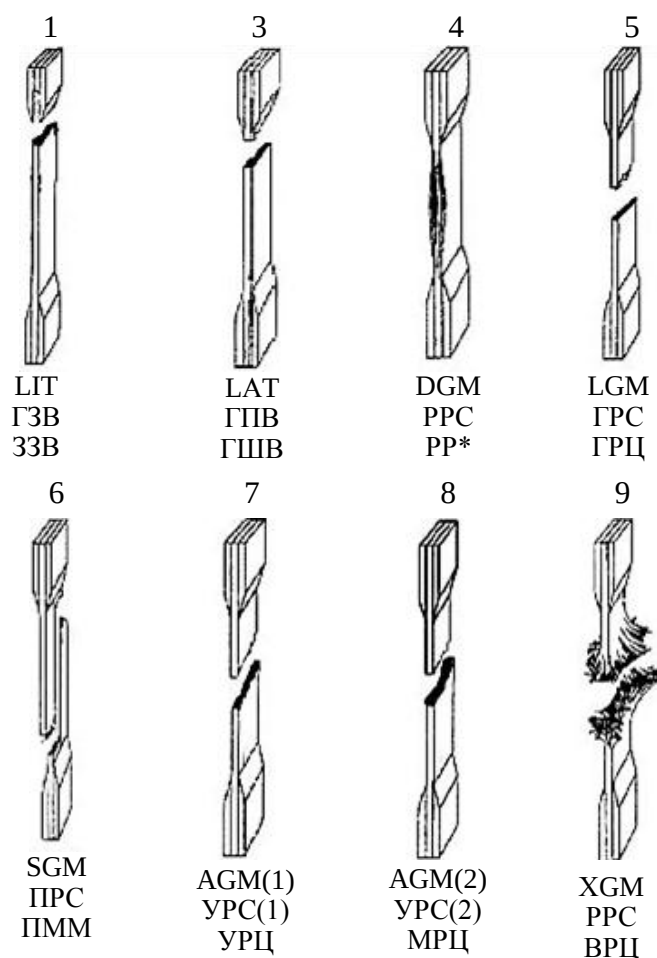


Рис. 10. Типовые виды разрушения образцов из полимерных композиционных материалов при растяжении согласно ASTM D3039/D3039M-17 и ГОСТ Р 56785–2015



*Образец разрушился частично, его дальнейшее испытание нецелесообразно.

Рис. 11. Предлагаемые типовые виды разрушения образцов из полимерных композиционных материалов при растяжении

Результаты испытания следует зафиксировать и соответствующую запись о месте разрушения занести в протокол испытания. Однако это не исключает необходимости перенастройки силовой цепочки испытательной машины.

Заключения

Рассмотрены методические и материаловедческие задачи, необходимые для качественного проведения испытаний на растяжение образцов из композиционных материалов. Проведен сравнительный анализ международных методик испытаний на растяжение ПКМ. Рассмотрены определяемые при испытании на растяжение характеристики материала.

Предложены унифицированный образец для испытаний материалов с различными схемами армирования, а также более функциональные обозначения видов разрушений.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 2. «Фундаментально-ориентированные исследования, квалификация материалов, неразрушающий контроль» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [41–49].

Список источников

1. Тарнопольский Ю.М., Киндис Т.Я. Методы статических испытаний армированных пластиков. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Химия, 1981. 272 с.
2. ASTM D4762-18. Standard Guide for Testing Polymer Matrix Composite Materials. American Society for Testing and Materials, 2018. 25 p.
3. ASTM D3039/D3039M-17. Standard Test Methods for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. American Society for Testing and Materials, 2017. 13 p.
4. ГОСТ Р 56785–2015. Композиты полимерные. Метод испытания на растяжение плоских образцов. М.: Стандартинформ, 2015. 20 с.
5. ГОСТ 32656–2017. Композиты полимерные. Методы испытаний. Испытания на растяжение М.: Стандартинформ, 2017. 32 с.
6. ГОСТ 25.601–80. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний композиционных материалов с полимерной матрицей (композитов). Метод испытания плоских образцов на растяжение при нормальной, повышенной и пониженной температурах М.: Издательство стандартов, 1980. 15 с.
7. ISO 527-4:2021. Plastics – Determination of tensile properties – Part 5: Test conditions for unidirectional fibre-reinforced plastic composites, 2021. 27 p.
8. EN 2561:1995. Aerospace series – Carbon fibre reinforced plastics – Unidirectional laminates – Tensile test parallel to the fibre direction. CEN, 1995. 14 p.
9. EN 2597:1998. Aerospace series – Carbon fibre reinforced plastics – Unidirectional laminates – Tensile test perpendicular to the fibre direction. CEN, 1998. 16 p.
10. ГОСТ 32658–2014. Композиты полимерные. Определение механических характеристик при сдвиге в плоскости армирования методом испытания на растяжение под углом ± 45 град. М.: Стандартинформ, 2014. 15 с.
11. ASTM D5766/D5766M-11. Standard Test Method for Open-Hole Tensile Strength of Polymer Matrix Composite Laminates. American Society for Testing and Materials, 2018. 7 p.
12. ASTM D6742/D6742M-12. Standard Practice for Filled-Hole Tension and Compression Testing of Polymer Matrix Composite Laminates. American Society for Testing and Materials, 2012. 8 p.
13. Вильдеман В.Э., Третьяков В.П. Испытания материалов с построением полных диаграмм деформирования // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 2. С. 93–98.
14. Забулонов Д.Ю., Мыктыбеков Б., Ухов П.А. Сравнение отечественных и зарубежных методов испытаний полимерных композиционных материалов // Научные труды (Вестник МАТИ). 2009. № 15 (87). С. 287–292.
15. Адамов А.А., Лаптев М.Ю., Горшкова Е.Г. Анализ отечественной и зарубежной нормативной базы по механическим испытаниям полимерных композиционных материалов // Конструкции из композиционных материалов. 2012. № 3. С. 72–77.
16. Ильичев А.В., Раскутин А.Е., Гуляев И.Н. Сравнение геометрических размеров образцов ПКМ, используемых в международных стандартах ASTM и отечественных ГОСТ // Новости материаловедения. Наука и техника. 2015. № 4 (16). Ст. 05. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 09.08.2023).
17. Ильичев А.В. Сравнение стандартов ГОСТ и ASTM для проведения механических испытаний ПКМ на растяжение // Комментарии к стандартам, ТУ, сертификатам: приложение к журналу «Все материалы. Энциклопедический справочник». 2015. № 8. С. 2–9.
18. Евдокимов А.А., Гуляев И.Н., Зеленина И.В. Исследование физико-механических свойств и микроструктуры объемно-армированного углепластика // Труды ВИАМ. 2019. № 4 (76). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-38-47.
19. Шершак П.В., Рябовол Д.Ю. Стандарты по динамическим механическим испытаниям пластмасс и полимерных композитных материалов // Авиационная промышленность. 2017. № 4. С. 48–52.
20. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов / под ред. Ю.В. Соколкина. М.: Физматлит, 1997. 288 с.

21. Принципы создания композиционных полимерных материалов / А.А. Берлин, С.А. Вольфсон, В.Г. Ошмян, Н.С. Ениколопов. М.: Химия, 1990. 240 с.
22. Победря Б.Е. Механика композиционных материалов. М.: Изд-во МГУ, 1984. 352 с.
23. Композиционные материалы: справочник / под ред. Д.М. Карпиноса. Киев: Наукова думка, 1985. 592 с.
24. Ванин Г.А. Микромеханика композиционных материалов. Киев: Наукова думка, 1985. 304 с.
25. Гуняев Г.М. Структура и свойства полимерных волокнистых композитов. М.: Химия, 1981. 232 с.
26. Васильев В.В., Протасов В.Д., Болотин В.В. Композиционные материалы: справочник / под ред. В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. М.: Машиностроение, 1990. 512 с.
27. Васильев В.В. Механика конструкций из композиционных материалов. М.: Машиностроение, 1988. 270 с.
28. Кристенсен Р.М. Введение в механику композитов. М.: Мир, 1982. 336 с.
29. Механика композиционных материалов. Под ред. Дж. Сендецки. М.: Мир, 1978. 564 с.
30. Jones R.M. Mechanics of Composite materials. 2nd ed. Taylor & Francis, 1999. 519 p.
31. Тканые конструкционные композиты. М.: Мир, 1990. 432 с.
32. Тарнопольский Ю.М., Жигун И.Г., Поляков В.А. Пространственно-армированные композиционные материалы. М.: Машиностроение, 1987. 224 с.
33. Горшков А.Г., Старовойтов Э.И., Тарлаковский Д.В. Теория упругости и пластичности. М.: Физматлит, 2002. 416 с.
34. Димитриенко Ю.И. Основы механики твердого тела. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013. Т. 4: Механика сплошной среды. 624 с.
35. Гольдман А.Я. Прогнозирование деформационно-прочностных свойств полимерных и композиционных материалов. Л.: Химия, 1988. 272 с.
36. Димитриенко Ю.И., Кашкаров А.И. Расчет эффективных характеристик композитов с периодической структурой методом конечного элемента // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Естественные науки. 2002. № 2. С. 95–108.
37. Монокристалльные волокна и армированные ими материалы / под ред. А.Т. Туманова. М.: Мир, 1973. 464 с.
38. ASTM E83-10. Practice for Verification and Classification of Extensometer Systems. American Society for Testing and Materials, 2010. 19 p.
39. ГОСТ 12423–2013 (ISO 291:2008). Пластмассы. Условия кондиционирования и испытания образцов (проб). М.: Стандартинформ, 2014. 11 с.
40. Подживотов Н.Ю., Каблов Е.Н., Антипов В.В., Ерасов В.С., Серебренникова Н.Ю., Абдуллин М.Р., Лимонин М.В. Слоистые металлополимерные материалы в элементах конструкции воздушных судов // Перспективные материалы. 2016. № 10. С. 5–19.
41. Гриневич Д.В., Яковлев Н.О., Славин А.В. Критерии разрушения полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-92-111.
42. Димитриенко Ю.И., Губарева Е.А., Сборщиков С.В., Ерасов В.С., Яковлев Н.О. Численное моделирование и экспериментальное исследование деформирования упругопластических пластин при смятии // Математическое моделирование и численные методы. 2015. № 1 (5). С. 67–82.
43. Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Петрова А.П. Сравнение нормативных баз различных стран по испытанию клеевых соединений материалов // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2014. № 7. С. 2–8.
44. Яковлев Н.О., Гуляев А.И., Попкова Е.А. Оценка геометрических параметров углеродных волокон // Мат. XIV Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов». М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. С. 227–239.

45. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 440–448.
46. Яковлев Н.О., Попкова Е.А., Ландик Д.Н. Деформация как критерий качества углеродного волокна // Мат. VII Всерос. науч.-техн. конф. «Роль фундаментальных исследований при реализации стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г.». М.: ФГУП ВИАМ, 2021. С. 198–203.
47. Славин А.В., Силкин А.Н., Гриневич Д.В., Яковлев Н.О. Композиционные материалы с объемно-армированной структурой (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 8 (114). Ст. 9. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-113-122.
48. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 3–8.
49. 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: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118.

References

1. Tarnopolsky Yu.M., Kintsis T.Ya. *Methods of static testing of reinforced plastics*. 3rd ed., rev. and add. Moscow: Khimiya, 1981, 272 p.
2. ASTM D4762-18. *Standard Guide for Testing Polymer Matrix Composite Materials*. American Society for Testing and Materials, 2018, 25 p.
3. ASTM D3039/D3039M-17. *Standard Test Methods for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials*. American Society for Testing and Materials, 2017, 13 p.
4. State Standard R 56785–2015. *Polymer composites. Tensile test method for flat samples*. Moscow: Standartinform, 2015, 20 p.
5. State Standard 32656–2017. *Polymer composites. Test methods. Tensile tests*. Moscow: Standartinform, 2017, 32 p.
6. State Standard 25.601–80. *Calculations and strength tests. Methods of mechanical testing of composite materials with a polymer matrix (composites). Method of tensile testing of flat samples at normal, elevated and low temperatures*. Moscow: Standards Publishing House, 1980, 15 p.
7. ISO 527-4:2021. *Plastics – Determination of tensile properties – Part 5: Test conditions for unidirectional fibre-reinforced plastic composites*, 2021, 27 p.
8. EN 2561:1995. *Aerospace series – Carbon fibre reinforced plastics – Unidirectional laminates – Tensile test parallel to the fibre direction*. CEN, 1995, 14 p.
9. EN 2597:1998. *Aerospace series – Carbon fibre reinforced plastics – Unidirectional laminates – Tensile test perpendicular to the fibre direction*. CEN, 1998, 16 p.
10. State Standard 32658–2014. *Polymer composites. Determination of mechanical characteristics during shear in the plane of reinforcement by tensile testing at an angle of ± 45 degrees*. Moscow: Standartinform, 2014, 15 p.
11. ASTM D5766/D5766M-11. *Standard Test Method for Open-Hole Tensile Strength of Polymer Matrix Composite Laminates*. American Society for Testing and Materials, 2018. 7 p.
12. ASTM D6742/D6742M-12. *Standard Practice for Filled-Hole Tension and Compression Testing of Polymer Matrix Composite Laminates*. American Society for Testing and Materials, 2012, 8 p.
13. Vildeman V.E., Tretyakov V.P. Testing of materials with construction of complete strain diagrams. *Problemy mashinostroyeniya i nadezhnosti mashin*, 2013, no. 2. pp. 93–98.
14. Zabulonov D.Yu., Myktybekov B., Ukhov P.A. Comparison of domestic and foreign methods for testing polymer composite materials. *Nauchnyye trudy (Vestnik MATI)*, 2009, no. 15 (87). pp. 287–292.
15. Adamov A.A., Laptev M.Yu., Gorshkova E.G. Analysis of domestic and foreign regulatory framework for mechanical testing of polymer composite materials. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*, 2012, no. 3. pp. 72–77.

16. Ilyichev A.V., Raskutin A.E., Gulyaev I.N. Comparison of the geometric dimensions of PCM samples used in international ASTM standards and domestic GOST standards. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*, 2015, no. 4 (16), art. 05. Available at: <http://www.materialsnews.ru> (accessed: August 09, 2023).
17. Ilyichev A.V. Comparison of GOST and ASTM standards for mechanical tensile testing of PCM. *Comments on standards, specifications, certificates: supplement to journal «Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik»*, 2015, no. 8, pp. 2–9.
18. Evdokimov A.A., Gulyaev I.N., Zelenina I.V. Investigation of the physicomechanical properties and microstructure of volume-reinforced carbon fiber reinforced plastic. *Trudy VIAM*, 2019, no. 4 (76), paper no. 05. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-38-47.
19. Shershak P.V., Ryabovol D.Yu. Standards for dynamic mechanical testing of plastics and polymer composite materials. *Aviatsionnaya promyshlennost*, 2017, no. 4, pp. 48–52.
20. Wildeman V.E., Sokolkin Yu.V., Tashkinov A.A. *Mechanics of inelastic deformation and fracture of composite materials*. Ed. Yu.V. Sokolkina. Moscow: Fizmatlit, 1997, 288 p.
21. *Principles of creating composite polymer materials*. Moscow: Khimiya, 1990, 240 p.
22. Pobedrya B.E. *Mechanics of composite materials*. Moscow: Moscow State Univ. Publ. House, 1984, 352 p.
23. *Composite materials: reference book*. Ed. D.M. Karpinos. Kyiv: Naukova Dumka, 1985, 592 p.
24. Vanin G.A. *Micromechanics of composite materials*. Kyiv: Naukova Dumka, 1985, 304 p.
25. Gunyaev G.M. *Structure and properties of polymer fiber composites*. Moscow: Khimiya, 1981, 232 p.
26. Vasiliev V.V., Protasov V.D., Bolotin V.V. *Composite materials: reference book*. Ed. V.V. Vasilyeva, Yu.M. Tarnopolsky. Moscow: Mashinostroyenie, 1990, 512 p.
27. Vasiliev V.V. *Mechanics of structures made of composite materials*. Moscow: Mashinostroyenie, 1988, 270 p.
28. Christensen R.M. *Introduction to the mechanics of composites*. Moscow: Mir, 1982, 336 p.
29. *Mechanics of composite materials*. Ed. J. Sendekci. Moscow: Mir, 1978, 564 p.
30. Jones R.M. *Mechanics of Composite materials*. 2nd ed. Taylor & Francis, 1999, 519 p.
31. *Woven structural composites*. Moscow: Mir, 1990, 432 p.
32. Tarnopolsky Yu.M., Zhigun I.G., Polyakov V.A. *Spatially reinforced composite materials*. Moscow: Mashinostroyenie, 1987, 224 p.
33. Gorshkov A.G., Starovoitov E.I., Tarlakovsky D.V. *Theory of elasticity and plasticity*. Moscow: Fizmatlit, 2002, 416 p.
34. Dimitrienko Yu.I. *Fundamentals of solid mechanics*. Moscow: Bauman MSTU Publ. house, 2013, vol. 4: Continuum mechanics, 624 p.
35. Goldman A.Ya. *Prediction of deformation-strength properties of polymer and composite materials*. Leningrad: Khimiya, 1988, 272 p.
36. Dimitrienko Yu.I., Kashkarov A.I. Calculation of the effective characteristics of composites with a periodic structure by the finite element method. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman, ser.: Natural Sciences*, 2002, no. 2, pp. 95–108.
37. *Monocrystal fibers and materials reinforced by them*. Ed. A.T. Tumanov. Moscow: Mir, 1973, 464 p.
38. ASTM E83-10. *Practice for Verification and Classification of Extensometer Systems*. American Society for Testing and Materials, 2010, 19 p.
39. State Standard 12423–2013 (ISO 291:2008). *Plastics. Conditioning conditions and testing of samples (specimen)*. Moscow: Standartinform, 2014, 11 p.
40. Podzhivotov N.Yu., Kablov E.N., Antipov V.V., Erasov V.S., Serebrennikova N.Yu., Abdullin M.R., Limonin M.V. Layered metal-polymer materials in aircraft structural elements. *Perspektivnye materialy*, 2016, no. 10, pp. 5–19.
41. Grinevich D.V., Yakovlev N.O., Slavin A.V. The criteria of the failure of polymer matrix composites (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), paper no. 11. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-92-111.

42. Dimitrienko Yu.I., Gubareva E.A., Sborshchikov S.V., Erasov V.S., Yakovlev N.O. Numerical modeling and experimental study of the deformation of elastoplastic plates under compression. *Matematicheskoe modelirovanie i chislennye metody*, 2015, no. 1 (5), pp. 67–82.
43. Yakovlev N.O., Erasov V.S., Petrova A.P. Comparison of regulatory frameworks in different countries for testing adhesive joints of materials. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2014, no. 7, pp. 2–8.
44. Yakovlev N.O., Gulyaev A.I., Popkova E.A. Assessment of geometric parameters of carbon fibers. *Mat. XIV All-Rus. conf. on testing and research into the properties of materials «Physical and mechanical tests, strength and reliability of modern structural and functional materials»*. Moscow: National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022, pp. 227–239.
45. Erasov V.S., Yakovlev N.O., Nuzhnyj G.A. Qualification tests and researches of durability of aviation materials. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 5, pp. 440–448.
46. Yakovlev N.O., Popkova E.A., Landik D.N. Deformation as a quality criterion for carbon fiber. Reports VII All-Rus. scientific-technical conf. “The role of fundamental research in the implementation of strategic directions for the development of materials and technologies for their processing for the period until 2030”. Moscow: VIAM, 2021, pp. 198–203.
47. Slavin A.V., Silkin A.N., Grinevich D.V., Yakovlev N.O. Composite materials with a 3D-reinforced structure (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 8 (114), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-113-122.
48. Kablov E.N. Quality control of materials is a guarantee of safe operation of aviation equipment. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2001, no. 1, pp. 3–8.
49. 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: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-1-104-118.

Информация об авторах

Ерасов Владимир Сергеевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Сибасв Илья Гоярович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Сутубалов Александр Игоревич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Information about the authors

Vladimir S. Erasov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilya G. Sibayev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander I. Sutubalov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 20.09.2023; получена после доработки 18.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.10.2023.

The article was submitted 20.09.2023; received in revised form 18.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 31.10.2023.

Научная статья

УДК 620.179

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-115-124

ОСОБЕННОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВОГО КОНТРОЛЯ РЕМОНТА МОНОЛИТНЫХ ЗОН ВЕРТОЛЕТНЫХ ЛОПАСТЕЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

А.С. Бойчук¹, В.Ю. Чертищев¹, И.А. Диков¹, А.С. Генералов¹

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

Аннотация. Контроль ремонта монолитных конструкций из полимерных композиционных материалов в отличие от контроля при их производстве и эксплуатации требует особого подхода. Приведены результаты исследований ремонта монолитных образцов, имитирующих фрагмент лонжерона вертолетной лопасти. Исследования проведены с использованием ультразвукового эхо-импульсного метода. Показано, что контроль отремонтированной монолитной зоны в зависимости от схемы ремонта может включать контроль материала ремонтной заплаты и ее приклейки к основному материалу.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, вертолетная лопасть, монолитные зоны, ремонт, неразрушающий контроль, ультразвуковой эхо-импульсный метод

Для цитирования: Бойчук А.С., Чертищев В.Ю., Диков И.А., Генералов А.С. Особенности ультразвукового контроля ремонта монолитных зон вертолетных лопастей из полимерных композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-115-124.

Scientific article

THE REPAIR MONOLITHIC ZONES OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS HELICOPTER BLADES ULTRASONIC TESTING SPECIFICITY

A.S. Boychuk¹, V.Yu. Chertishchev¹, I.A. Dikov¹, A.S. Generalov¹

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

Abstract. A special approach is required for repair process as opposed to polymer composite materials monolithic structures testing for it production and operation. The results of repaired monolithic specimens simulating helicopter blade spar fragment research is described at the article. The researches were carried out by ultrasonic pulse-echo technique. It is shown that the repaired monolithic zone testing depending on the repair scheme can be divided into the repair patch material testing and quality testing of its gluing to the main material of the repaired object.

Keywords: polymer composite materials, helicopter blade, monolithic zones, repair, nondestructive testing, ultrasonic pulse-echo technique

For citation: Boychuk A.S., Chertishchev V.Yu., Dikov I.A., Generalov A.S. The repair monolithic zones of polymer composite materials helicopter blades ultrasonic testing specificity. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-115-124.

Введение

Повышение весовой эффективности и ресурса различных конструкций (элементов фюзеляжа, лопастей рулевого и несущего винта и др.) вертолетной техники возможно за счет разработки полимерных композиционных материалов (ПКМ) [1–5] и технологических решений для их изготовления [6–8]. В последнее время доля применения композитов в конструкциях современных вертолетов постоянно растет и может составлять до 40–50 %, разработчики изделий стремятся увеличить этот показатель [9]. Благодаря внедрению новых ПКМ и технологий их изготовления удастся существенно упростить технологический процесс получения конструкций высоконагруженных вертолетных агрегатов, таких как лопасти несущего и рулевого винта, повысить показатели технологических и эксплуатационных характеристик, а также ресурс работы [10].

Вместе с тем при эксплуатации авиационная техника подвержена различным ударным воздействиям (попадание посторонних предметов, удар молнии и др.), к которым чувствительны конструкции из полимерных композитов. В результате ударного воздействия могут образоваться ударные повреждения, представляющие собой множественные расслоения, растрескивания и способные существенно снизить прочность изделия. Кроме того, под воздействием различных механических нагрузок и климатических факторов полученные повреждения могут расти и приводить к разрушению конструкции.

В настоящее время для ремонта монолитных зон изделий из ПКМ разрабатываются специальные материалы и технологии [11–13], позволяющие полностью или частично восстановить эксплуатационные характеристики. Анализ научно-технической литературы показывает, что в основном используются два способа ремонта – с применением клеев/связующего горячего отверждения и клеев холодного отверждения. Как правило, клеи/связующие горячего отверждения применяют при структурном, постоянном ремонте в условиях организации, эксплуатирующей авиационную технику. Цель такого ремонта – восстановление эксплуатационных характеристик агрегата (изделия). Ремонт толстостенных конструкций из ПКМ с повреждениями диаметром менее 10 мм проводится по схеме 1 путем высверливания повреждения, заполнения отверстия полимерным наполнителем и наложения ремонтной накладки (рис. 1, а). При повреждениях диаметром более 10–20 мм ремонт проводится по схеме 2, включающей механическую обработку изделия ступенчатым способом с целью дальнейшей послойной выкладки ремонтной заплата на предварительно уложенный клей (рис. 1, б).

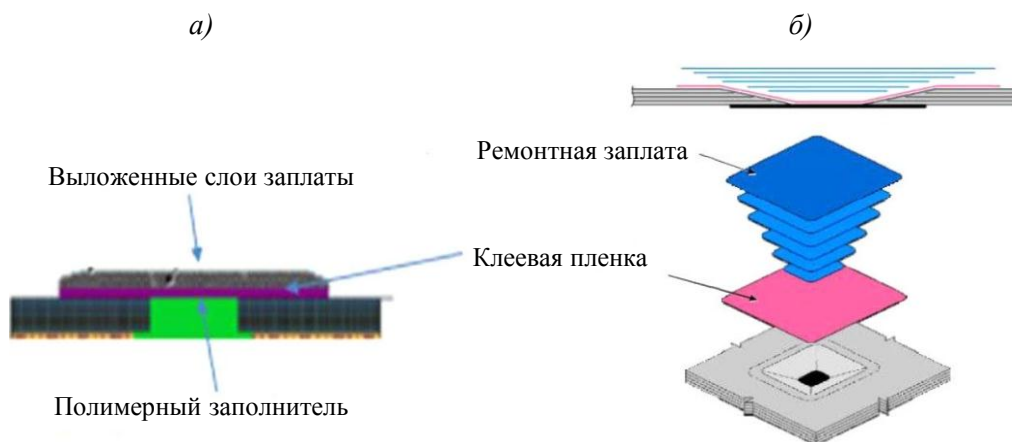


Рис. 1. Ремонт толстостенных монолитных конструкций из полимерных композиционных материалов по схемам 1 (а) и 2 (б)

Для безопасной эксплуатации воздушных судов после ремонта необходимо оценивать качество проведенных мероприятий методами неразрушающего контроля, обеспечивающими своевременное и надежное выявление дефектов в монолитных и многослойных конструкциях из ПКМ [14–19]. Для контроля изделий из композитов главным образом используют методы, основанные на возбуждении и распространении в исследуемом объекте упругих колебаний ультразвукового диапазона. К ним относятся акустические (импедансный и свободных колебаний) и ультразвуковые (эхо-импульсный и теневой) методы.

Акустический импедансный метод учитывает изменения механического импеданса материала контролируемого объекта. Это наиболее простой и распространенный в промышленности способ, позволяющий обнаруживать зоны повреждений как монолитных элементов конструкций, так и многослойных с различными видами заполнителей (сотами, пеной и др.). Акустический метод свободных колебаний, основанный на возбуждении упругих колебаний широкого диапазона частот в контролируемой зоне и регистрации изменения спектра применяемых сигналов, используют для контроля клеевых многослойных конструкций с обшивками из полимерных композитов толщиной более 2 мм. Теневой метод основан на излучении и приеме ультразвуковых колебаний, однократно прошедших через контролируемый объект. Признаком обнаружения дефекта является уменьшение амплитуды прошедшего сигнала до уровня ниже порога чувствительности. Для контроля данным методом необходим двухсторонний доступ к конструкции и строгая соосность акустических осей излучающего и приемного преобразователей. Теневой метод можно использовать для контроля монолитных и многослойных конструкций, а также клеевых соединений. Эхо-импульсный метод, или метод отражения, основан на излучении и приеме ультразвуковых импульсов, отраженных от различных неоднородностей в материале объекта контроля, и анализе величины амплитуды и времени ее появления на экране дефектоскопа. Эхо-импульсный метод наиболее распространен при контроле монолитных зон и верхних обшивок многослойных конструкций толщиной более 1–2 мм.

Оценка качества ремонта изделий из слоистых пластиков методами неразрушающего контроля заметно отличается от контроля при производстве и эксплуатации конструкции: контролепригодность отремонтированных зон может быть существенно снижена, появляются новые типы дефектов. Так, контроль ультразвуковым эхо-импульсным методом монолитных зон конструкций из углепластика после ремонта, проведенного по схемам 1 и 2, может включать контроль наличия в монолитных зонах расслоений и клеевых соединений, образованных при приклейке ремонтной заплаты к основному материалу. Особенно это выражено при использовании материала заплаты и клеевой пленки с акустическими свойствами, отличными от акустических свойств основного материала контролируемого объекта.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.3. «Методы неразрушающих исследований и контроля» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [20].

Материалы и методы

Качество ремонта монолитных зон конструкций вертолетной техники из ПКМ оценивали методами неразрушающего контроля на образцах из гибридного стеклоуглепластика, имитирующих фрагмент лонжерона вертолетной лопасти. На образцах просверлены отверстия диаметрами 10 и 30 мм и проведен их ремонт по схемам 1 и 2.

В качестве ремонтной заплаты и накладки использовали материалы как с одинаковыми, так и с отличными от основного материала образцов акустическими свойствами. На рис. 2 представлен вид изготовленных образцов с ремонтом.

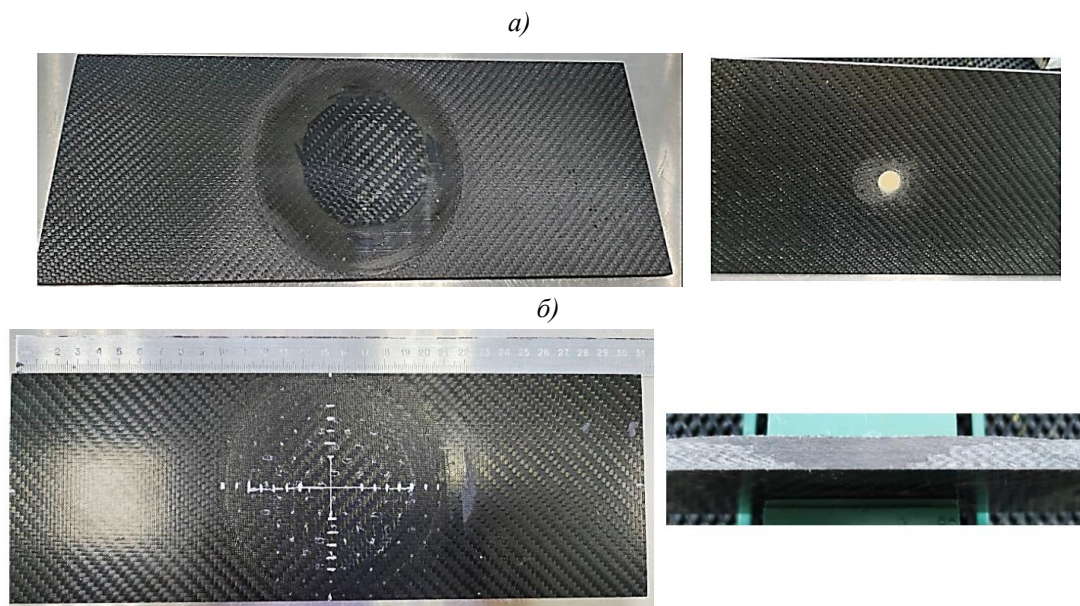


Рис. 2. Образцы, отремонтированные по схемам 1 (а) и 2 (б)

Поверхность образцов, отремонтированных по схеме 2 (рис. 1, б), для облегчения исследований размечена белым маркером в соответствии со ступенчатым способом выкладки ремонтной заплаты. В этих образцах также просверлены плоскодонные отверстия диаметром 10 мм, засверленные в материал ремонтной заплаты.

Для исследования образцов использовали ультразвуковой дефектоскоп, поддерживающий режим работы с фазированными решетками, 64-элементную линейную фазированную решетку с рабочей частотой 3,5 МГц, призму из эластомерного материала, двухкоординатный сканер и специальное программное обеспечение для анализа результатов. В качестве контактной жидкости применяли дистиллированную воду.

Исследования проводили контактным ультразвуковым эхо-импульсным методом с использованием продольных акустических волн.

Поверхности отремонтированных зон подвергали механической обработке. На поверхности зон ремонта не должно быть натеков связующего (клея) и различных неровностей, препятствующих обеспечению акустического контакта между поверхностью призмы и объектом контроля при проведении ультразвуковых исследований.

Результаты и обсуждение

Исследование образца с ремонтом по схеме 1

Ультразвуковое исследование образца 1 с ремонтом, проведенным в соответствии со схемой 1 (рис. 1, а), заключалось в настройке дефектоскопа на настроенном образце, предназначенном для контроля монолитных зон лопастей без ремонта, по плоскодонным отражателям диаметром 10 мм и оценке степени приформовки накладки в зоне ремонта. Ремонтная накладка состояла из трех слоев препрега углепластика и была приформована к основному материалу образца через слой клеевой пленки. Данная настройка необходима, поскольку в качестве накладки использовали материал с акустическими свойствами, схожими с акустическими свойствами основного материала образца. Результаты исследования в виде В- и С-сканов приведены на рис. 3.

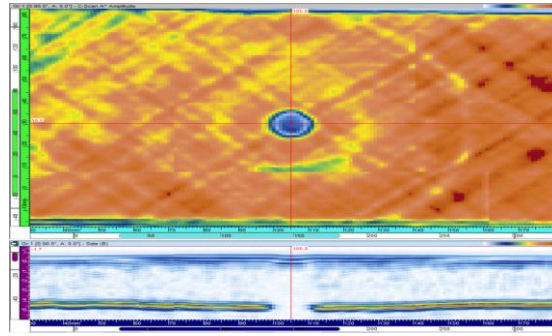


Рис. 3. В- и С-сканы образца 1 с зоной ремонта по схеме 1

Зону, заполненную полимерным наполнителем, не контролировали, так как пена и ее приклейка к углепластиковой накладке при использовании эхо-импульсного метода становятся неконтролепригодными.

Следует отметить, что в случае отличия акустических свойств материала приформовываемой накладки и клеевой пленки от свойств основного материала контроль осуществляли бы аналогичным образом, но для настройки использовали настроечный образец с аналогичной приформованной накладкой.

Исследование образцов с ремонтом по схеме 2

Наибольший интерес представляет контроль зон ремонта, проведенного по схеме 2 (рис. 1, б). В данном случае ультразвуковые исследования проводили на образцах с ремонтными заплатами из материалов с разными акустическими свойствами. Для сравнительной оценки отличия акустических свойств материалов заплат и образца проведен замер параметра усиления дефектоскопа, при котором величина амплитуды донного эхо-сигнала на экране А-скана составляла 80 %. Замер усиления проводили в пяти точках в зонах без ремонта (зона 1) и с ремонтом со сквозной вырезкой (зона 2) для двух разных материалов заплат (рис. 4). Результаты представлены в таблице.

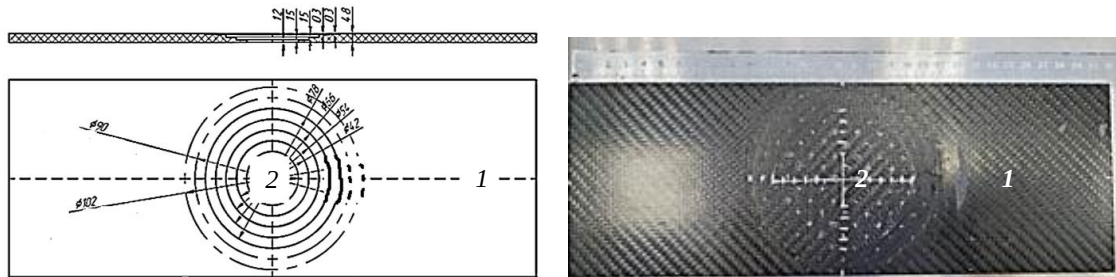


Рис. 4. Зоны замера амплитуд донных эхо-сигналов

Усиления дефектоскопа в зонах без ремонта (зона 1) и с ремонтом со сквозной вырезкой (зона 2)

Образец	Зона	Усиления дефектоскопа, при которых величина амплитуды донного эхо-сигнала на экране А-скана составляет 80 %, дБ, при замере					Среднее значение
		1	2	3	4	5	
2	1	27,0	26,9	26,8	28,2	27,5	27,3
	2	41,6	43,2	42,4	43,1	44,6	42,3
3	1	25,0	24,0	25,8	25,1	24,9	25,0
	2	25,0	24,7	24,9	25,2	24,8	24,9

Для образца 2 акустические свойства материалов заплата и изделия различались довольно существенно (средняя разница усиления дефектоскопа составляет 15 дБ). При настройке усиления и временной регулировке чувствительности при контроле материала заплата такое отличие свойств может привести к появлению на экране дефектоскопа эхо-сигналов от структуры основного материала объекта контроля с амплитудой, превышающей уровень срабатывания автоматической сигнализации дефекта (АСД). Контроль данной зоны без стробирования по толщине ремонтной заплата может привести к перебраковке. Для образца 3 акустические свойства материалов заплата и изделия практически совпадали, а значит, при близких значениях акустического импеданса материалов можно контролировать так же, как и зону без ремонта.

На рис. 5 приведены результаты ультразвукового исследования зон ремонта образцов 2 и 3 в виде *B*- и *C*-сканов при настройках чувствительности по трем плоскодонным отражателям диаметром 10 мм, засверленным в материал заплата со стороны донной поверхности и расположенных вблизи поверхности, в середине и вблизи дна исследуемых образцов. Результаты представлены для разных положений и ширины строба АСД, соответствующих ступеням ремонтной заплата.

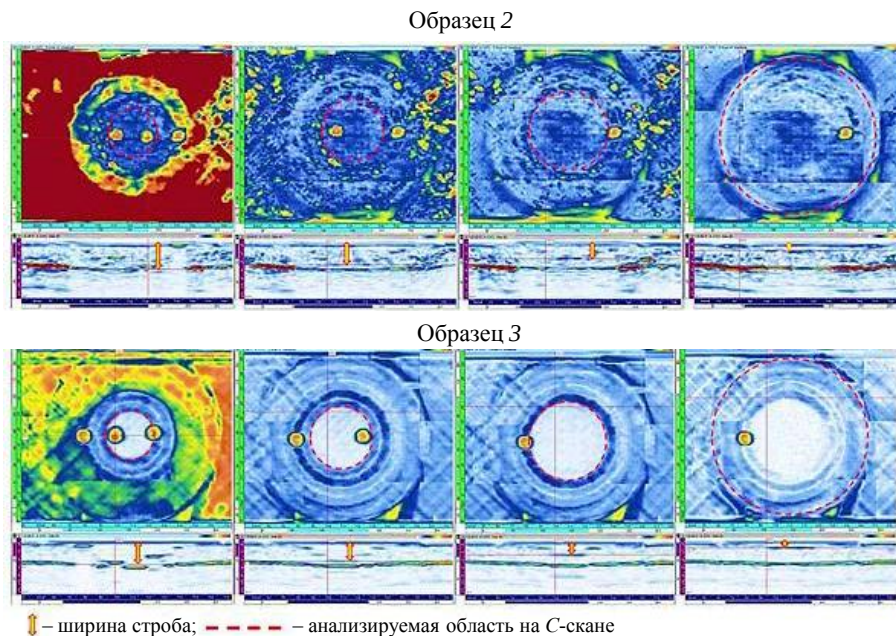


Рис. 5. *B*- и *C*-сканы образцов с ремонтом, изготовленных ступенчатым способом, при стробировании по толщине ремонтной заплата

Результаты исследований, представленные на рис. 5, подтверждают ранее сделанные выводы. При отличии акустических свойств материалов ремонтной заплата и объекта контроля на *B*- и *C*-сканах вместе с появлением образов от плоскодонных отражателей диаметром 10 мм появляются образы структуры основного материала с амплитудой эхо-сигналов, превышающей порог обнаружения дефектов (образец 2). Поэтому контроль и анализ *C*-сканов в данном случае необходимо проводить по зонам путем стробирования. Для образца 3 в зоне ремонта ложные эхо-сигналы при любом положении строба АСД отсутствовали. В данном случае можно проводить контроль и анализ *C*-скана при одном положении строба АСД, установленного по ширине от поверхностного эхо-сигнала до донного.

На *B*- и *C*-сканах образцов, отремонтированных по схеме 2, можно также заметить, что на границе приклейки ремонтной заплата к основному материалу образца (ступеньки) появляются дополнительные эхо-сигналы. Они возникают независимо от

схожести акустических свойств материалов заплата и образца. Эти эхо-сигналы обусловлены также акустическими свойствами используемой клеевой пленки. Поэтому границы раздела «материал заплата–основной материал образца» необходимо дополнительно контролировать так же, как и клеевые соединения типа «лист–лист».

Заключения

Результаты исследования монолитных образцов из гибридного стеклоуглепластика, имитирующих фрагмент лонжерона вертолетной лопасти с ремонтными заплатами, изготовленными по двум разным схемам, показывают необходимость особого подхода к проведению их неразрушающего контроля. Особую сложность вызывает контроль зон ремонта при отличии акустических свойств материалов заплата и изделия. Дополнительные изменения по сравнению с контролем монолитных зон без ремонта также обусловлены применением клеевой пленки.

Основная особенность ремонта, проведенного по схеме 1, заключается в оценке качества проформовки и приклейки ремонтной накладки на поверхность объекта контроля в зоне ремонта. Зона, заполненная полимерным наполнителем, в данной схеме становится неконтролепригодной при использовании ультразвукового эхо-импульсного метода. Основным материалом объекта контроля под ремонтной накладкой после ремонта остается контролепригодным, однако необходим настроечный образец с такой же накладкой.

Результаты исследований образцов с ремонтом по схеме 2 позволяют сделать следующие выводы:

- при отличии акустических свойств материалов объекта контроля, заплата и/или клеевой пленки контроль зоны ремонта необходимо проводить в два этапа: сначала контролируют наличие несплошностей в материале ремонтной заплата, затем – наличие непрочности в приклейке заплата к основному материалу изделия. Причем контроль материала ремонтной заплата необходимо проводить по зонам (важно заранее нанести разметку на поверхность зоны ремонта в соответствии со схемой) путем изменения ширины строка в соответствии с толщиной ремонтной заплата. Следует отметить, что в процессе эксплуатации изделия в данном случае контроль основного материала под ремонтной заплатой ультразвуковым эхо-импульсным методом невозможен, если отсутствует доступ к объекту контроля со стороны, противоположной стороне заплата;
- в случае схожести акустических свойств материалов объекта контроля, заплата и клеевой пленки контроль зоны ремонта можно проводить аналогично контролю зоны без ремонта – при одном положении строка АСД.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексахин В.М. Углепластики на основе бензоксаиновых олигомеров – перспективные материалы // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.05.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
2. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
3. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. № 5. С. 7–27.
4. Сидорина А.И. Мультиаксиальные углеродные ткани в изделиях авиационной техники (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.05.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-105-116.
5. Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Грачева А.Д. Углепластик на основе объемно-армирующей плетеной преформы для элемента лопасти воздушного винта // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.05.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-27-38.

6. 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: 06.06.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-51-61.
7. 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: 06.06.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-117-127.
8. Баранников А.А., Постнова М.В., Крашенинникова Е.В., Васюков А.Н. Применение новых технологий в производстве лопастей несущего винта вертолета // *Труды ВИАМ*. 2021. № 11 (105). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.06.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-91-102.
9. Башаров Е.А., Вагин А.Ю. Анализ применения композиционных материалов в конструкции планеров вертолетов // *Труды МАИ*. 2017. № 92. С. 1–33. URL: <http://cyberleninka.ru/article/n/analiz-primeneniya-kompozitsionnyh-materialov-v-konstruktsii-planerov-vertoletov> (дата обращения: 13.06.2023).
10. Дорошенко Н.И. Применение ПКМ в конструкции лопастей винтов вертолетов // *Полимерные композиционные материалы для авиакосмической отрасли: материалы Всерос. науч.-техн. конф.* М.: ВИАМ, 2019. С. 23–41. URL: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1234.pdf> (дата обращения: 19.06.2023).
11. Ривин Г.Л. Ремонт конструкций из полимерных композиционных материалов летательных аппаратов: учебное пособие. Ульяновск: УлГТУ, 2000. 75 с.
12. Katnam K.B., DaSilva L.F.M., Young T.M. Bonded repair of composite aircraft structures: A review of scientific challenges and opportunities // *Progress in Aerospace Sciences*. 2013. No. 61. P. 26–42. URL: https://www.researchgate.net/publication/258240754_Bonded_repair_of_composite_aircraft_structures_A_review_of_scientific_challenges_and_opportunities (дата обращения: 19.06.2023).
13. Баранников А.Б. Материалы, технологии и оборудование НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ для ремонта конструкций из ПКМ // *Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья – основа инновационного развития экономики России: материалы III Междунар. науч.-техн. конф.* М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. С. 167–190. URL: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1497.pdf> (дата обращения: 19.06.2023).
14. Неразрушающий контроль: справочник в 7 т. / под общ. ред. В.В. Клюева. М.: Машиностроение, 2004. Т. 3: Ультразвуковой контроль / И.Н. Ермолов, Ю.В. Ланге. 864 с.
15. Бойчук А.С., Генералов А.С., Далин М.А., Диков И.А. Контроль монолитных деталей и конструкций авиационной техники, изготавливаемых из ПКМ, ультразвуковым методом неразрушающего контроля с использованием фазированных решеток // *ТестМат. Основные тенденции, направления и перспективы развития методов неразрушающего контроля в аэрокосмической отрасли: материалы X Всерос. конф.* М.: ВИАМ, 2018. С. 18–31. URL: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1063.pdf> (дата обращения: 08.06.2023).
16. Диков И.А., Бойчук А.С., Чертищев В.Ю., Далин М.А., Генералов А.С. Опыт автоматизированного ультразвукового контроля монолитных и сотовых конструкций из ПКМ // *ТестМат. Цифровые технологии, моделирование и автоматизация процессов неразрушающего контроля в аэрокосмической отрасли. Проблемы и перспективы внедрения: материалы XIII Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов*. М.: ВИАМ, 2021. С. 157–180. URL: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1063.pdf> (дата обращения: 20.06.2023).
17. Чертищев В.Ю., Оспенникова О.Г., Бойчук А.С., Диков И.А., Генералов А.С. Определение размера и глубины залегания дефектов в многослойных сотовых конструкциях из ПКМ по величине механического импеданса // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 72–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-72-94.
18. Rusakov D., Chernushin V., Shelkovoy A. Theoretical and practical justification of high-precision of defects in multilayer polymer honeycomb structures by the honeycomb filler height reduction method // *Journal of Physics: Conference Series*. 2020. Vol. 1636. Available at: http://www.researchgate.net/publication/346163891_Theoretical_and_practical_justification_of_high-precision_of_defects_in_multi-layer_polymer_honeycomb_structures_by_the_honeycomb_filler_height_reduction_method (дата обращения: 19.07.2023).

19. Kuryatin A., Rusakov D., Chernushin V. Identification of defect type in non-destructive testing of polymer composite structures // *Journal of Physics: Conference Series*. 2020. Vol. 1636. URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/1636/1/012020> (дата обращения: 19.07.2023).
20. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № S. С. 7–17.

References

1. Kablov E.N., Valueva M.I., Zelenina I.V., Khmelniyskiy V.V., Aleksashin V.M. Carbon plastics based on benzoxazine oligomers – perspective materials. *Trudy VIAM*, 2020, no. 1, paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 12, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
2. 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.
3. Kablov E.N. Materials for aerospace technology. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2007, no. 5, pp. 7–27.
4. Sidorina A.I. Multiaxial carbon fabrics in the products of aviation technology (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 12, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-105-116.
5. Donetskii K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Gracheva A.D. Carbon fiber based on a volume-reinforcing braided preform for an element of a propeller blade. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 12, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-27-38.
6. Timoshkov P.N., Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. The development of automated laying: from the beginning to our days (review). Part 1. Automated Tape Laying (ATL). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-51-61.
7. Timoshkov P.N., Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. The development of automated laying: from the beginning to our days (review). Part 2. Automated Fiber Placement (AFP). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-117-127.
8. Barannikov A.A., Postnova M.V., Krashenninnikova E.V., Vasyukov A.N. Application of new technologies in the production of helicopter main rotor blades. *Trudy VIAM*, 2021, no. 11 (105), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 06, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-91-102.
9. 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. Available at: <http://cyberleninka.ru/article/n/analiz-primeneniya-kompozitsionnyh-materialov-v-konstruktsii-planerov-vertoletov> (accessed: June 13, 2023).
10. Doroshenko N.I. Application of PCM in the design of helicopter rotor blades. *Polymer composite materials for the aerospace industry: All-Rus. materials. scientific-technical conf. Moscow: VIAM*, 2019. P. 23–41. Available at: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1234.pdf> (accessed: June 19, 2023).
11. Rivin G.L. *Repair of structures made of polymer composite materials of aircraft: a textbook*. Ulyanovsk: UISTU, 2000, 75 p.
12. Katnam K.B., DaSilva L.F.M., Young T.M. Bonded repair of composite aircraft structures: A review of scientific challenges and opportunities. *Progress in Aerospace Sciences*, 2013, no. 61, pp. 26–42. Available at: https://www.researchgate.net/publication/258240754_Bonded_repair_of_composite_aircraft_structures_A_review_of_scientific_challenges_and_opportunities (accessed: June 19, 2023).
13. Barannikov A.B. Materials, technologies and equipment of the National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM for the repair of structures made of PCM. *New materials and technologies for deep processing of raw materials – the basis of innovative development of the Russian economy: materials of the III Int. scientific-technical conf. Moscow: National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM*, 2022. P. 167–190. Available at: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1497.pdf> (accessed: June 19, 2023).

14. *Non-destructive testing*: a reference book in 7 vol. Ed. V.V. Klyueva. Moscow: Mashinostroyeniye, 2004, vol. 3: Ultrasonic testing, 864 p.
15. Boychuk A.S., Generalov A.S., Dalin M.A., Dikov I.A. Inspection of monolithic parts and structures of aircraft manufactured from PCM by ultrasonic non-destructive testing using phased arrays. *TestMat. Main trends, directions and prospects for the development of non-destructive testing methods in the aerospace industry*: materials of the X All-Rus. conf. Moscow: VIAM, 2018, pp. 18–31. Available at: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1063.pdf> (accessed: June 08, 2023).
16. Dikov I.A., Boychuk A.S., Chertishchev V.Yu., Dalin M.A., Generalov A.S. Experience in automated ultrasonic testing of monolithic and honeycomb structures made of PCM. *TestMat. Digital technologies, modeling and automation of non-destructive testing processes in the aerospace industry. Problems and prospects for implementation*: materials of the XIII All-Rus. conf. on testing and research of materials properties. Moscow: VIAM, 2021, pp. 157–180. Available at: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1063.pdf> (accessed: June 20, 2023).
17. Chertishchev V.Yu., Ospennikova O.G., Boichuk A.S., Dikov I.A., Generalov A.S. Determination of the size and depth of defects in multilayer PCM honeycomb structures based on the mechanical impedance value. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 72–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-72-94.
18. Rusakov D., Chernushin V., Shelkovoy A. Theoretical and practical justification of high-precision of defects in multilayer polymer honeycomb structures by the honeycomb filler height reduction method. *Journal of Physics: Conference Series*, 2020, vol. 1636. Available at: http://www.researchgate.net/publication/346163891_Theoretical_and_practical_justification_of_high-precision_of_defects_in_multilayer_polymer_honeycomb_structures_by_the_honeycomb_filler_height_reduction_method (accessed: July 19, 2023).
19. Kuryatin A., Rusakov D., Chernushin V. Identification of defect type in non-destructive testing of polymer composite structures. *Journal of Physics: Conference Series*, 2020, vol. 1636. Available at: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/1636/1/012020> (accessed: July 19, 2023).
20. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.

Информация об авторах

Бойчук Александр Сергеевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чертищев Василий Юрьевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Information about the authors

Alexander S. Boychuk, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

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

Статья поступила в редакцию 27.10.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.10.2023.

The article was submitted 27.10.2023; approved and accepted for publication after reviewing 31.10.2023.



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 поставляет широкую номенклатуру металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов и средств защиты от коррозионных поражений и биоповреждений с возможностью осуществления поставки продукции под контролем ВП МО РФ.

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



ATLAS
MATERIAL TESTING SOLUTIONS



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.

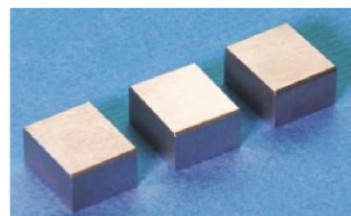
Производственные мощности

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, %/°C (-60÷120°C)	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