

№3
(133)
2024

ISSN 2307-6046



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



ТРУДЫ ВИАМ



ТРУДЫ ВИАМ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ЖУРНАЛ

ИЗДАЕТСЯ С 2013 ГОДА

№ 3 (133) март 2024

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

CONTENTS

Жаропрочные сплавы и стали

Базылева О.А., Римша Э.Г., Чабина Е.Б., Раевских А.Н. Некоторые аспекты создания и исследования конструкционных литейных интерметаллидных сплавов для перспективных вертолетных двигателей

3

Легкие сплавы

Яшин М.С., Баженов А.Р. Изучение термомеханических параметров деформации и механических свойств титанового сплава марки ВТ30 в зависимости от условий деформирования

18

Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Одинцов Н.С., Бондаренко С.В. Живучесть сварных конструкций элементов фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151

30

Леонов А.А., Трофимов Н.В. Магний-ионные аккумуляторы: перспективы и вызовы в области энергетики

41

Полимерные материалы

Гусева М.А., Ибрагимов З.Д. Выбор отверждающей системы при разработке эпоксидных композиций с энергоэффективным режимом отверждения

52

Композиционные материалы

Няфкин А.Н., Жабин А.Н., Автаев В.В. Распространение трещин в композиционных материалах системы Al-SiC при циклических нагрузках

63

Heat-resistant alloys and steels

Bazyleva O.A., Rimsha E.G., Chabina E.B., Raevskikh A.N. Some aspects of creation and research of structural casting intermetallide alloys for promising helicopter engines

Light-metal alloys

Yashin M.S., Bazhenov A.R. Investigation of thermomechanical parameters of deformation and mechanical properties depending on conditions of deformation of titanium alloy VT30

Panteleev M.D., Sviridov A.V., Odintsov N.S., Bondarenko S.V. Survivability of welded fuselage elements made of heat-resistant aluminum alloys V-1213 and 1151

Leonov A.A., Trofimov N.V. Magnesium ion batteries: prospects and challenges in the field of energy

Polymer materials

Guseva M.A., Ibragimov Z.D. Selection of curing system when developing epoxy compositions with energy-efficient curing mode

Composite materials

Nyafkin A.N., Zhabin A.N., Avtaev V.V. Cracks propagation in composite materials of the Al-SiC system under cyclic loads

Седова Л.С., Шестаков А.М. Зарубежные гидрожидкости, применяемые в гражданской авиации РФ

76 **Sedova L.S., Shestakov A.M.** Foreign hydroliquids, applied in civil aviation of the Russian Federation

Старков А.И., Исеев А.Ю., Куцевич К.Е. Комплексная оценка воздействия эксплуатационных и климатических испытаний на изменение прочностных свойств полимерных композиционных материалов на основе клеевых препрегов. Часть 1. Углепластик марки ВКУ-59

91 **Starkov A.I., Isaev A.Yu., Kutsevich K.E.** Comprehensive assessment of the impact of operational and climatic tests on the change of strength properties of polymer composite materials based on adhesive prepregs. Part 1. Carbon fiber-reinforced plastic VKU-59

**Защитные и функциональные
покрытия**

**Protective and functional
coatings**

Сидоров Д.В., Грунин А.А., Шавнев А.А. Реализация технологии химического газофазного осаждения карбида кремния в электронике. Часть 1

101 **Sidorov D.V., Grunin A.A., Schavnev A.A.** Implementation of technology for chemical vapor deposition of silicon carbide in electronics. Part 1

Кондрашов Э.К., Козлова А.А. Эффективность противокоррозионной защиты кремнийорганическими эмалями сварных соединений из сталей ВНС-2 и ВНС-5

117 **Kondrashov E.K., Kozlova A.A.** Efficiency of anticorrosive protection by organic silicon enamels of welded connections of VNS-2 and VNS-5 steels

Научная статья

УДК 669.018.28

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-3-17

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ СОЗДАНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЛИТЕЙНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ВЕРТОЛЕТНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

О.А. Базылева¹, Э.Г. Римша¹, Е.Б. Чабина¹, А.Н. Раевских¹

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

Аннотация. Представлен расчет химического состава интерметаллидной композиции на основе соединения Ni_3Al с использованием формулы баланса легирования. При этом средняя электронная концентрация представляет собой количество валентных электронов на единицу атомной массы композиции. Исследованы структурные и фазовые превращения в интерметаллидном сплаве на основе соединения Ni_3Al в зависимости от высокотемпературной обработки и в процессе длительных испытаний при температурах 1150, 1200 и 1250 °С. Экспериментально установлена технологичность конструкционного сплава при опробовании отливки заготовок сопловых лопаток турбины компрессора перспективного вертолетного двигателя.

Ключевые слова: интерметаллид, структура, фазовый состав, высокотемпературная обработка, длительная прочность, сопловые лопатки

Для цитирования: Базылева О.А., Римша Э.Г., Чабина Е.Б., Раевских А.Н. Некоторые аспекты создания и исследования конструкционных литейных интерметаллидных сплавов для перспективных вертолетных двигателей // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-3-17.

Scientific article

SOME ASPECTS OF CREATION AND RESEARCH OF STRUCTURAL CASTING INTERMETALLIDE ALLOYS FOR PROMISING HELICOPTER ENGINES

O.A. Bazyleva¹, E.G. Rimsha¹, E.B. Chabina¹, A.N. Raevskikh¹

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 presents the calculation of the chemical composition of the intermetallic composition based on the Ni_3Al compound using the doping balance formula, while the average electron concentration is the number of valence electrons per unit atomic mass of the composition; studies of structural and phase transformations in an intermetallic alloy based on Ni_3Al depending on high-temperature treatment and during long-term tests at temperatures of 1150, 1200 and 1250 °C. The constructability of the structural alloy was experimentally established when testing the casting of blanks of the nozzle blades of the compressor turbine of a promising helicopter engine.

Keywords: intermetallide, structure, phase composition, high-temperature treatment, long-term strength, nozzle blades

For citation: Bazyleva O.A., Rimsha E.G., Chabina E.B., Raevskikh A.N. Some aspects of creation and research of structural casting intermetallide alloys for promising helicopter engines. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-3-17.

Введение

В предисловии к русскому изданию книги «Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок» академик Р.Е. Шалин обращает внимание специалистов на то, что «разработка жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов TiAl, Ti₃Al и NiAl, Ni₃Al остается одним из перспективных направлений, не реализованным в полной мере» [1]. К настоящему времени в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработана серия высокотемпературных конструкционных литейных сплавов на основе интерметаллида Ni₃Al марок ВКНА и ВИН. Основанием для создания данных сплавов послужили уникальные свойства соединения Ni₃Al: упорядоченная структура L1₂, сохраняющая степень дальнего порядка вплоть до температуры плавления 1390 °С; высокий модуль упругости (173 ГПа); высокое сопротивление окислению благодаря защитному действию пленки Al₂O₃; относительно низкая плотность (7,50 г/см³) [2]. Перечисленные характеристики интерметаллида явились предпосылками для разработки высокотемпературных жаропрочных сплавов, необходимых для повышения мощности модернизируемых и перспективных авиационных двигателей и наземных газотурбинных установок [3–8].

Выбор интерметаллидного сплава для авиационных газотурбинных двигателей и наземных газотурбинных установок обусловлен их конструктивными особенностями и прогнозируемым ресурсом работы. Для повышения мощности перспективных авиационных двигателей необходимы высокотемпературные жаропрочные сплавы, сохраняющие высокую усталостную долговечность во всем диапазоне рабочих температур. Как правило, это интерметаллидные сплавы с монокристаллической структурой с кристаллографической ориентацией (КГО) [001] и [111] для охлаждаемых и неохлаждаемых турбинных лопаток соответственно. Для наземных газотурбинных установок, когда турбинные лопатки испытывают только статические нагрузки, целесообразно использовать экономнолегированные интерметаллидные сплавы с поликристаллической структурой. Технологический процесс равноосного литья по выплавляемым моделям заготовок деталей турбинных двигателей отработан на предприятиях отрасли с высоким выходом годного [9–21].

С целью повышения эксплуатационного ресурса сопловых лопаток турбины компрессора перспективного вертолетного двигателя исследованы интерметаллидный сплав ВИН4М, изготовленный по ресурсосберегающей технологии, и влияние многослойного теплозащитного покрытия на микроструктурный, фазовый состав и длительную прочность сплава.

Материалы и методы

Исследован литейный интерметаллидный сплав ВИН4М системы Ni₃Al–Cr–Mo–W–Ti–Ta–Re–Co–C–La–Hf–Zr–Y–(Nd+Pr+Er) [22]. Выплавку прутковой (шихтовой) заготовки проводили вакуумным индукционным методом с использованием 50 % отходов [23]. При расчете химического состава интерметаллидной композиции данной системы использовали формулу баланса легирования, учитывая, что применяли кондиционные отходы этого же сплава. Средняя электронная концентрация (E_{cp}) учитывает количество валентных электронов на единицу атомной массы композиции:

$$E_{cp} = \sum_{i=1}^n e_i a_i,$$

где E_{cp} – средняя электронная концентрация, эл/ат.; e_i – концентрация валентных электронов элемента; a_i – атомное процентное содержание элемента.

Стабильное существование γ' -фазы гарантировано при предельном насыщении легирующими элементами и содержании алюминия 8,0–9,0 % (по массе). Высокий уровень длительной прочности интерметаллидных сплавов на основе соединения Ni_3Al в диапазоне температур 1000–1200 °С обеспечивается при $E_{\text{ср}} = 8,37\text{--}8,40$ эл/ат. [24]. Термостабильность микроструктуры и фазового состава определяется балансом легирования:

$$\begin{aligned}\Delta E &= \sum E_i C_i - (0,036 \sum A_i C_i + 6,28); \\ -0,02 &< \Delta E \leq 0,02; \\ 8,25 &< \bar{E} \leq 8,37,\end{aligned}$$

где C_i – концентрация i -го химического элемента в составе композиции сплава; A_i – атомная масса i -го элемента; E_i – количество валентных электронов i -го химического элемента; $\bar{E}$ – среднее значение электронной концентрации композиции сплава; ΔE – величина, определяющая дисбаланс легирования.

Диапазон отклонений ΔE учитывает погрешность химического анализа сплавов. При этом несоблюдение указанных условий может стать причиной фазовой нестабильности сплава:

– при $\Delta E < -0,02$ повышается вероятность выделения топологически плотноупакованных фаз, что приводит к обеднению γ'/γ -фаз тугоплавкими легирующими элементами в процессе воздействия термических и/или циклических температурно-силовых нагрузок;

– при $\Delta E > +0,02$ происходят недостаточное упрочнение твердого раствора и возможное образование соединений на основе Ni_3Ti , Ni_3Nb и карбидов [25].

Отливку заготовок под образцы проводили методом направленной кристаллизации на промышленной установке типа УВНК-9А, для создания в заготовках монокристаллической структуры [001] применяли затравки из сплава системы Ni–W с КГО [001] [26–29].

Высокотемпературную газостатическую обработку проводили в газостате «Квинтус-16», имеющем молибденовый двухзонный нагреватель с горячей зоной размером $\varnothing 200 \times 600$ мм. Термическую обработку осуществляли в камерных электропечах сопротивления типа СЭВ-5.5 и СГВ 2.4.2/15И2, предназначенных для заготовок и изделий из жаропрочных сплавов на никелевой и интерметаллидной основах при температуре до 1250 °С в среде азота или аргона с возможностью термообработки в воздушной среде при температуре до 1300 °С; отклонение от заданной температуры в рабочем пространстве печи не должно превышать ± 5 °С. Вакуумную термическую обработку проводили в камерной вакуумной электропечи сопротивления типа ЭСКВЭ-2.4.2/16М7, обеспечивающей давление $\leq 0,04$ Па ($3 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст.); неравномерность распределения температурного поля рабочего пространства печи не должна превышать ± 5 °С [30–32].

Жаростойкое двухслойное покрытие на основе никелевого (СДП-42) и алюминиевого (ВСДП-16) сплавов наносили на сплав ВИН4М ионно-плазменным методом на установке плазменного газотермического напыления типа АМТ МР200, термобарьерный керамический слой многослойного теплозащитного покрытия – методом атмосферного плазменного напыления на установке МАП-2 [33–35].

Микроструктуру заготовок под образцы исследовали в литом состоянии, после термической обработки, совмещенной с горячим изостатическим прессованием (ПТО), и после длительных высокотемпературных испытаний с помощью растрового электронного микроскопа, оснащенного энергодисперсионным спектрометром [36]. Определены морфология γ' -фазы, состояние эвтектических фаз и наличие неметаллических включений на основе редкоземельных металлов.

Качественный и количественный микрорентгеноспектральный анализ проведен на установке «Суперпроб-733» с использованием энергодисперсионного микроанализатора. Качественный анализ регистрируемых микроанализатором элементов проводят в диапазоне от В (атомный номер $Z = 5$) до U ($Z = 92$), количественный анализ – от Na ($Z = 11$) до U ($Z = 92$). Локальность анализа составляет 1 мкм^2 , глубина 1 мкм . При расчете состава фаз определяли среднее значение 10–15 измерений различных частиц исследуемой фазы [25]. Коэффициенты ликвации легирующих элементов рассчитывали по формуле

$$K_L = C_{o,d} / C_{m,d},$$

где K_L – коэффициент ликвации легирующего элемента; $C_{o,d}$ и $C_{m,d}$ – концентрации легирующего элемента в осях дендритов и междендритных пространствах соответственно (ММ 1.595-17-155–2002).

Испытания на длительную прочность проводили по стандартной методике согласно ГОСТ 10145–81.

Количественный металлографический анализ пор на поверхности шлифов проводили в соответствии с ММ 1.595.17-321–2007. Съемку изображений вели с помощью цифровой камеры (3 мегапикселя). Анализировали 25 наихудших полей зрения при увеличении $\times 200$. Площадь кадра составила $558,9 \text{ мкм} \times 558,9 \text{ мкм} = 312369,21 \text{ мкм}^2 = 0,3 \text{ мм}^2$, площадь анализа $0,3 \text{ мм}^2 \times 25 = 7,5 \text{ мм}^2$.

Результаты и обсуждение

Микроструктура интерметаллидного монокристаллического сплава ВИН4М с КГО [001] в литом состоянии и после ПТО имеет дендритно-ячеистое строение (рис. 1, а, з). Оси дендритов и междендритные участки состоят из частиц γ' -фазы, разделенной тонкими прослойками γ -твердого раствора. В осях дендритов частицы γ' -фазы меньше, чем в междендритных участках, и имеют огранку, близкую к кубоидной (рис. 1, в, е), что характерно для КГО [001]. В междендритных участках наряду с частицами γ' -фазы неправильной формы и разного размера расположены глобулы эвтектической γ' -фазы, между которыми наблюдаются выделения неравновесной эвтектики ($\gamma' + \beta$) (рис. 1, б). В результате ПТО в междендритных участках β -фаза полностью растворяется (рис. 1, д), кубоидные частицы γ' -фазы заметно укрупняются (рис. 1, е).

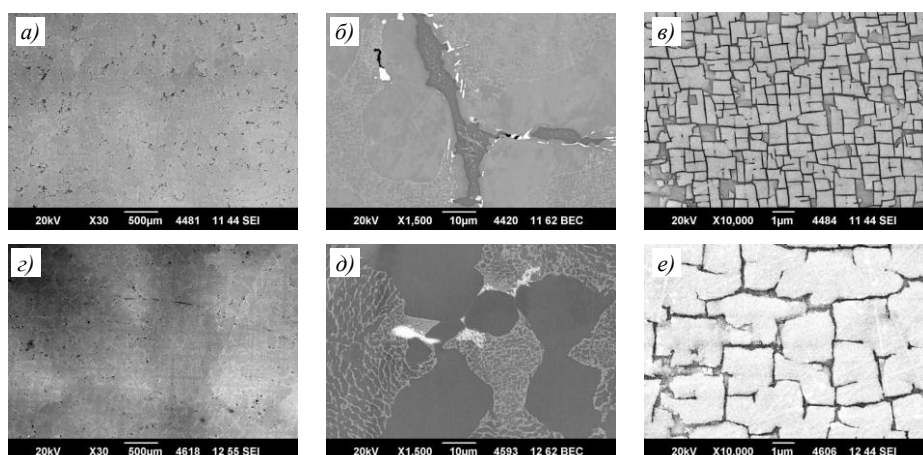


Рис. 1. Микроструктура интерметаллидного сплава ВИН4М в литом состоянии (а–в) и после термической обработки, совмещенной с горячим изостатическим прессованием (з–е): дендритно-ячеистое строение (а, з), выделения неравновесной эвтектики ($\gamma' + \beta$) (б, д) и оси I порядка (в, е)

Микрорентгеноспектральный анализ образцов интерметаллидного монокристаллического сплава ВИН4М с КГО [001] в литом состоянии и после ПТО подтвердил дендритное строение материала с наблюдающейся ликвацией легирующих элементов: оси дендритов обогащены вольфрамом, рением и кобальтом, междендритные области – алюминием, титаном, танталом, хромом и молибденом. Наиболее сильно ликвируют вольфрам ($K_L = 1,7$) и титан ($K_L = 0,6$). Определен локальный состав материала образцов из сплава ВИН4М в литом состоянии и после ПТО (табл. 1).

Таблица 1

Локальный состав материала образцов из сплава ВИН4М в литом состоянии и после термической обработки, совмещенной с горячим изостатическим прессованием (ПТО), и коэффициент ликвации легирующих элементов (K_L)

Условный номер точки анализа	Участок анализа	Содержание элементов, % (по массе), и величина K_d соответствующего элемента									
		Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	W	Re	Всего
Образец 1 литой											
–	Средний состав	8,5	1,0	3,5	5,5	70,2	3,5	3,3	3,3	1,3	100,1
1	Центр оси дендрита	7,3	0,7	3,4	5,9	69,7	3,3	2,7	4,7	2,0	99,8
2	Междендритное пространство	8,3	1,2	4,6	5,4	68,2	4,7	3,4	2,8	1,3	99,9
	$K_d = C_{o,d}/C_{m,d}$	0,9	0,6	0,7	1,1	–	0,7	0,8	1,7	1,5	–
3	Эвтектическая γ' -фаза	10,3	1,8	2,2	4,3	71,7	1,9	4,9	2,4	0,7	100,2
4	Эвтектическая γ -фаза	6,5	1,1	8,5	6,6	60,4	9,3	2,0	3,1	2,2	99,7
5	β -фаза	20,7	0,5	4,8	4,5	68,2	0,7	0,6	Н/о	Н/о	100,0
6	«Белая» фаза (α -(Mo, W, Re))	0,3	0,1	6,3	0,8	5,9	54,2	0,5	16,1	16,3	100,5
Образец 1 после ПТО											
–	Средний состав	8,3	1,1	3,6	5,4	70,2	3,6	3,2	3,3	1,2	99,9
1	Центр оси дендрита	7,9	0,9	4,0	5,7	68,6	3,5	3,0	4,1	2,1	99,8
2	Междендритное пространство	8,0	1,0	4,2	5,5	69,4	4,0	3,1	3,3	1,5	100,0
	$K_d = C_{o,d}/C_{m,d}$	1,0	0,9	1,0	1,0	–	0,9	1,0	1,2	1,4	–
3	Эвтектическая γ' -фаза	9,8	1,7	2,1	4,6	72,5	2,2	4,7	2,1	0,4	100,1
4	Эвтектическая γ -фаза	6,0	1,0	9,6	7,0	56,7	11,2	1,9	3,3	3,1	99,8
Образец 2 литой											
–	Средний состав	8,2	1,1	3,5	5,2	70,6	3,7	3,3	3,1	1,2	99,9
1	Центр оси дендрита	7,6	0,7	3,2	5,8	70,4	3,1	2,6	4,5	1,9	99,8
2	Междендритное пространство	8,7	1,2	4,7	5,2	66,9	5,6	3,7	2,7	1,3	100,0
	$K_d = C_{o,d}/C_{m,d}$	0,9	0,6	0,7	1,1	–	0,6	0,7	1,7	1,5	–
3	Эвтектическая γ' -фаза	10,2	1,8	2,1	4,2	72,4	1,8	5,1	1,9	0,4	99,9
4	Эвтектическая γ -фаза	6,7	1,0	8,8	6,5	59,4	9,5	2,2	3,4	2,3	99,8
5	β -фаза	20,1	0,6	4,7	4,7	68,7	0,7	0,4	Н/о	Н/о	99,9
6	«Белая» фаза (α -(Mo, W, Re))	0,2	0,1	6,2	0,7	6,2	55,8	0,5	14,9	15,8	100,4
Образец 2 после ПТО											
–	Средний состав	8,2	1,1	3,5	5,3	70,4	3,6	3,4	3,3	1,2	100,0
1	Центр оси дендрита	7,8	1,0	4,1	5,7	68,7	3,8	2,8	4,1	1,9	99,9
2	Междендритное пространство	8,1	1,0	4,3	5,6	68,9	4,2	3,0	3,2	1,5	99,8
	$K_d = C_{o,d}/C_{m,d}$	1,0	1,0	1,0	1,0	–	0,9	0,9	1,3	1,3	–
3	Эвтектическая γ' -фаза	9,6	1,7	2,2	4,4	71,4	2,2	4,9	2,4	0,4	99,7
4	Эвтектическая γ -фаза	5,9	0,7	9,5	7,2	58,9	10,4	1,5	2,9	2,8	99,8
6	«Белая» фаза (α -(Mo, W, Re))	0,3	0,2	6,1	0,7	4,1	57,0	0,6	15,2	16,1	100,3
Примечание. Н/о – не обнаружено.											

Примечание. Н/о – не обнаружено.

После ПТО химический состав сплава выравнивается, склонность к ликвации снижается. Коэффициенты ликвации легирующих элементов стремятся к 1: для вольфрама изменяются от 1,7 до 1,2–1,3, титана – от 0,6 до 0,9–1,0, тантала – от 0,7–0,8 до 0,9–1,0, рения – от 1,5 до 1,3–1,4, молибдена – от 0,6–0,7 до 0,9.

Микроструктурный анализ показал, что состав монокристаллического сплава ВИН4М с КГО [001] становится более однородным. Фаза на основе Mo, W и Re сохраняется, но ее количество заметно снижается (рис. 2, б, д). Количество β -фазы заметно уменьшается (рис. 2, в, е). Состав эвтектических γ - и γ' -фаз практически не изменяется. Во всех образцах наблюдаются неметаллические включения на основе редкоземельных металлов (лантан, неодим, иттрий, эрбий), содержащие элементы сплава (никель, кобальт, хром). В ходе ПТО неметаллические включения сохраняются в материале и не претерпевают изменений формы (рис. 2, б, д).

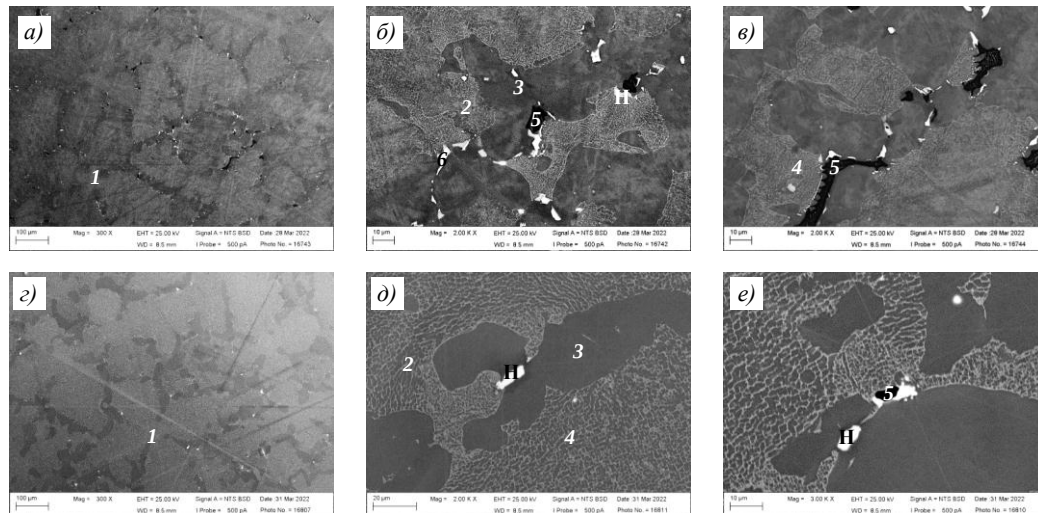


Рис. 2. Микроструктура и участки электронно-зондового микроанализа интерметаллидного сплава ВИН4М в литом состоянии (а–в) и после термической обработки, совмещенной с горячим изостатическим прессованием (з–е): 1 – центр оси дендрита (а, з); 2 – междендритное пространство (б, д); 3 – эвтектическая γ' -фаза (б, д); 4 – эвтектическая γ -фаза (в, д); 5 – β -фаза (б, в, е); 6 – α -(Mo, W, Re)-фаза (б); Н – неметаллические включения (б, д, е)

Для снижения количества неметаллических включений опробована выплавка интерметаллидного конструкционного сплава ВИН4М с использованием 50 % кондиционных отходов этого же сплава. Заготовки под образцы, отлитые методом направленной кристаллизации с использованием затравок из сплава системы Ni–W с КГО [001], и после ПТО исследованы методом электронно-зондового микроанализа. Анализ четырех образцов показал отсутствие неметаллических включений (рис. 3).

Для повышения рабочих характеристик деталей газотурбинных двигателей, эксплуатируемых при высоких температурах, используют жаростойкие и теплозащитные покрытия (ТЗП). Применение в конструкции покрытия термобарьерного керамического слоя является наиболее распространенным способом увеличения ресурса деталей горячей части современных газотурбинных двигателей. Защитный эффект таких покрытий обеспечивается благодаря керамическому слою ТЗП, который при рабочих температурах имеет теплопроводность 2–4 Вт/(м·К), что существенно ниже теплопроводности материала, на который нанесено покрытие ($\geq (18–20)$ Вт/(м·К)). На практике при наличии интенсивного теплоотвода от основного материала по керамическому слою ТЗП толщиной 70–200 мкм происходит перепад температур до 50–150 °С в зависимости от коэффициента теплопроводности керамического слоя, что приводит к снижению температуры на поверхности жаростойкого слоя и продлевает срок службы ТЗП.

Применение ТЗП на сопловых лопатках турбины компрессора вертолетного двигателя ВК-650В из сплава ВИН4М обеспечит рабочую температуру 1150 °С (длительно) с забросами до 1200 °С (кратковременно) за счет термобарьерного эффекта керамического слоя. Таким образом, целесообразно проведение сравнительных испытаний на

длительную прочность при требуемых рабочих температурах для оценки жаропрочности интерметаллидного конструкционного сплава без покрытия и с многослойным теплозащитным покрытием СДП-42 + ВСДП-16 + керамический слой ТЗП $\text{ZrO}_2\text{--}7\% \text{ Y}_2\text{O}_3$ (табл. 2).

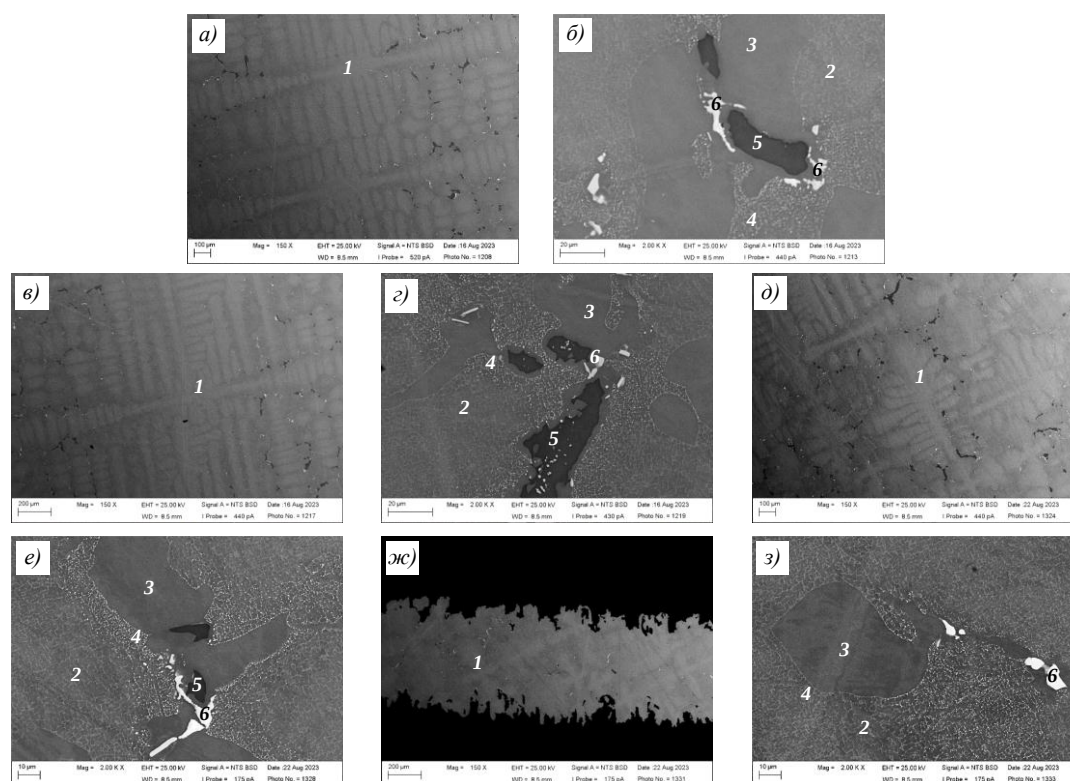


Рис. 3. Микроструктура и участки электронно-зондового микроанализа интерметаллидного сплава ВИН4М с использованием 50 % кондиционных отходов после термической обработки, совмещенной с горячим изостатическим прессованием: 1 – центр оси дендрита (а, в, д, ж); 2 – междендритное пространство (б, г, е, з); 3 – эвтектическая γ' -фаза (б, г, е, з); 4 – эвтектическая γ -фаза (б, г, е, з); 5 – β -фаза (б, г, е); 6 – α -(Mo, W, Re)-фаза (б, г, е, з)

Таблица 2

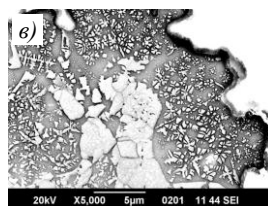
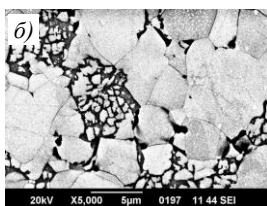
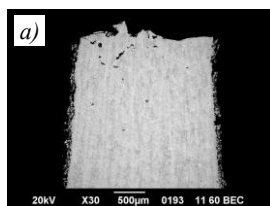
Средние значения пределов длительной прочности образцов из сплава ВИН4М

Температура испытания, °C	Наличие покрытия	σ_1	σ_5	σ_{10}	σ_{50}	σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}
		МПа						
1150	Без покрытия	—	—	—	—	53	35	28
	С покрытием	—	—	—	—	48	30	23
1200	Без покрытия	—	—	65	47	40	—	—
	С покрытием	—	—	60	43	37	—	—
1250	Без покрытия	63	47	40	—	—	—	—
	С покрытием	63	47	40	—	—	—	—

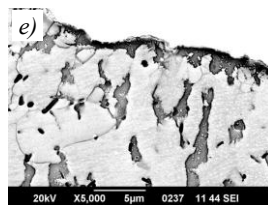
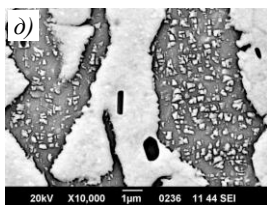
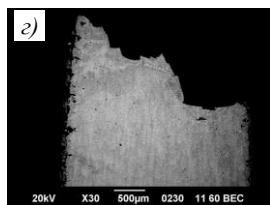
Установлено, что покрытие незначительно ухудшает показатели длительной прочности образцов из сплава ВИН4М в основном на больших базах испытания, обеспечивая при этом защиту лопаток соплового аппарата и образцов-свидетелей при температуре 1150 °C на базе 500 ч (поверхностная плотность образцов с покрытием после 200 ч изменилась в среднем на 38,0 г/м², без покрытия – на 115,0 г/м²). Покрытие можно наносить на лопатки соплового аппарата двигателя ВК-650В из интерметаллидного сплава ВИН4М.

Условия
испытаний

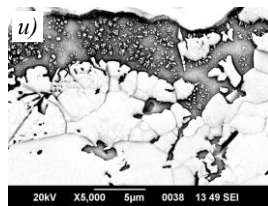
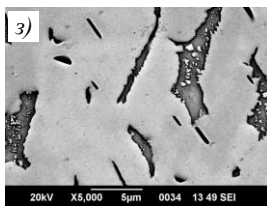
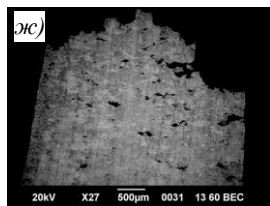
1150 °С,
40 МПа,
422 ч



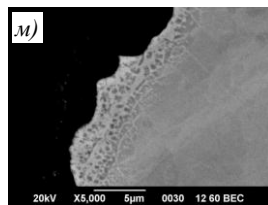
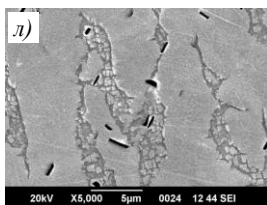
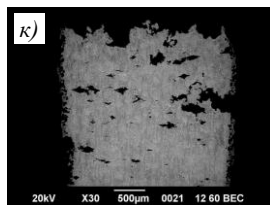
1150 °С,
50 МПа,
95 ч



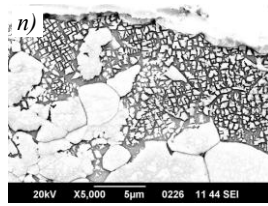
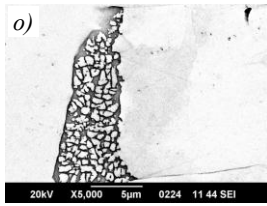
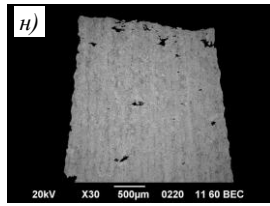
1200 °С,
40 МПа,
156 ч



1200 °С,
40 МПа,
122 ч



1250 °С,
40 МПа,
10 ч



1200 °С,
40 МПа,
12 ч

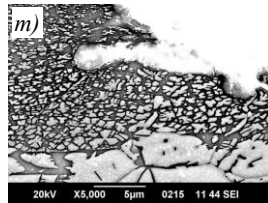
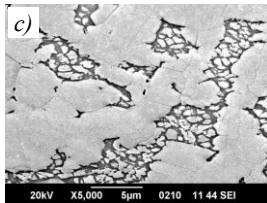
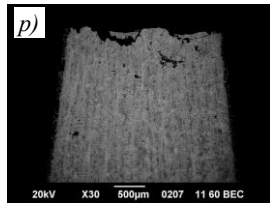


Рис. 4. Микроструктура образцов интерметаллидного сплава ВИН4М без покрытия (а–в, ж–и, н–п) и с покрытием (г–е, к–м, р–т) после испытаний на длительную прочность в различных условиях

Проведен микроструктурный анализ образцов сплава ВИН4М после длительных испытаний при температурах 1150, 1200 и 1250 °С методом растровой электронной микроскопии на шлифах, вырезанных из цилиндрической рабочей части вдоль оси нагружения, вблизи места разрушения. Показано, что все образцы имеют дендритное строение, в междендритных участках присутствуют поры (рис. 4, а, г, ж, к, н, р). В рабочей части исследованных образцов под воздействием температуры и напряжения произошло уширение прослоек γ -твердого раствора. В осях дендритов I порядка толщина прослоек γ -твердого раствора меньше, чем в междендритной области (рис. 4, б, д, з, л, о, с). Во всех образцах присутствуют избыточные фазы различной формы (рис. 4, б, в, д, е, и, л, о, с, т), у излома наблюдается слой, состоящий из вторичных частиц γ' -фазы

(рис. 4, в, е, и, м, п, т). Можно отметить идентичное влияние на микроструктуру образцов с покрытием и без покрытия температуры и напряжения при одинаковой температуре (рис. 4, з, л, о, с). Только различное приложенное напряжение и, соответственно, время до разрушения по-разному влияют на структуру. Так, например, при температуре 1150 °С на образце без покрытия, испытанном при $\sigma = 40$ МПа в течение 422 ч, наблюдается фрагментация первичной γ' -фазы. На образце с покрытием, испытанном при $\sigma = 50$ МПа в течение 95 ч, зафиксировано только уширение прослоек γ' -твердого раствора и выделение вторичной γ' -фазы (рис. 4, б, д). Таким образом, микроструктура образцов сплава ВИН4М с покрытием и без покрытия после длительных испытаний при рабочих температурах 1150 и 1200 °С и при забросе температуры до 1250 °С изменяется аналогично и только толщина жаростойкого слоя несущественно влияет на показатели жаропрочности (табл. 2).

Проведено технологическое опробование интерметаллидного сплава ВИН4М в качестве монокристаллической с КГО [001] конструкции сопловой лопатки турбины компрессора вертолетного двигателя ВК650-В в производственных условиях. Получен положительный результат с выходом годного >75 % требуемой ориентации с отклонением <10 градусов (рис. 5).

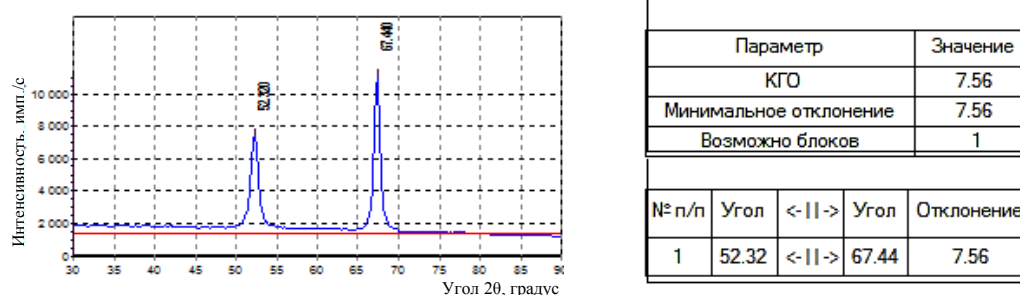


Рис. 5. Рентгенограмма образца стартового конуса отливки сопловой лопатки из сплава ВИН4М, полученная с помощью аппарата ДРОН-4

Оптический количественный анализ образца после ПТО на 25 полях зрения показал, что микропористость по всему сечению отливки сопловой лопатки <0,1 %, что соответствует требованиям к отливкам, получаемым методом направленной кристаллизации (рис. 6, табл. 3).

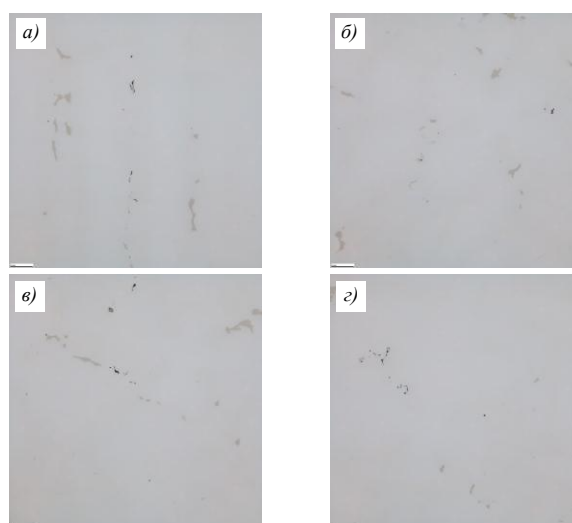


Рис. 6. Поля зрения ($\times 200$) с наибольшим количеством пор на входной (а), выходной (б) кромках, корыте (в) и спинке сопловой лопатки (г)

Таблица 3

Результаты количественного анализа пор в отливке сопловой лопатки из сплава ВИН4М

Образец	Средняя доля пор, %	Средний диаметр пор, мкм	Длина пор, мкм	
			средняя	максимальная
Входная кромка	0,03	3,5±0,3	4,6±0,3	50,4
Выходная кромка	0,01	2,6±0,2	3,5±0,3	17,7
Корыто	0,02	3,0±0,1	4,1±0,2	34,9
Спинка	0,03	3,1±0,1	4,2±0,2	41,8

Заключения

При создании интерметаллидного конструкционного сплава системы $\text{Ni}_3\text{Al}-\text{Cr}-\text{Mo}-\text{W}-\text{Ti}-\text{Ta}-\text{Re}-\text{Co}-\text{C}-\text{La}-\text{Hf}-\text{Zr}-\text{Y}-(\text{Nd}+\text{Pr}+\text{Er})$ химический состав рассчитан с использованием формулы баланса легирования с целью обеспечения термостабильного структурного и фазового составов.

Установлено, что после ПТО химический состав интерметаллидного конструкционного сплава выравнивается, склонность к ликвации легирующих элементов снижается, сплав приобретает более однородную структуру.

Методом микрорентгеноспектрального анализа в составе конструкционного сплава при выплавке на чистых шихтовых материалах обнаружены неметаллические включения на основе редкоземельных металлов (лантан, неодим, иттрий, эрбий), содержащие никель, кобальт, хром.

При выплавке с использованием 50 % кондиционных отходов монокристаллические образцы сплава с КГО [001], изготовленные методом направленной кристаллизации с использованием затравок из сплава системы $\text{Ni}-\text{W}$ заданной КГО и прошедшие ПТО, не содержали неметаллические включения, что подтверждено результатами электронно-зондового микроанализа.

Интерметаллидный сплав на основе никеля проявил высокую технологичность при отливке в производственных условиях монокристаллических заготовок сопловых лопаток с КГО [001] вертолетного двигателя ВК650-В с высоким выходом годного (>75 %) требуемой ориентации с отклонением <10 градусов и низкой микропористостью (<0,1 %).

Многослойное теплозащитное покрытие, состоящее из жаростойкого покрытия СДП-42 + ВСДП-16 и керамического слоя, незначительно ухудшает показатели длительной прочности сплава. Однако при наличии покрытия происходит снижение температуры на полотне сопловой лопатки и повышение жаростойкости, что благоприятно отражается на ресурсе работы.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 7.3. «Интерметаллидные никелевые сплавы и композиционные материалы на их основе» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [37].

Благодарности

Авторы статьи выражают благодарность сотрудникам НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, принявшим участие в проведении исследований. Сплав выплавлен под руководством А.В. Горюнова, монокристаллические отливки получены под руководством к.т.н. Е.М. Висик, жаростойкие и теплозащитные покрытия нанесены на образцы и отливки сопловых лопаток под руководством Н.И. Артеменко, оптический количественный анализ сечения отливки сопловой лопатки проведен Н.А. Лонской.

Список источников

1. Симс Ч., Хагель В. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. М.: Металлургия, 1995. Кн. 1. 384 с.
2. Симс Ч., Хагель В. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. М.: Металлургия, 1995. Кн. 2. С. 288–298.
3. Зеленков Ю.П., Шмотин Ю.Н., Чупин П.В. Текущее состояние и перспективы суперкомпьютерных вычислений при проектировании газотурбинных двигателей // Вестник Уфимского государственного авиационного университета. 2012. Т. 16. № 3 (48). С. 91–98.
4. Шмотин Ю.Н., Буров М.Н. Повышение надежности и развитие мощностного ряда ГТУ на базе ГТД-110М производства ПАО «НПО «Сатурн» // Газотурбинные технологии. 2017. № 1 (144). С. 2–4.
5. Иноземцев А.А. Двигатель ПД-14 – будущее российского авиапрома // Инновации. 2019. № 12 (182). С. 77–80.
6. Иноземцев А.А. Использование перспективных технологий авиационных газотурбинных двигателей для создания энергетических ГТУ большой мощности // Электрические станции. 2020. № 1 (1062). С. 29–35.
7. Гладкий И.Л., Иноземцев А.А., Морозова М.В. Интеграция двигателя ПД-14 с самолетом МС-21-310 для обеспечения отсутствия опасных последствий при отрыве рабочей лопатки вентилятора // Авиация и космонавтика: Междунар. конф. М.: МАИ (НИУ), 2022. С. 107–108.
8. Иноземцев А.А., Сулимов Д.Д. Опыт и перспектива АО «ОДК-Авиадвигатель» в создании и эксплуатации авиапроизводственных промышленных газотурбинных установок и энергоагрегатов // Газотурбинные технологии. 2022. № 5 (188). С. 2–7.
9. Беликов А.В., Висик Е.М., Герасимов В.В. Модернизация оборудования для направленной кристаллизации монокристаллических отливок // Литейное производство. 2014. № 4. С. 34–36.
10. Висик Е.М., Герасимов В.В., Колядов Е.В., Кузьмина Н.А. Влияние технологических режимов литья на параметры структуры монокристаллов новых жаропрочных сплавов // Металлургия машиностроения. 2016. № 5. С. 27–31.
11. Висик Е.М., Колядов Е.В., Чабина Е.Б., Кузьмина Н.А. Технологические возможности управления структурой отливок из жаропрочных сплавов при направленной кристаллизации // Технология металлов. 2022. № 1. С. 47–56.
12. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Взгляд на историю развития и современные исследования процесса направленной кристаллизации литейных жаропрочных сплавов с управляемым градиентом на фронте роста // Электрометаллургия. 2018. № 7. С. 33–40.
13. Висик Е.М., Рассохина Л.И., Ечин А.Б., Гамазина М.В. О некоторых аспектах повышения качества литых турбинных лопаток ГТД из жаропрочных никелевых сплавов // Вопросы материаловедения. 2021. № 4 (108). С. 89–98.
14. Изотов В.А., Гришихин С.А., Шатульский А.А. Методика расчета коэффициента сопротивления литниковой системы при изменяющемся напоре // Литейщик России. 2009. № 3. С. 39.
15. Гришихин С.А., Изотов В.А., Шатульский А.А. Расчет коэффициента расхода литниковой системы при различных параметрах металлостатического напора // Вестник РГТА им. П.А. Соловьева. 2009. № 1 (15). С. 115–119.
16. Рассохина Л.И., Парфенович П.И., Нарский А.Р. Проблемы создания модельных композиций нового поколения на базе отечественных материалов для изготовления лопаток ГТД // Новости материаловедения. Наука и техника. 2015. № 3 (15). Ст. 07. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 14.12.2023).
17. Яковлев Е.И. Получение отливок из жаропрочных никелевых сплавов с мелкозернистой равноосной структурой и пониженной пористостью // Литейное производство. 2022. № 6. С. 3–6.
18. Li P., Li S.S., Han Y.F. Influence of solution heat treatment on microstructure and stress rupture properties of Ni₃Al base single crystal superalloy IC6SX // Intermetallics. 2011. Vol. 19. Is. 2. P. 182–186.

19. He X., Zhang J., Peng Y. et al. Microstructure evolution of primary γ' phase in Ni_3Al -base superalloy // *Acta metallurgica sinica*. 2020. Vol. 33. P. 1709–1726.
20. Liwu J., Xuezheng D., Meiling W. Effect of stress on creep behavior of single crystal alloy IC6SX at 980eC // *International Journal of Photoenergy*. 2020. Vol. 3. P. 1–5.
21. Liwu J., Meiling W., Yafang H., Yanna C. Creep behavior and dislocation mechanism of Ni_3Al base single crystal alloy IC6SX at 760eC // *Progress in Natural Science*. 2021. Vol. 9. P. 239.
22. Сплав на основе интерметаллида Ni_3Al и изделие, выполненное из него: пат. 2588949 Рос. Федерация; заявл. 01.04.15; опубл. 10.07.16.
23. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Мин П.Г., Ригин В.Е. Ресурсосберегающие технологии выплавки перспективных литейных и деформируемых супержаропрочных сплавов с учетом переработки всех видов отходов // *Электрометаллургия*. 2016. № 9. С. 30–41.
24. Бунтушкин В.П., Каблов Е.Н., Базылева О.А., Морозова Г.И. Основные принципы легирования интерметаллида Ni_3Al при создании высокотемпературных сплавов // *Материаловедение*. 1998. № 7. С. 13–15.
25. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. № 12. С. 52–58.
26. Висик Е.М., Герасимов В.В., Колядов Е.В., Филонова Е.В. Особенности монокристаллической структуры турбинных лопаток из безуглеродистых и углеродсодержащих жаропрочных никелевых сплавов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2018. Т. 84. № 6. С. 38–43.
27. Висик Е.М., Колядов Е.В., Кузьмина Н.А. Влияние параметров направленной кристаллизации на структуру интерметаллидного никелевого сплава ВИН4М-ВИ при литье монокристаллических заготовок сопловых лопаток // *Труды ВИАМ*. 2023. № 9 (127). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-9-3-15.
28. Толорайя В.Н., Остроухова Г.А. Получение монокристалльных затравок [001] из сплавов системы Ni–W методом направленной кристаллизации // *Вопросы материаловедения*. 2021. № 2 (106). С. 55–65.
29. Кузьмина Н.А., Пьянкова Л.А. Контроль кристаллографической ориентации монокристаллических отливок никелевых жаропрочных сплавов методом рентгеновской дифрактометрии // *Труды ВИАМ*. 2019. № 12 (84). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
30. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Шестаков А.В., Фесенко Т.В. Структура и свойства интерметаллидного сплава на основе алюминиды никеля, микролегированного редкоземельными металлами // *Вопросы материаловедения*. 2018. № 1 (93). С. 35–49.
31. Базылева О.А., Карашаев М.М., Шестаков А.В., Аргинбаева Э.Г. Влияние температуры отжига на однородность интерметаллидного сплава на основе соединения Ni_3Al // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-3-10.
32. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Чабина Е.Б., Раевских А.Н. Исследование структурно-фазовых превращений в литейном конструкционном сплаве на основе интерметаллида Ni_3Al после высокотемпературных выдержек и в процессе наработки сплава в качестве сопловой лопатки // *Вопросы материаловедения*. 2023. Т. 114. № 2. С. 60–70.
33. Артеменко Н.И. Особенность состояния поверхности газотермических покрытий, полученных методом атмосферного плазменного напыления // *Электрометаллургия*. 2020. № 2. С. 25–31.
34. Артеменко Н.И., Баринов Д.Я., Акопян А.Г. Исследование теплофизических свойств керамического материала ZrO_2 –7% Y_2O_3 , полученного различными методами, применяемого для нанесения теплозащитного покрытия // *Электрометаллургия*. 2022. № 5. С. 24–29.
35. Артеменко Н.И., Татарников С.В., Доронин О.Н. Исследование влияния параметров нанесения керамического слоя теплозащитного покрытия ZrO_2 –7% Y_2O_3 методом плазменного напыления на производительность технологического процесса // *Труды ВИАМ*. 2023. № 4 (122). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-69-80.

36. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // Труды ВИАМ. 2013. № 5. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.11.2023).
37. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Sims Ch., Hagel V. *Superalloys II. Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants*: in 2 books. Moscow: Metallurgiya, 1995, book 1, 384 p.
2. Sims Ch., Hagel V. *Superalloys II. Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants*: in 2 books. Moscow: Metallurgiya, 1995, book 2, pp. 288–298.
3. Zelenkov Yu.P., Shmotin Yu.N., Chupin P.V. Current state and prospects of supercomputer computing in the design of gas turbine engines. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo universiteta*, 2012, vol. 16, no. 3 (48), pp. 91–98.
4. Shmotin Yu.N., Burov M.N. Increasing reliability and developing the power range of gas turbine units based on the GTD-110M produced by PJSC NPO Saturn. *Gazoturbinnyye tekhnologii*, 2017, no. 1 (144), pp. 2–4.
5. Inozemtsev A.A. The PD-14 engine is the future of the Russian aviation industry. *Innovatsii*, 2019, no. 12 (182), pp. 77–80.
6. Inozemtsev A.A. The use of promising technologies of aviation gas turbine engines for the creation of high-power power gas turbine units. *Elektricheskiye stantsii*, 2020, no. 1 (1062), pp. 29–35.
7. Gladky I.L., Inozemtsev A.A., Morozova M.V. Integration of the PD-14 engine with the MS-21-310 aircraft to ensure the absence of dangerous consequences when the fan blade comes off. *Aviation and Cosmonautics*: abstracts 21st Int. conf. Moscow: MAI (NIU), 2022, pp. 107–108.
8. Inozemtsev A.A., Sulimov D.D. Experience and prospects of JSC «UEC-Aviadvigatel» in the creation and operation of aircraft industrial gas turbine plants and power units. *Gazoturbinnyye tekhnologii*, 2022, no. 5 (188), pp. 2–7.
9. Belikov A.V., Visik E.M., Gerasimov V.V. Modernization of equipment for directional crystallization of monocrystalline castings. *Liteynoe proizvodstvo*, 2014, no. 4, pp. 34–36.
10. Visik E.M., Gerasimov V.V., Kolyadov E.V., Kuzmina N.A. Influence of technological casting modes on the structural parameters of single crystals of new heat-resistant alloys. *Metallurgiya mashinostroeniya*, 2016, no. 5, pp. 27–31.
11. Visik E.M., Kolyadov E.V., Chabina E.B., Kuzmina N.A. Technological possibilities for controlling the structure of castings made of heat-resistant alloys during directional crystallization. *Tekhnologiya metallov*, 2022, no. 1, pp. 47–56.
12. Bondarenko Yu.A., Echin A.B. A look at the history of development and modern research into the process of directed crystallization of cast heat-resistant alloys with a controlled gradient at the growth front. *Elektrometallurgiya*, 2018, no. 7, pp. 33–40.
13. Visik E.M., Rassokhina L.I., Echin A.B., Gamazina M.V. On some aspects of improving the quality of cast turbine blades of gas turbine engines made of heat-resistant nickel alloys. *Voprosy materialovedeniya*, 2021, no. 4 (108), pp. 89–98.
14. Izotov V.A., Grishikhin S.A., Shatulsky A.A. Methodology for calculating the resistance coefficient of a gating system with changing pressure. *Liteyshchik Rossii*, 2009, no. 3, p. 39.
15. Grishikhin S.A., Izotov V.A., Shatulsky A.A. Calculation of the flow coefficient of the gating system for various parameters of the metallostatic pressure. *Vestnik RGATA im. P.A. Solovyeva*, 2009, no. 1 (15), pp. 115–119.
16. Rassokhina L.I., Parfenovich P.I., Narsky A.R. Problems of creating new generation model compositions based on domestic materials for the manufacture of gas turbine engine blades. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*, 2015, no 3 (15), paper no. 07. Available at: <http://www.materialsnews.ru> (accessed: December 14, 2023).

17. Yakovlev E.I. Production of castings from heat-resistant nickel alloys with a fine-grained equiaxed structure and reduced porosity. *Liteynoe proizvodstvo*, 2022, no. 6, pp. 3–6.
18. Li P., Li S.S., Han Y.F. Influence of solution heat treatment on microstructure and stress rupture properties of Ni_3Al base single crystal superalloy IC6SX. *Intermetallics*, 2011, vol. 19, is. 2, pp. 182–186.
19. He X., Zhang J., Peng Y. et al. Microstructure evolution of primary γ' phase in Ni_3Al -base superalloy. *Acta metallurgica sinica*, 2020, vol. 33, pp. 1709–1726.
20. Liwu J., Xuezheng D., Meiling W. Effect of stress on creep behavior of single crystal alloy IC6SX at 980°C. *International Journal of Photoenergy*, 2020, vol. 3, pp. 1–5.
21. Liwu J., Meiling W., Yafang H., Yanna C. Creep behavior and dislocation mechanism of Ni_3Al base single crystal alloy IC6SX at 760°C. *Progress in Natural Science*, 2021, vol. 9, p. 239.
22. *An alloy based on the Ni_3Al intermetallic compound and a product made from it*: pat. 2588949 Rus. Federation; appl. 01.04.15; publ. 10.07.16.
23. Kablov E.N., Sidorov V.V., Kablov D.E., Min P.G., Rigin V.E. Resource-saving technologies for smelting promising cast and wrought super-heat-resistant alloys, taking into account the processing of all types of waste. *Elektrometallurgiya*, 2016, no. 9, pp. 30–41.
24. Buntushkin V.P., Kablov E.N., Bazyleva O.A., Morozova G.I. Basic principles of alloying the Ni_3Al intermetallic compound when creating high-temperature alloys. *Materialovedenie*, 1998, no. 7, pp. 13–15.
25. Morozova G.I. Compensation for the imbalance of alloying of heat-resistant nickel alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2012, no. 12, pp. 52–58.
26. Visik E.M., Gerasimov V.V., Kolyadov E.V., Filonova E.V. Features of the single-crystal structure of turbine blades made of carbon-free and carbon-containing heat-resistant nickel alloys. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2018, vol. 84, no. 6, pp. 38–43.
27. Visik E.M., Koljadov E.V., Kuzmina N.A. Influence of directional crystallization parameters on the structure of the intermetallic nickel alloy VIN4M-VI when casting single-crystal blanks of nozzle blades. *Trudy VIAM*, 2023, no. 9 (127), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-9-3-15.
28. Toloraya V.N., Ostroukhova G.A. Preparation of single-crystal [001] seeds from alloys of the Ni–W system by directional crystallization. *Voprosy materialovedeniya*, 2021, no. 2 (106), pp. 55–65.
29. Kuzmina N.A., Pyankova L.A. Control of crystallographic orientation of monocrystalline nickel castings heat-resistant alloys by x-ray diffractometry. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 24, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
30. Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Shestakov A.V., Fesenko T.V. Structure and properties of an intermetallic alloy based on nickel aluminum microalloyed with rare earth metals. *Voprosy materialovedeniya*, 2018, no. 1 (93), pp. 35–49.
31. Bazyleva O.A., Karashaev M.M., Shestakov A.V., Arginbaeva E.G. Effect of annealing temperature on the homogeneity of intermetallic alloy based on Ni_3Al compound. *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 24, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-3-10.
32. Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Chabina E.B., Raevskikh A.N. Study of structural-phase transformations in a cast structural alloy based on the Ni_3Al intermetallic compound after high-temperature holding and during the process of operating the alloy as a nozzle blade. *Voprosy materialovedeniya*, 2023, vol. 114, no. 2, pp. 60–70.
33. Artemenko N.I. Features of the surface condition of gas-thermal coatings obtained by atmospheric plasma spraying. *Elektrometallurgiya*, 2020, no. 2, pp. 25–31.
34. Artemenko N.I., Barinov D.Ya., Akopyan A.G. Study of the thermophysical properties of the ceramic material ZrO_2 –7% Y_2O_3 , obtained by various methods, used for applying a heat-protective coating. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 5, pp. 24–29.

35. Artemenko N.I., Tatarnikov S.V., Doronin O.N. Investigation of the influence of the parameters of applying the ceramic layer of the $ZrO_2-7\%Y_2O_3$ heat-shielding coating by plasma spraying on the productivity of the technological process. *Trudy VIAM*, 2023, no. 4 (122), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 24, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-69-80.
36. Chabina E.B., Alekseev A.A., Filonova E.V., Lukina E.A. The use of methods of analytical microscopy and x-ray diffraction analysis for the study of the structural phase state materials. *Trudy VIAM*, 2013, no. 5, paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 27, 2023).
37. 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: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-3.

Информация об авторах

Базылева Ольга Анатольевна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Римша Эльвира Гайсаевна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чабина Елена Борисовна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Olga A. Bazyleva, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Elvira G. Rimsha, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Elena B. Chabina, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 01.02.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.02.2024.

The article was submitted 01.02.2024; approved and accepted for publication after reviewing 14.02.2024.

Научная статья

УДК 621.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-18-29

ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА МАРКИ VT30 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

М.С. Яшин¹, А.Р. Баженов¹

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

Аннотация. Изучены технологическая пластичность, механизмы деформации и зависимость механических свойств от условий деформирования титанового сплава VT30. Исследованы образцы в литом и кованом состояниях. Образцы осажены на копре и прессе при различных температурах, также проведены ковка и штамповка прутков. Показано, что сплав VT30 обладает лучшими свойствами в кованом состоянии. Определены оптимальные условия для обработки давлением титанового сплава VT30.

Ключевые слова: титан, термообработка, деформация, пластичность, авиационная промышленность, холодная высадка, ковка

Для цитирования: Яшин М.С., Баженов А.Р. Изучение термомеханических параметров деформации и механических свойств титанового сплава марки VT30 в зависимости от условий деформирования // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-18-29.

Scientific article

INVESTIGATION OF THERMOMECHANICAL PARAMETERS OF DEFORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES DEPENDING ON CONDITIONS OF DEFORMATION OF TITANIUM ALLOY VT30

M.S. Yashin¹, A.R. Bazhenov¹

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

Abstract. Technological plasticity, deformation mechanisms and dependence between mechanical properties and the conditions of deformation of titanium alloy VT30 were studied in present work. Samples in cast and forged states were examined. The samples were deformed on a pile driver and press at different temperatures, also forging and stamping were carried out. The results showed that the VT30 alloy has better properties in the forged state. In addition, optimal conditions for pressure treatment of titanium alloy VT30 were obtained.

Keywords: titanium, heat treatment, deformation, plasticity, aviation industry, cooling forming, forging

For citation: Yashin M.S., Bazhenov A.R. Investigation of thermomechanical parameters of deformation and mechanical properties depending on conditions of deformation of titanium alloy VT30. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-18-29.

Введение

Для развития авиационной техники необходимо промышленное производство деталей из сплавов, которые отвечают повышенным требованиям к прочности, надежности и ресурсу работы [1]. Разработка легированных высокопрочных материалов, в том числе титановых сплавов, предназначенных для аэрокосмической отрасли, является одним из основных направлений деятельности НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [2, 3].

Современный термообработываемый титановый сплав BT30 сочетает способность к холодной деформации с высокой прочностью [4]. Наиболее близким по химическому составу к сплаву BT30 является сплав Beta III, разработанный фирмой Crucible Steel Corporation (США). Титановый сплав BT30 имеет следующий состав, % (по массе): основа – Ti; 11,5 – Mo; 6,0 – Zr; 4,5 – Sn [5]. Сплав BT30 закаливается на β -фазу [6], поэтому обладает более высокой технологической пластичностью в закаленном состоянии при холодной деформации по сравнению с $(\alpha + \beta)$ -сплавами [7, 8]. При старении выделяется тонкодисперсная α -фаза [9, 10]. Сплав имеет высокую прочность в сочетании с хорошей пластичностью.

Титановый сплав BT30 применяют для изготовления крепежных деталей в авиационной промышленности и деталей из листового материала [5], поскольку в данных случаях с большей эффективностью можно использовать способность сплава к холодной высадке [5, 11] и большой запас прочности [12].

Однако для проведения холодной деформации необходимо формирование определенной (регламентированной) структуры и свойств полуфабрикатов, полученных в результате предварительной горячей деформации.

Исследование технологической пластичности, механизма деформирования и зависимости механических свойств титанового сплава BT30 от условий деформации на оборудовании НИЦ «Курчатовский Институт» – ВИАМ является основной целью данной работы. Поведение титанового сплава изучали на образцах в литом и кованом состояниях. Кроме того, исследована деформация сплава при комнатной температуре, поскольку в холодном состоянии он деформируется.

Материалы и методы

Технологическую пластичность сплава BT30 исследовали с помощью следующих методов:

- осадка образцов $\varnothing 15$ мм и высотой 20 мм на копре и гидравлическом прессе мощностью 25 т при температурах 700, 750, 800, 900, 1000 и 1100 °С и различной степени деформации как в литом, так и в кованом состояниях [13];
- определение ударной вязкости на копре при температурах 20, 700, 750, 800, 900, 1000 и 1100 °С;
- кратковременное испытание гладких образцов на разрыв при температурах 20, 700, 750, 800, 900, 1000 и 1100 °С;
- определение температуры полиморфного превращения плавки методом металлографического анализа, исследование макроструктуры прутков и металлографическое исследование микроструктуры на головках разрывных образцов. Для определения макро- и микроструктуры образцы подвергали травлению раствором, содержащим 5 % HF и 95 % H₂O;
- определение механических свойств сплава BT30 в зависимости от условий горячей деформации. Режимы нагрева под штамповку соответствовали $(\alpha + \beta)$ - и β -областям. Штамповку проводили за два перехода. Степень деформации составила 20, 40 и 60 %. Исследования проводили на заготовках в отожженном и закаленном состояниях [14].

Слитки сплава ВТ30 получены методом двойного переплава [15]. Механические свойства сплава в литом состоянии в зависимости от температуры испытаний приведены в табл. 1.

Таблица 1

**Механические свойства сплава ВТ30 в литом состоянии
в зависимости от температуры испытаний**

Температура испытания, °С	Предел прочности при растяжении, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %	Относительное сужение при разрыве, %	Ударная вязкость, Дж/см ²
20	778,12–835,94	24,0	42,0	30,4–37,3
700	171,50–198,94	52,8–60,4	80,5–86,4	122,6–128,4
750	118,58–123,48	80,4	86,0	147,2–189,3
800	69,58–72,52	74,2–89,0	95,8–96,0	149,1–156,9
900	47,04–49,98	99,4–106,0	94,7–96,4	118,7–143,2
1000	27,44–29,40	76,0–127,4	–	93,2–157,9
1100	17,64	90,6	96,0	56,9–60,8

Результаты и обсуждение

Осадку цилиндрических образцов при динамическом деформировании проводили на копре, при статическом – на гидравлическом прессе мощностью 25 т с замером удельного давления.

Осадку образцов под прессом осуществляли в контейнере. Образец закладывали между шайбами со слюдой и вместе с контейнером нагревали в печи.

Критерием допустимой степени деформации является появление первой трещины на поверхности образца. Допустимая степень деформации сплава ВТ30 в литом состоянии приведена в табл. 2.

Таблица 2

Допустимая степень деформации сплава ВТ30 в литом состоянии

Температура испытания, °С	Допустимая степень деформации, %, при осадке	
	на прессе	на копре
700	30	25
750	40	32
800	47	38
900	55	40
1000	49	40
1100	40	30

Механические свойства сплава ВТ30 в кованом состоянии исследовали в интервале температур 20–1100 °С [16]. Результаты испытаний приведены в табл. 3. С повышением температуры характеристики пластичности (относительное сужение и удлинение при разрыве) увеличиваются, а предел прочности уменьшается.

В интервале температур от 20 до 800 °С относительное удлинение после разрыва непрерывно увеличивается и при 800 °С достигает максимального значения (318 %), при температуре >800 °С – уменьшается. Относительное сужение при комнатной температуре составляет 51,5–57,0 %, а в интервале температур 700–1100 °С достигает 96 %. В ходе испытаний при температуре 1000 °С образец изогнулся.

С повышением температуры предел прочности непрерывно уменьшается и при 1100 °С достигает 11,76 МПа.

Таблица 3

**Механические свойства сплава ВТ30 в кованом состоянии
в зависимости от температуры испытаний**

Температура испытания, °С	Предел прочности при растяжении, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %	Относительное суже- ние при разрыве, %	Ударная вяз- кость, Дж/см ²
20	1073,10–1082,90	9,4–12,4	51,5–57,0	41,2–54,9
700	147,98–201,88	80,8–102,2	94,0–96,0	340,4–367,8
750	108,78–122,50	188,6–198,0	96,0	346,2–367,8
800	102,90–124,46	186,4–318,0	96,0	311,9–338,4
900	17,64–35,28	231,0–318,0	96,0	269,7–279,5
1000	17,64	141,4	96,0	232,4–241,3
1100	11,76	154,0–198,0	96,0	177,5–179,5

В ходе испытаний на ударную вязкость образец сплава в кованом состоянии при температуре 20 °С разрушился, при температурах ≥ 700 °С – сохранился. Значения допустимой деформации сплава в кованом состоянии представлены в табл. 4.

Таблица 4

Допустимая степень деформации сплава ВТ30 в кованом состоянии

Температура испытания, °С	Допустимая степень деформации, %, при осадке	
	на прессе	на копре
700	70	56
750	73	65
800	75	70
900	77	75
1000	79	78
1100	80	80

Сплав ВТ30 в литом состоянии обладает низкой пластичностью. Например, наиболее распространенный ($\alpha + \beta$)-сплав ВТ3-1 допускает деформацию на копре при температуре, близкой к полиморфному превращению ($\epsilon = 60$ %). При более высокой температуре допустимая степень деформации возрастает до 80 %. При деформации на прессе сплав более технологичен. В отличие от сплава ВТ3-1 сплав ВТ30 не допускает деформацию на копре со степенью >40 % практически при всех температурах испытаний.

Осадка образцов на прессе показала, что технологическая пластичность сплава ВТ30 увеличивается, но в меньшей степени, чем для других титановых сплавов. Допустимая степень деформации на прессе за ход оборудования не должна превышать 50 % при температуре 900 °С. Учитывая, что температурный интервал деформации слитка должен быть не менее 200–250 °С, степень деформации должна быть <35 %.

Установлено, что предварительно деформированный материал обладает высокой технологической пластичностью. Допустимая степень деформации возрастает более чем в 2 раза независимо от скорости оборудования.

Допустимая степень деформации в ($\alpha + \beta$)-области сплава ВТ30 в кованом состоянии при осадке на копре выше, чем сплава ВТ3-1. Переход от литого состояния к кованому также увеличивает ударную вязкость при температурах 800–1100 °С в ~ 2 раза.

При деформации на прессе изучали сопротивление деформированию сплава. Определено удельное давление сплава в литом и кованом состояниях (рис. 1). Удельное давление сплава в литом состоянии непрерывно увеличивается при уменьшении

температуры нагрева под деформацию. Так, при температурах 1000–1100 °С удельное давление составляет 127–137 МПа, при 750–800 °С – достигает 196–245 МПа.

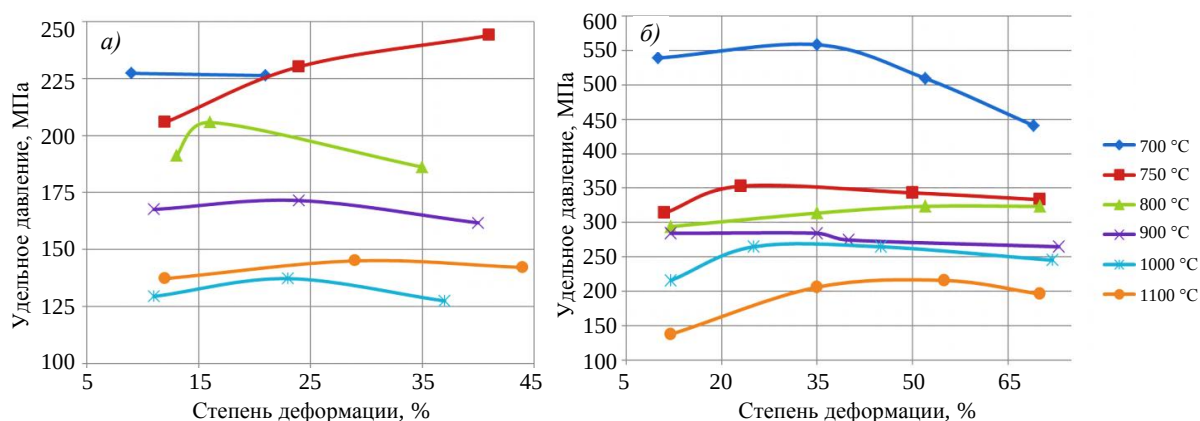


Рис. 1. Удельное давление сплава ВТ30 в литом (а) и кованом (б) состояниях при статическом деформировании на прессе

В кованом состоянии сплав имеет более высокое сопротивление деформации. Например, при температуре 900 °С величина среднего удельного давления сплава в литом состоянии составляет 171 МПа, в кованом – достигает 294 МПа. Значительное упрочнение сплава при деформации в кованом состоянии обнаружено при температуре 700 °С. При снижении температуры с 750 до 700 °С удельное давление возрастает с 313–343 до 539 МПа. Это объясняется тем фактом, что при 700 °С преобладает механизм холодной деформации.

На основании проведенных экспериментов установлено, что деформацию слитка из сплава ВТ30 на молоте следует проводить в интервале температур 800–1100 °С. Степень деформации за удар не должна превышать 25 %. При деформации слитка на прессе интервал температур составляет 750–1100 °С, а степень деформации за ход пресса ≤35 %.

Изучено влияние температуры предварительно деформированного материала на качество полуфабрикатов прутков из сплава ВТ30, а именно на механические свойства, макро- и микроструктуру.

Температура полного полиморфного превращения ($\alpha + \beta \rightleftharpoons \beta$) исследуемой плавки, определенная методом металлографического анализа, составляет 750 ± 10 °С. При температуре 700 °С содержание β -фазы не превышает 3–5 %.

Изучены свойства прутков Ø30 мм, кованых при температурах 850 и 950 °С, со степенью деформации 60 % и при штамповке за два перехода при температурах ($\alpha + \beta$)- и β -области, т. е. 750 и 900 °С соответственно (рис. 2) [17]. Исследования проводили как в отожженном, так и в закаленных и состаренных состояниях. Отжиг проводили при температуре ($\alpha + \beta$)-области с охлаждением на воздухе. Закалку осуществляли в ($\alpha + \beta$)-области с охлаждением в воде, после чего выполняли старение при температуре ($\alpha + \beta$)-области с охлаждением на воздухе.

Механические свойства прутков представлены в табл. 5, штампованного пруткового полуфабриката – в табл. 6. Приведенные данные показывают, что всесторонняя деформация (ковка со степенью деформации 65 %) обеспечивает высокий уровень свойств как в отожженных, так и в закаленных и состаренных состояниях даже при нагреве в β -области (т. е. при температурах 850 и 950 °С).



Рис. 2. Пруток из сплава ВТ30

Таблица 5

Механические свойства прутков Ø30 мм из сплава ВТ30 (отожженное, закаленное и состаренное состояние) в зависимости от температуры деформации

Температура нагрева под ковку, °С	Предел прочности при растяжении, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %	Относительное сужение при разрыве, %	Ударная вязкость, Дж/см ²	Термообработка
850	886,9	12,7	57,5	–	После горячей деформации
850	1283,8–1332,8	4,7–8,0	25,7–44,7	30,4–36,2	Закалка + старение
850	931,0–940,8	7,7–10,4	57,0–61,5	75,5–80,4	Отжиг
950	1127,0–1146,6	4,9–6,5	39,3–44,6	53,9–74,5	Закалка + старение
950	911,4–931,0	8,4–8,8	51,0–58,0	58,8–76,5	Отжиг
950	–	–	–	97,1–90,2	После горячей деформации

Таблица 6

Механические свойства штампованного пруткового полуфабриката из сплава ВТ30 (отожженное, закаленное и состаренное состояние) в зависимости от температуры деформации

Температура нагрева под штамповку, °С	Степень деформации, %	Предел прочности при растяжении, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %	Относительное сужение при разрыве, %	Термообработка
750	40	940,8–970,2	9,4–10,3	56,0–57,0	После горячей деформации
750	40	774,2–867,3	12,1–12,5	60,0–62,0	Отжиг
900	40	965,3–980,0	9,1–9,3	58,5–62,5	
750	20	1313,2–1342,6	7,5–8,7	39,5–45,0	Закалка + старение
	40	1342,6–1347,5	7,1–8,7	33,5–35,5	
	60	1347,5	6,7–8,7	28,7–37,0	
900	20	1293,6–1313,2	4,0	9,7–10,5	
	40	1362,2–1381,8	0,9–3,4	6,1–6,4	
	60	1332,8–1362,2	3,0–3,1	11,1–13,5	

При односторонней деформации на прессе за один ход оборудования уровни свойств пруткового полуфабриката, нагреваемого в $(\alpha + \beta)$ - и β -областях, в отожженном состоянии практически не различаются. В то время как в закаленном и состаренном состояниях относительное сужение полуфабриката, нагреваемого в β -области, в ~ 3 раза меньше, а относительное удлинение в ~ 2 раза меньше по сравнению с данными показателями для полуфабрикатов, полученных после деформации при температурах $(\alpha + \beta)$ -области.

При температуре 950 °С наблюдается разнотернистость (рис. 3, б), что незначительно снижает уровень механических свойств сплава. Для получения относительно мелкозернистой структуры необходимо проводить предварительный нагрев под ковку в β -области при температуре 850 °С с окончанием процесса при 700 °С. Это позволяет получить однородное относительно мелкое рекристаллизованное зерно, что увеличивает прочность сплава.

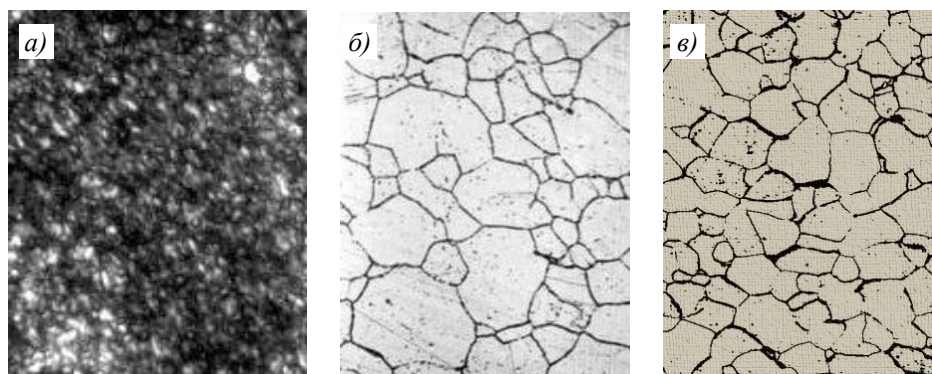


Рис. 3. Структура ($\times 450$) титанового сплава ВТ30 после старения (а),ковки при температурах 950 (б) и 850 °С (в)

Следует отметить, что уровень пластических свойств как в отожженном, так и в закаленном и состаренном состояниях не возрастает с увеличением степени деформации – колебания не превышают 7 %.

Изучены кинетика роста зерна сплава ВТ30 (рис. 4) и изменение ударной вязкости в интервале температур 500–1100 °С. Ударная вязкость сплава ВТ30 зависела от температуры отжига:

Ударная вязкость, Дж/см ²	46,1	73,5	96,1	88,2	90,2	98,1	101,0	76,5	41,2
Температура отжига, °С	500	600	700	800	850	900	950	1000	1100

Установлено, что интенсивный рост микроструктуры начинается при температуре 700 °С, при этом ударная вязкость достигает максимальных значений в диапазоне температур 500–700 °С. В интервале температур 700–950 °С уровень ударной вязкости изменяется незначительно, хотя и сопровождается резким ростом зерен. Снижение ударной вязкости при температуре >950 °С объясняется, по-видимому, значительным окислением образцов и более интенсивным распадом β -фазы.

С учетом того, что сплав будет деформироваться в холодном состоянии, проведено испытание образцов $\varnothing 6$ мм при комнатной температуре на прессе со степенью деформации 25–75 % и более (рис. 5). Трещины выявлены на образцах со степенью деформации 40–50 % и закаленных при различных температурах (рис. 5, з). По-видимому, это связано с интенсивным ростом зерна. В то же время образцы демонстрируют высокую пластичность в исходном и отожженном состоянии со степенью деформации 75 % (рис. 5, б, в).

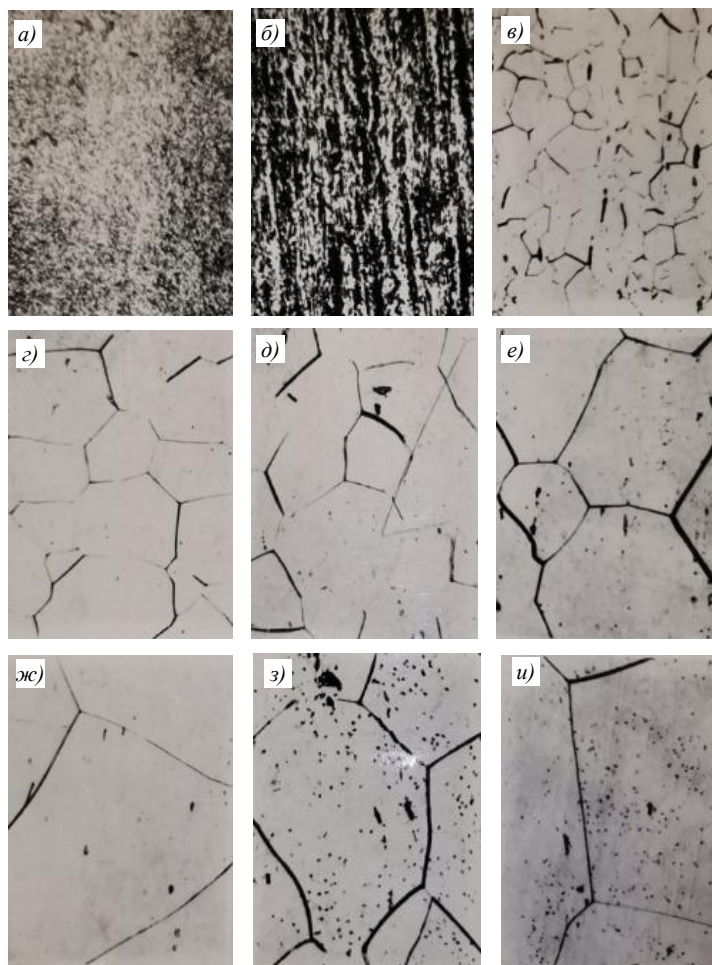


Рис. 4. Микроструктура ($\times 450$) сплава ВТ30 при температурах нагрева 500 (а), 600 (б), 700 (в), 800 (г), 850 (д), 900 (е), 950 (ж), 1000 (з) и 1100 °С (и)

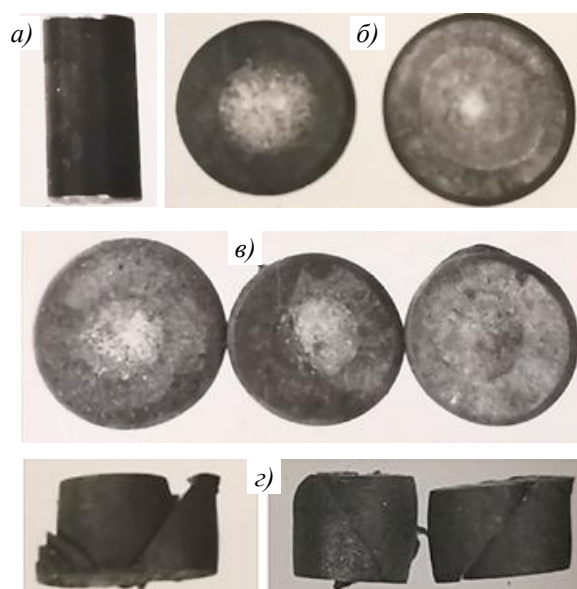


Рис. 5. Образцы сплава ВТ30 до испытания (а), в отожженном (б), горячекованом состоянии (в) при степени деформации 75 % и в закаленном состоянии при степени деформации 50 % (г) после осадки при комнатной температуре

Установлено, что сплав ВТ30 в закаленном состоянии обладает значительно меньшей пластичностью по сравнению с горячекованным и отожженным состоянием при холодной деформации. Согласно техническим условиям, титановый сплав ВТ16, применяемый при холодной высадке, подвергается обработке давлением со степенью деформации $>70\%$. Для сплава ВТ30 это значение достигает 75% , что удовлетворяет требованиям к холодновысадочным крепежам. Кроме того, сплав ВТ16 деформируют в отожженном состоянии. Сплав ВТ30 демонстрирует высокую пластичность как в исходном горячекованном состоянии, так и после отжига. Это значит, что для достижения большей технологичности сплав ВТ30 можно подвергать холодной деформации без предварительной термообработки.

Заключения

Титановый сплав ВТ30 в литом состоянии обладает ограниченной технологической пластичностью как при деформации с большими скоростями на молотах, так и с малыми скоростями на прессах.

Деформацию слитка на молоте следует проводить в интервале температур $800\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, степень деформации за удар не должна превышать 25% . При деформации слитка на прессе температура должна составлять $750\text{ }^{\circ}\text{C}$, степень деформации за ход пресса $\leq 35\%$.

В предварительно деформированном состоянии сплав обладает высокой технологической пластичностью.

Ковку деформированного материала на предварительные заготовки необходимо проводить на молотах и прессах с температуры $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в зависимости от усилия оборудования и величины заготовки. Заканчивать ковку на молотах необходимо при температуре $\geq 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, на прессах $\geq 600\text{ }^{\circ}\text{C}$. При ковке на окончательный размер температура нагрева должна быть снижена до $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, степень деформации $40\text{--}70\%$.

Для получения деформированного полуфабриката в отожженном состоянии оптимальные температуры начала и окончания штамповки на прессах должны составлять 850 и $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, на молотах 900 и $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ соответственно. Для получения пруткового полуфабриката с высоким уровнем свойств в закаленном и состаренном состоянии следует снижать температуру нагрева под штамповку до температуры $(\alpha + \beta)$ -области.

Максимальная технологическая пластичность при последующей холодной деформации титанового сплава ВТ30 достигается при формировании мелкозернистой β -рекристаллизованной структуры после предварительной горячей деформации в β -области или после отжига при температурах, близких к температуре полиморфного превращения.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.

3. Оспенникова О.Г. Итоги реализации стратегических направлений по созданию нового поколения жаропрочных литейных и деформируемых сплавов и сталей за 2012–2016 гг. // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 17–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-17-23.
4. Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Шарапкин Д.С. Комплекс механических и эксплуатационных свойств катаных заготовок из псевдо- β -титанового сплава BT47 // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 3 (68). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.05.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-50-59.
5. Моисеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 12. С. 11–14.
6. Брун М.Я., Белов С.П., Глазунов С.Г. и др. *Металловедение титановых сплавов*. М.: Металлургия, 1994. 351 с.
7. Каблов Е.Н., Путырский С.В., Яковлев А.Л., Крохина В.А., Наприенко С.А. Исследование сопротивления усталостному разрушению штамповок из высокопрочного титанового сплава BT22M, изготовленных с заключительной деформацией в ($\alpha + \beta$)- и β -областях // *Титан*. 2021. Т. 70. № 1. С. 26–33.
8. Зарипова Р.Г., Шундалов В.А., Шарафутдинов А.В. и др. Влияние интенсивной пластической деформации и режимов обработки на структуру и механические свойства титанового сплава BT6 // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2012. № 7 (52). С. 17–24.
9. Скугорев А.В., Капитаненко Д.В., Шишков С.Ю., Мельникова Д.А. Формирование структуры и механических свойств высоколегированных титановых сплавов при изотермической штамповке на воздухе // *Титан*. 2021. Т. 72. № 3. С. 34–40.
10. Бургонова О.Ю., Пантюхова К.Н., Белозерова Е.П. Определение рационального режима термической обработки сплава BT3-1 для повышения пластичности перед обработкой давлением // *Омский научный вестник*. 2017. № 3 (153). С. 44–48.
11. Разуваев Е.И., Моисеев Н.В., Капитаненко Д.В., Бубнов М.В. Современные технологии обработки металлов давлением // *Труды ВИАМ*. 2015. № 2. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.05.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.
12. Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Белова С.Б., Чибисова Е.В. Прогнозирование механических свойств поковок из титановых сплавов BT6 и BT3-1 в зависимости от химического состава и структуры // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2018. № 1. С. 12–21.
13. Путырский С.В., Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Крохина В.А. Исследование влияния различных режимов термической обработки на свойства полуфабрикатов и сварных соединений из сплава BT22M // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-3-10.
14. Дзунович Д.А., Лукина Е.А., Яковлев А.Л. Влияние режимов термической обработки на технологичность и механические свойства листов из высокопрочного титанового сплава BT23 // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-3-10.
15. Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Путырский С.В., Кочетков А.С., Зуева О.В. Современные технологии выплавки слитков титановых сплавов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
16. Александров В.К., Белов А.Ф., Бондарев Б.И. и др. *Металловедение и обработка титановых и жаропрочных сплавов*. М.: ВИЛС, 1991. 389 с.
17. Крохина В.А., Арисланов А.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю. Исследование закономерностей формирования структуры прутков из титанового сплава BT6 в зависимости от различных технологических схем изготовления // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-36-44.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
3. Ospennikova O.G. Implementation results of the strategic directions on creation of new generation of heat-resisting cast and wrought alloys and steels for 2012–2016. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 17–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-17-23.
4. Nochovnaya N.A., Shiryayev A.A., Sharapkin D.S. Complex of mechanical and operational properties of rolled blanks from metastable- β -titanium alloy VT47. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 16, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-50-59.
5. Moiseev V.N. Beta-titanium alloys and prospects for their development. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 1998, no. 12, pp. 11–14.
6. Brun M.Ya., Belov S.P., Glazunov S.G. et al. *Metallurgy of titanium alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1994, 351 p.
7. Kablov E.N., Putyrsky S.V., Yakovlev A.L., Krokhina V.A., Naprienko S.A. Study of resistance to fatigue fracture of forgings made of high-strength titanium alloy VT22M, manufactured with final deformation in the ($\alpha + \beta$)- and β -regions. *Titan*, 2021, vol. 70, no. 1, pp. 26–33.
8. Zaripova R.G., Shundalov V.A., Sharafutdinov A.V. et al. The influence of intense plastic deformation and processing modes on the structure and mechanical properties of titanium alloy VT6. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta*, 2012, no. 7 (52), pp. 17–24.
9. Skugorev A.V., Kapitanenko D.V., Shishkov S.Yu., Melnikova D.A. Formation of the structure and mechanical properties of high-alloy titanium alloys during isothermal stamping in air. *Titan*, 2021, vol. 72, no. 3, pp. 34–40.
10. Burgonova O.Yu., Pantyukhova K.N., Belozeroва E.P. Determination of a rational mode of heat treatment of the VT3-1 alloy to increase ductility before pressure treatment. *Omskiy nauchnyy vestnik*, 2017, no. 3 (153), pp. 44–48.
11. Razyayev E.I., Moiseev N.V., Kapitanenko D.V., Bubnov M.V. Modern technologies of plastic working of metals. *Trudy VIAM*, 2015, no. 2, paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 12, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.
12. Egorova Yu.B., Davydenko L.V., Belova S.B., Chibisova E.V. Prediction of mechanical properties of forgings from titanium alloys VT6 and VT3-1 depending on the chemical composition and structure. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*, 2018, no. 1, pp. 12–21.
13. Putyrskiy S.V., Yakovlev A.L., Nochovnaya N.A., Krokhina V.A. Research of different heat treatment modes influence on properties of semi-finished products and welded joints from titanium alloy BT22M. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-3-10.
14. Dzunovich D.A., Lukina E.A., Yakovlev A.L. Influence of heat treatment parameters on producibility and mechanical properties of sheets made from high-strength titanium alloy VT23. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3 (52), pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-3-10.
15. Duyunova V.A., Oglodkov M.S., Putyrskiy S.V., Kochetkov A.S., Zueva O.V. Modern technologies for melting titanium alloy ingots (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 22, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.

16. Aleksandrov V.K., Belov A.F., Bondarev B.I. et al. *Metallurgy and processing of titanium and heat-resistant alloys*. Moscow: VILS, 1991, 389 p.
17. Krokhina V.A., Arislanov A.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu. Investigation of the regularities of the formation of the structure of rods made of titanium alloy VT6 depending on various technological schemes of manufacture. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 22, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-36-44.

Информация об авторах

Яшин Максим Сергеевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Баженов Александр Романович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Maxim S. Yashin, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 24.01.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 06.02.2024.
The article was submitted 24.01.2024; approved and accepted for publication after reviewing 06.02.2024.

Научная статья

УДК 621.791.14: 621.791.724

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-30-40

ЖИВУЧЕСТЬ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ЭЛЕМЕНТОВ ФЮЗЕЛЯЖА ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В-1213 И 1151

М.Д. Пантелеев¹, А.В. Свиридов¹, Н.С. Одинцов¹, С.В. Бондаренко¹

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

Аннотация. Исследованы статические и усталостные характеристики сварных соединений из жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151. Проведены механические и ресурсные испытания плоских сварных конструктивно-подобных образцов элементов фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151, полученных методами сварки трением с перемешиванием и лазерной сварки. Живучесть сварных соединений оценивали с принесенными концентраторами напряжений. Выполнена сравнительная оценка циклической долговечности до разрушения на сварных конструктивно-подобных образцах различной конфигурации.

Ключевые слова: лазерная сварка, сварка трением с перемешиванием, элементы фюзеляжа, жаропрочный алюминиевый сплав, механические свойства, живучесть, долговечность

Для цитирования: Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Одинцов Н.С., Бондаренко С.В. Живучесть сварных конструкций элементов фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151 // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-30-40.

Scientific article

SURVIVABILITY OF WELDED FUSELAGE ELEMENTS MADE OF HEAT-RESISTANT ALUMINUM ALLOYS V-1213 AND 1151

M.D. Panteleev¹, A.V. Sviridov¹, N.S. Odintsov¹, S.V. Bondarenko¹

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

Abstract. In this work static and fatigue characteristics of welded joints of heat-resistant aluminum alloys V-1213 and 1151 were studied. Mechanical and service-life tests of flat welded structurally similar samples of fuselage elements made of heat-resistant aluminum alloys V-1213 and 1151 welded by laser-beam welding and friction stir welding were carried out. The assessment of the survivability of welded joints was evaluated with introduced stress concentrators. Comparative assessment of cyclic durability to failure was made on structurally similar welded samples.

Keywords: laser-beam welding, friction stir welding, fuselage elements, heat-resistant aluminum alloys, mechanical properties, survivability, durability

For citation: Panteleev M.D., Sviridov A.V., Odintsov N.S., Bondarenko S.V. Survivability of welded fuselage elements made of heat-resistant aluminum alloys V-1213 and 1151. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-30-40.

Введение

Идея создания сверхзвукового пассажирского самолета возникла в конце 1950-х гг. В то время сверхзвуковые самолеты считали перспективным направлением развития авиации. Такие самолеты могли бы значительно сократить продолжительность перелетов на дальние расстояния, что было особенно актуально для обеспечения более высокой транспортной связности между различными регионами. Однако развитие данного направления ограничивалось рядом технических проблем, основной из которых стало создание двигателя, работающего на сверхзвуковых скоростях и при этом достаточно экономичного. Кроме того, возникли проблемы с созданием конструкции самолета, которая могла бы выдержать большие нагрузки, возникающие при полете на сверхзвуковых скоростях. Тем не менее в начале 1970-х гг. созданы первые сверхзвуковые пассажирские самолеты, такие как «Конкорд» и Ту-144, которые успешно использовали для перевозки людей. Однако из-за высоких затрат на топливо и обслуживание их эксплуатация была дорогостоящей. Кроме того, причиной ограниченного использования сверхзвуковых самолетов стали экологические проблемы. Сегодня сверхзвуковые пассажирские самолеты практически не используют, авиакомпании предпочитают им дозвуковые пассажирские самолеты, которые имеют более высокую экономическую эффективность и в меньшей степени воздействуют на окружающую среду.

Тем не менее дальнейшее усовершенствование гражданских сверхзвуковых пассажирских самолетов снова актуально. В основу отечественных перспективных разработок, по-видимому, будет положен опыт создания самолетов Ту-144, «Конкорд» и Ту-160. При этом необходимо решить вопрос, связанный с экологическими требованиями к гражданским самолетам подобного класса. Кроме того, полет самолетов со сверхзвуковой скоростью приводит к возникновению аэродинамического нагрева, а значит, повышению температуры фюзеляжа до 120–160 °С. Учитывая этот фактор, необходимо уделять особое внимание вопросу выбора материала для изготовления фюзеляжа. Материал должен не только отличаться устойчивостью к высоким температурам, но и обеспечивать высокую весовую эффективность и технологичность, в том числе при различных способах создания неразъемных соединений [1–11]. Применение сварки в элементах фюзеляжа сверхзвуковых самолетов из жаропрочных алюминиевых сплавов позволит снизить трудоемкость изготовления и металлоемкость, повысить весовую эффективность, ресурсные характеристики и, как следствие, экономические показатели изделий новой техники [12–24].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработан ряд современных технологий создания неразъемных соединений, для оценки работоспособности которых в элементах фюзеляжа изделий авиационной отрасли необходимо получить положительный опыт их испытаний в условиях, приближенных к эксплуатационным [25–28]. Ведь сварной шов является значительным концентратором напряжений, который может спровоцировать усталостное разрушение конструкции [8]. Научный и практический интерес представляет исследование влияния различных концентраторов напряжений на ресурсные характеристики сварных соединений, поскольку в большинстве случаев усталостные разрушения возникают именно в данных местах.

Материалы и методы

Исследованы сварные соединения листов жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151 толщиной от 1,5 до 2 мм. Перед сваркой проводили химическое травление заготовок и присадочных проволок.

Для сварки трением с перемешиванием (СТП) применяли серийный сварочный инструмент с диаметром заплечика 12 мм. Сварку проводили в режиме контролируемого заглубления инструмента на 0,1–0,2 мм. Исходные листовые заготовки сваривали по длине ~400 мм для последующего удаления зон входа и выхода инструмента. Непосредственно перед лазерной сваркой (ЛС) проводили шабрение соединяемых поверхностей листовых заготовок конструктивно-подобных образцов (КПО). Фиксацию заготовок КПО обеспечивали оснасткой и прихватами, выполненными ЛС.

Операции ЛС и СТП проводили по разработанным технологиям, обеспечивающим уровни свойств, указанных в табл. 1.

Таблица 1

Свойства сварных соединений жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и В-1213 в поперечном направлении, выполненных лазерной сваркой (ЛС) и сваркой трением с перемешиванием (СТП)

Сплав	Сварка	σ_B , МПа	$\sigma_{B,cb}/\sigma_B$	α , градус	МЦУ, кцикл
В-1213	ЛС с присадкой Св-1201	$\frac{340-470}{385}$	0,81	$\frac{51-57}{54}$	83,44
	СТП	$\frac{365-405}{380}$	0,80	$\frac{61-65}{63}$	198,05
1151	ЛС с присадкой Св-1177	$\frac{325-345}{335}$	0,83	$\frac{29-32}{31}$	17,75
	СТП	$\frac{405-410}{410}$	0,99	$\frac{72-78}{76}$	224,46

Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.

Разработанные технологии обеспечивают высокий уровень свойств сварных соединений, позволяющий не проводить послесварочную термическую обработку, которая может привести к нежелательным поводкам и деформациям крупногабаритных конструкций элементов фюзеляжа.

По разработанным технологиям изготовлены сварные КПО элементов фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151. Рентгеновскую компьютерную томографию сварных заготовок КПО проводили в соответствии с ТР 1.2.2961–2021. Работы по неразрушающему контролю выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования России (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021). После проведения томографии КПО механически обрабатывали для получения необходимых габаритных размеров. Кроме того, со сварного шва КПО механическим способом удаляли проплавы и усиление, чтобы уменьшить влияние вида сварных швов, полученных с помощью ЛС и СТП.

Конструкторы ПАО «Туполев» разработали чертежи плоских сварных КПО элементов фюзеляжа сверхзвуковых пассажирских самолетов, предназначенных для статических и усталостных испытаний и позволяющих подтвердить возможность безопасного применения сварных конструкций.

Анализ конструкции фюзеляжа позволил выбрать элементы, для которых клепаное соединение потенциально можно заменить на сварное. Определены размеры и расположение надразов на сварных швах КПО для оценки живучести (остаточной циклической долговечности до разрушения) сварной конструкции. В качестве концентраторов напряжений (имитаторов трещин) надразы наносили в металле шва и околошовной зоны (табл. 2).

Таблица 2

Эскизы конструктивно-подобных образцов (КПО) из сплавов 1151 и В-1213, выполненных с использованием лазерной сварки и сварки трением с перемешиванием

Тип КПО	Эскиз КПО
Плоские КПО	
Для отработки ремонта дефектов	
С надрезом по шву	
С надрезом по зоне термического влияния	
КПО со стрингером	
Со стрингером, приваренным прерывистым несимметричным швом	
Со стрингером, приваренным прерывистым симметричным швом	
Со стрингером, приваренным непрерывным швом	
Со стрингером, приваренным методом точечной сварки трением с перемешиванием	

Испытания сварных КПО на кратковременную прочность проводили согласно ГОСТ 6996–66, малоцикловую усталость (МЦУ) – в соответствии с ГОСТ 25.502–79 при отнулевом цикле нагружения с частотой ≤ 50 Гц, $R = 0,1$ и уровнями максимальных напряжений цикла ($\sigma_{\max}$) 80, 110, 140, 157, 215 и 305 МПа. Для проведения сравнительного анализа сварных КПО, выполненных с помощью СТП и ЛС, использовали идентичные уровни нагружения.

Живучесть сварных соединений жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151 с привнесенным и регламентированным концентратором напряжений исследовали на образцах размером 100×340 мм с зачищенным проплавом и усилением [14, 15].

Для оценки влияния сварочно-термического цикла проводили замеры микротвердости сварных соединений на поперечных шлифах по центральной линии (на середине толщины), нулевая точка принята в центре шва, шаг замеров 1 мм.

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

Результаты и обсуждение

Сварка (СТП и ЛС) образцов проведена по отработанным ранее режимам. Томографический и визуальный контроль показал, что сформированы бездефектные сварные швы.

Результаты испытаний на кратковременную прочность плоских сварных КПО элементов фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151, полученных с помощью ЛС и СТП, представлены в табл. 3.

Таблица 3

Кратковременная прочность (средние значения) различных типов плоских сварных конструктивно-подобных образцов (КПО) из сплавов 1151 и В-1213 со стрингером

Тип КПО	σ_b , МПа, для КПО из сплава	
	1151	В-1213
Выполненные методом лазерной сварки: с прерывистым несимметричным швом с прерывистым симметричным швом с непрерывным швом	355	385
	370	405
	330	360
Выполненные методом точечной сварки трением с перемешиванием	380	370

Кратковременная прочность КПО из сплава 1151, полученного методом точечной СТП, на 13 % превышает данный показатель для КПО с непрерывным швом, выполненным ЛС, и сопоставима с прочностью КПО с прерывистым симметричным швом. Кратковременная прочность КПО из сплава В-1213 со стрингером, выполненного методом точечной СТП, меньше прочности КПО, полученных с использованием ЛС, с прерывистым несимметричным и симметричным швом на 4 и 9 % соответственно и сопоставима с прочностью КПО с непрерывным швом.

Наибольшая кратковременная прочность зафиксирована для КПО из сплава В-1213 с прерывистым несимметричным и симметричным швом, выполненных методом ЛС, а также для КПО из сплава 1151, полученного с помощью точечной СТП, что подтверждает тезис о наименьшем разупрочнении термически упрочненного металла околошовной зоны под воздействием термического цикла сварки.

Определена микротвердость на поперечных шлифах сварных соединений фрагментов КПО. Показано, что литая структура сварного шва, выполненного ЛС, обладает меньшей микротвердостью по сравнению со швом, полученным методом СТП. В то же время жесткий термический цикл ЛС позволяет сократить ширину зоны термического влияния на 2–3 мм (рис. 1).

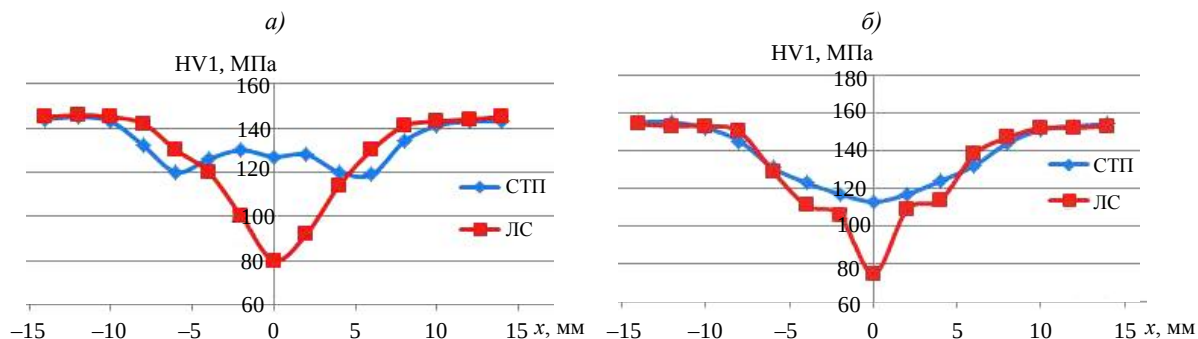


Рис. 1. Распределение микротвердости (HV1) сварных соединений жаропрочных алюминиевых сплавов 1151 (а) и В-1213 (б), полученных методами лазерной сварки (ЛС) и сварки трением с перемешиванием (СТП), в зависимости от расстояния от центра шва (х)

Образцы с нахлесточным соединением имели ожидаемо низкие значения прочности, так как при приложении разрывной нагрузки сварной шов данного типа работает на срез (табл. 4). Испытания КПО, полученных методом ЛС, с нахлесточным соединением не проводили из-за высокой склонности к пористости.

Однократная ремонтная подварка методом СТП сплава 1151 приводит к снижению прочности на 12 %, МЦУ – в 5 раз. После ремонтной подварки КПО из сплава В-1213 прочность уменьшается на 11 %, МЦУ – в 2,8 раза.

Эффект значительного снижения МЦУ сварного соединения при СТП связан с возникновением концентратора напряжения от утонения металла шва при повторных воздействиях сварочного инструмента. При этом значительно занижается верхняя часть шва, что обусловлено вытеснением металла шва в грат [24].

За счет вторичного воздействия сварочно-термического цикла после ремонтной подварки методом ЛС прочность сварных соединений из сплавов 1151 и В-1213 уменьшается на 8 %.

Значения кратковременной прочности и МЦУ (табл. 4, рис. 2) для КПО с двойным проходом (ремонт дефектов сварки) коррелируют со значениями, полученными для элементарных образцов (табл. 1).

Таблица 4

Кратковременная прочность (средние значения) различных типов плоских сварных конструктивно-подобных образцов (КПО) из сплавов 1151 и В-1213

Тип КПО	σ_B , МПа, для КПО из сплава	
	1151	В-1213
Выполненные методом лазерной сварки для отработки ремонта дефектов	325	370
Выполненные методом сварки трением с перемешиванием: для отработки ремонта дефектов с нахлесточным соединением	360	340
	140	150

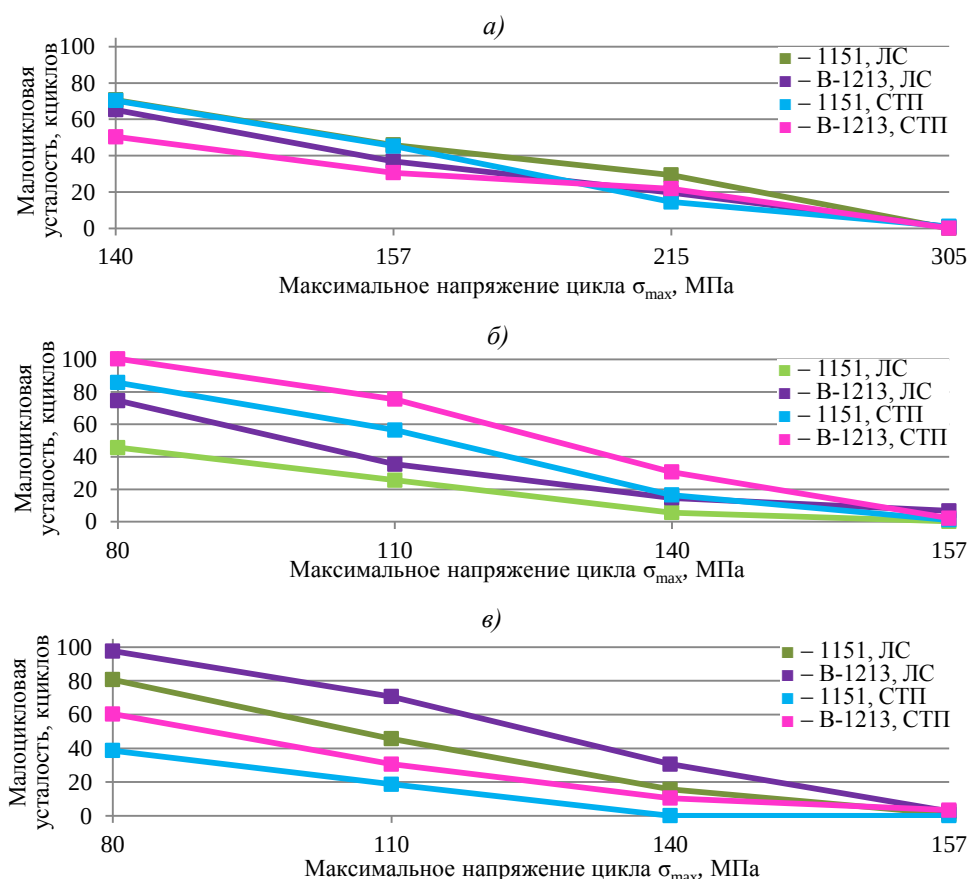


Рис. 2. Циклическая долговечность до разрушения конструктивно-подобных образцов из сплавов 1151 и В-1213, выполненных методами сварки трением с перемешиванием (СТП) и лазерной сварки (ЛС), с ремонтным проходом (а), с концентраторами напряжений по шву (б) и по зоне термического воздействия (в)

Наличие надрезов на сварных КПО (как по шву, так и по зоне термического влияния) является причиной высокой чувствительности сварных швов алюминиевых сплавов В-1213 и 1151 к концентраторам напряжений. Так, установлены значительные различия значений циклической долговечности до разрушения КПО, выполненных с надрезом и без надреза.

Расположение надреза также предопределяет значение циклической долговечности. Величина МЦУ при нанесении надреза по границе шва меньше, чем при наличии надреза по центру шва. В обоих случаях усталостная трещина от надреза распространяется, как правило, к границе шва, т. е. по зоне термомеханического воздействия. Данные о снижении уровня ресурсных характеристик КПО с надрезом, имитирующим трещину, необходимы для оценки запаса прочности сварных конструкций элементов планера при проектировании.

Проведены испытания на МЦУ плоских сварных КПО элементов фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151, выполненных методами ЛС и СТП (рис. 3).

Наиболее высокими значениями прочности и МЦУ обладают КПО со стрингером, которые соединяются с помощью СТП, имитирующей клепку. При этом сварка проводится не на всю толщину заготовки обшивки, обратная сторона КПО и, соответственно, лицевая сторона фюзеляжа планера остаются практически без воздействия.

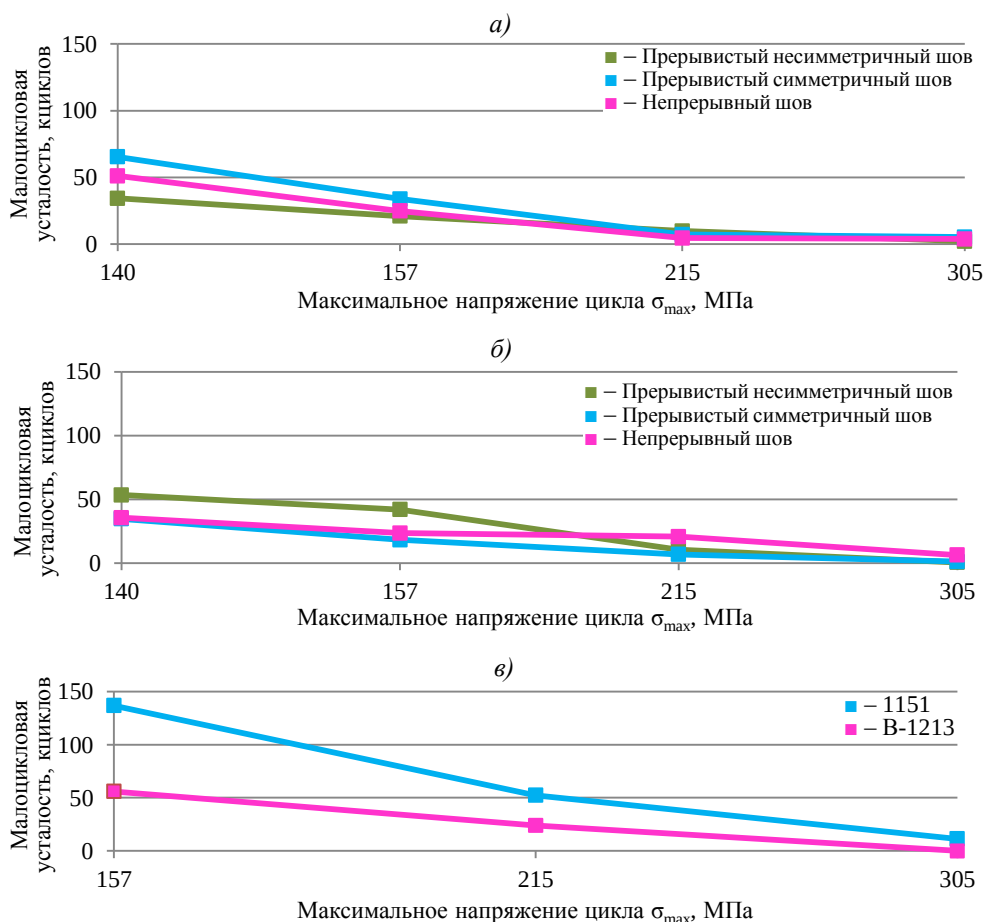


Рис. 3. Циклическая долговечность до разрушения сварных конструктивно-подобных образцов из сплавов 1151 и В-1213 со стрингером, выполненных методом лазерной сварки в различной конфигурации (а, б) и методом точечной сварки трением с перемешиванием (в)

Заключения

Разработаны технологии ЛС и СТП, обеспечивающие высокий уровень свойств сварных соединений. Это позволяет не проводить послесварочную термическую обработку, которая может привести к нежелательным поведкам и деформациям крупногабаритных конструкций элементов фюзеляжа.

Установлена высокая чувствительность сварных соединений алюминиевых сплавов В-1213 и 1151 к концентраторам напряжений. Так, разница в циклической долговечности до разрушения на сварных КПО, выполненных с использованием ЛС, с надрезом (вне зависимости от его расположения) может быть десятикратной в сравнении с образцами без надреза. В этой связи необходимо оценивать влияние дополнительных технологических мероприятий по повышению живучести сварных соединений жаропрочных алюминиевых сплавов.

Наиболее высокими значениями прочности и МЦУ обладают КПО со стрингером, полученные методами ЛС и СТП. Выполнено соединение стрингера методом СТП, имитирующим клепку, практически без воздействия на обратную сторону КПО. Оценка возможности замены клепаного соединения сварным для данного типа КПО требует дальнейших исследований.

Список источников

1. Фридляндер И.Н. Воспоминания о создании авиакосмической и атомной техники из алюминиевых сплавов. М.: Наука, 2005. 277 с.

2. 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: 31.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
3. Congqing L., Guohong L. Development of friction stir welding technology for aircraft structures in China // *10th International Symposium on Friction Stir Welding: in 2 vol. Beijing, 2014. Vol. 2*. P. 892–899.
4. 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: 31.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
5. Giummarra C., Yocum L. New Developments in Extruded Integrally Stiffened Panels // *Proceedings of 17th AeroMat Conference & Exposition. Seattle, 2006*. 298 p.
6. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Перспективные алюминиевые сплавы и технологии их соединения для изделий авиакосмической техники // Тез. докл. 2-ой Междунар. конф. и выставки «Алюминий–21. Сварка и пайка». СПб.: Алюсил-МВиТ, 2012. С. 8.
7. Денисов Б.С., Мейлах А.И. Сварка в самолетостроении. Сварные конструкции МиГов. М.: Русавиа, 2007. 358 с.
8. Курицына В.В., Курицын Д.Н., Косов Д.Е. Автоматизированная система обработки экспертных оценок при принятии технологических решений // *Электротехнические и информационные комплексы и системы*. 2012. Т. 8. № 4. С. 44–55.
9. 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: 05.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-35-46.
10. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
11. 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.
12. Бойцов А.Г., Люшинский А.В., Баранов А.А. Сварка трением перемешиванием корпусных деталей из высокопрочных алюминиевых сплавов // *Авиакосмическое приборостроение*. 2015. № 7. С. 3–11.
13. Бойцов А.Г., Качко В.В., Курицын Д.Н. Сварка трением перемешиванием // *РИТМ: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация*. 2013. № 10 (88). С. 40–44.
14. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // *Journal Material Science Engineering*. 2005. Vol. 50. P. 1–78.
15. Покляцкий А.Г., Кныш В.В., Клочков И.Н., Мотручин С.И. Особенности и преимущества процесса сварки трением с перемешиванием стыковых соединений тонколистовых алюминий-литиевых сплавов // *Автоматическая сварка*. 2016. № 5. С. 93–98. DOI: 10.15407/as2016.06.15.
16. Качко В.В., Курицын Д.Н., Бойцов А.Г. Влияние технологических факторов высокоскоростной перемешивающей сварки трением на качество получаемых соединений // *Вестник МАТИ*. 2012. Вып. 19 (91). С. 156–162.
17. 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.
18. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
19. Хейвуд Р.Б. Проектирование с учетом усталости. М.: Машиностроение, 1969. 503 с.
20. Chang B., Allen C., Blackburn J., Hilton P. Thermal and fluid flow characteristics and their relationships with porosity in laser welding of AA5083 // *Physics Procedia*. 2013. Vol. 41. P. 478–487.

21. Способ лазерной сварки трением с перемешиванием: пат. RU 2271908; заявл. 19.07.01; опубл. 20.03.03.
22. Близнюк В., Васильев Л., Вуль В. и др. Правда о сверхзвуковых пассажирских самолетах. М.: Московский рабочий, 2000. 335 с.
23. Антипов В.В., Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Скупов А.А., Одинцов Н.С. Изготовление и испытание сварных панелей фюзеляжа из жаропрочных алюминиевых сплавов 1151 и В-1213 // Труды ВИАМ. 2023. № 5 (123). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-33-42.
24. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015, 484 с.
25. Дуюнова В.А., Волкова Е.Ф., Уридия З.П., Трапезников А.В. Динамика развития магниевых и литейных алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 225–241. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-225-241.
26. Лукин В.И., Иода Е.Н., Базескин А.В., Лавренчук В.П., Котельникова Л.В., Оглодков М.С. Повышение надежности сварных соединений из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1461 // Сварочное производство. 2010. № 11. С. 14–17.
27. Prasad N.E., Gokhale A.A., Wanhill R.J.H. Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties, and Applications. Elsevier Inc., 2014. 571 p.
28. Скупов А.А., Пантелеев М.Д., Иода Е.Н. Структура и свойства сварных соединений сплавов В-1579 и В-1481, выполненных лазерной сваркой // Труды ВИАМ. 2017. № 7 (55). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-7-7.

References

1. Fridlyander I.N. *Memories of the creation of aerospace and nuclear technology from aluminum alloys*. Moscow: Nauka, 2005, 277 p.
2. Kablov E.N., Kuttyrev 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: October 31, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
3. Congqing L., Guohong L. Development of friction stir welding technology for aircraft structures in China. *10th International Symposium on Friction Stir Welding*: in 2 vol. Beijing, 2014, vol. 2, pp. 892–899.
4. 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: October 31, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
5. Giummarra C., Yocum L. New Developments in Extruded Integrally Stiffened Panels. *Proceedings of 17th AeroMat Conference & Exposition*. Seattle, 2006, 298 p.
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, 2012, p. 8.
7. Denisov B.S., Meilakh A.I. *Welding in aircraft construction. Welded structures of MiGs*. Moscow: Rusavia, 2007, 358 p.
8. Kuritsyna V.V., Kuritsyn D.N., Kosov D.E. Automated system for processing expert assessments when making technological decisions. *Elektrotekhnicheskiye i informatsionnyye komplekсы i sistemy*, 2012, vol. 8, no. 4, pp. 44–55.
9. 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: November 05, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-35-46.
10. Antipov V.V., Klochkova Yu.Yu., Romanenko V.A. Modern aluminum and aluminum-lithium alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 5, pp. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
11. 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 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.

12. Boytsov A.G., Lyushinsky A.V., Baranov A.A. Friction stir welding of body parts made of high-strength aluminum alloys. *Aviakosmicheskoe priborostroyeniye*, 2015, no. 7. pp. 3–11.
13. Boytsov A.G., Kachko V.V., Kuritsyn D.N. Friction stir welding. *RITM: Remont. Innovatsii. Tekhnologii. Modernizatsiya*, 2013, no. 10 (88), pp. 40–44.
14. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Journal Material Science Engineering*, 2005, vol. 50, pp. 1–78.
15. Poklyatsky A.G., Knysh V.V., Klochkov I.N., Motruchin S.I. Features and advantages of the process of friction stir welding of butt joints of thin-sheet aluminum-lithium alloys. *Avtomaticheskaya svarka*, 2016, no. 5, pp. 93–98. DOI: 10.15407/as2016.06.15.
16. Kachko V.V., Kuritsyn D.N., Boytsov A.G. Influence of technological factors of high-speed stir friction welding on the quality of the resulting joints. *Vestnik MATI*, 2012, is. 19 (91), pp. 156–162.
17. 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.
18. Honeycombe R. *Plastic deformation of metals*. Moscow: Mir, 1972, 408 p.
19. Heywood R.B. *Design for fatigue*. Moscow: Mashinostroyeniye, 1969, 503 p.
20. Chang B., Allen C., Blackburn J., Hilton P. Thermal and fluid flow characteristics and their relationships with porosity in laser welding of AA5083. *Physics Procedia*, 2013, vol. 41, pp. 478–487.
21. *Method of laser friction stir welding*: pat. RU2271908; appl. 19.07.01; publ. 20.03.03.
22. Bliznyuk V., Vasilyev L., Vul V. et al. *The truth about supersonic passenger aircraft*. Moscow: Moskovsky Rabochiy, 2000, 335 p.
23. Antipov V.V., Panteleev M.D., Sviridov A.V., Skupov A.A., Odintsov N.S. Heat-resistant aluminum alloys 1151 and B-1213 welded fuselage panels fabrication and testing. *Trudy VIAM*, 2023, no. 5 (123), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 19, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-33-42.
24. Terentyev V.F., Korableva S.A. *Metal fatigue*. Moscow: Nauka, 2015, 484 p.
25. 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.
26. Lukin V.I., Ioda E.N., Baseskin A.V., Lavrenchuk V.P., Kotelnikova L.V., Oglodkov M.S. Increasing the reliability of welded joints made of high-strength aluminum-lithium alloy V-1461. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2010, no. 11, pp. 14–17.
27. Prasad N.E., Gokhale A.A., Wanhill R.J.H. *Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties, and Applications*. Elsevier Inc., 2014, 571 p.
28. Skupov A.A., Panteleev M.D., Ioda E.N. Microstructure and mechanical properties of V-1579 and V-1481 laser welds. *Trudy VIAM*, 2017, no. 7 (55), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 21, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-7-7.

Информация об авторах

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

Свиридов Александр Владимирович, заместитель начальника научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Одинцов Никита Сергеевич, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бондаренко Сергей Валентинович, ведущий специалист, 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, Deputy Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikita S. Odintsov, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 29.12.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.01.2024.

The article was submitted 29.12.2023; approved and accepted for publication after reviewing 11.01.2024.

Научная статья

УДК 621.355

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-41-51

МАГНИЙ-ИОННЫЕ АККУМУЛЯТОРЫ: ПЕРСПЕКТИВЫ И ВЫЗОВЫ В ОБЛАСТИ ЭНЕРГЕТИКИ

А.А. Леонов¹, Н.В. Трофимов¹

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

Аннотация. К новым типам энергоносителей относятся магний-ионные аккумуляторы, которые представляют собой потенциально более эффективную и экологически безопасную альтернативу существующим аккумуляторным технологиям. Рассмотрены основные разновидности анодных, катодных и электролитных материалов для магний-ионных аккумуляторов, обеспечивающих эффективную транспортировку катионов Mg^{2+} и возможную циклическую долговечность. Проанализированы преимущества и недостатки данной технологии, а также ее потенциал для применения в различных областях.

Ключевые слова: магниевые сплавы, аккумулятор, анод, электролит, катод

Для цитирования: Леонов А.А., Трофимов Н.В. Магний-ионные аккумуляторы: перспективы и вызовы в области энергетики // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-41-51.

Scientific article

MAGNESIUM ION BATTERIES: PROSPECTS AND CHALLENGES IN THE FIELD OF ENERGY

A.A. Leonov¹, N.V. Trofimov¹

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

Abstract. New type of the energy carrier include magnesium-ion batteries, which represents potentially more effective and ecologically safe alternative to existing storage technologies. The main types of anode, cathode and electrolyte materials for magnesium-ion batteries, ensuring efficient transfer of Mg^{2+} cations and possible cyclic durability, are considered. In the article advantages and disadvantages of this technology, its potential for application in different areas also are analyzed.

Keywords: magnesium alloys, battery, anode, electrolyte, cathode

For citation: Leonov A.A., Trofimov N.V. Magnesium ion batteries: prospects and challenges in the field of energy. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-41-51.

Введение

Современное развитие энергетической отрасли требует постоянного совершенствования и разработки новых энергоносителей, отличающихся высокой энергоемкостью, длительным сроком службы, экологической и эксплуатационной безопасностью. В последние десятилетия аккумуляторы на основе лития стали широко применяться в различных областях, в частности для производства электромобилей, портативных электронных устройств и энергетических систем. Поэтапная электрификация, обеспечивающая снижение уровня выбросов токсичных веществ и улучшение экологической устойчивости, затрагивает интересы авиационной отрасли. При этом возможны как полноценная электрификация транспортного средства, так и внедрение гибридных методов, основанных на совместном использовании традиционных двигателей и электрических установок [1–4].

В настоящее время полностью электрические транспортные средства предназначены в основном для малой авиации, что связано с ограниченной дальностью полета и меньшей грузоподъемностью в сравнении с традиционными авиационными суднами. Кроме того, малая авиация – гибкая и инновационная сфера, в которой новые технологии внедряются достаточно легко.

Идея гибридных самолетов заключается в комбинировании преимуществ электрической технологии, таких как низкие уровни выбросов и более эффективное использование топлива, и привычной системы традиционных двигателей, обеспечивающих необходимую мощность для полета на большие расстояния. Типичная конфигурация гибридного самолета включает электрический двигатель, который используется для малых скоростей, набора высоты при взлете и для посадки. Для полетов на большие расстояния применяется традиционный двигатель внутреннего сгорания, работающий на авиационном топливе. Такая гибридная конфигурация позволяет более гибко использовать энергию, что может привести к увеличению дальности полета, а также снижению потребления топлива и уровня выбросов вредных веществ в атмосферу [5–9].

За рубежом многие авиационные компании (Joby Aviation, Bell Helicopter, Zunum Aero, Archer Aviation, Ampaire (США); Lilium, E-Volo (Германия) и др.) активно разрабатывают и испытывают электрические самолеты, в том числе вертикального взлета и посадки (рис. 1), которые имеют перспективы для практической реализации и дальнейшего внедрения. Например, компания MagniX (Сингапур) в 2022 г. успешно завершила первый испытательный полет электрического самолета Alice (рис. 1, ж), оснащенного двумя электрическими силовыми установками Magni650. Китайская компания China Aviation Industry General Aircraft начала испытания электрического самолета AG60E (рис. 1, з).

В качестве основных устройств хранения энергии в электрических транспортных средствах используются литий-ионные аккумуляторы, которые, несмотря на высокую энергоемкость, имеют такие недостатки, как высокая стоимость, ограниченный ресурс и проблемы с безопасностью. В связи с этим в последние годы исследователи всего мира обратили внимание на разработку альтернативных аккумуляторных систем с более доступными и экологически безопасными материалами, к которым в том числе относятся магний и его сплавы [10–14].

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

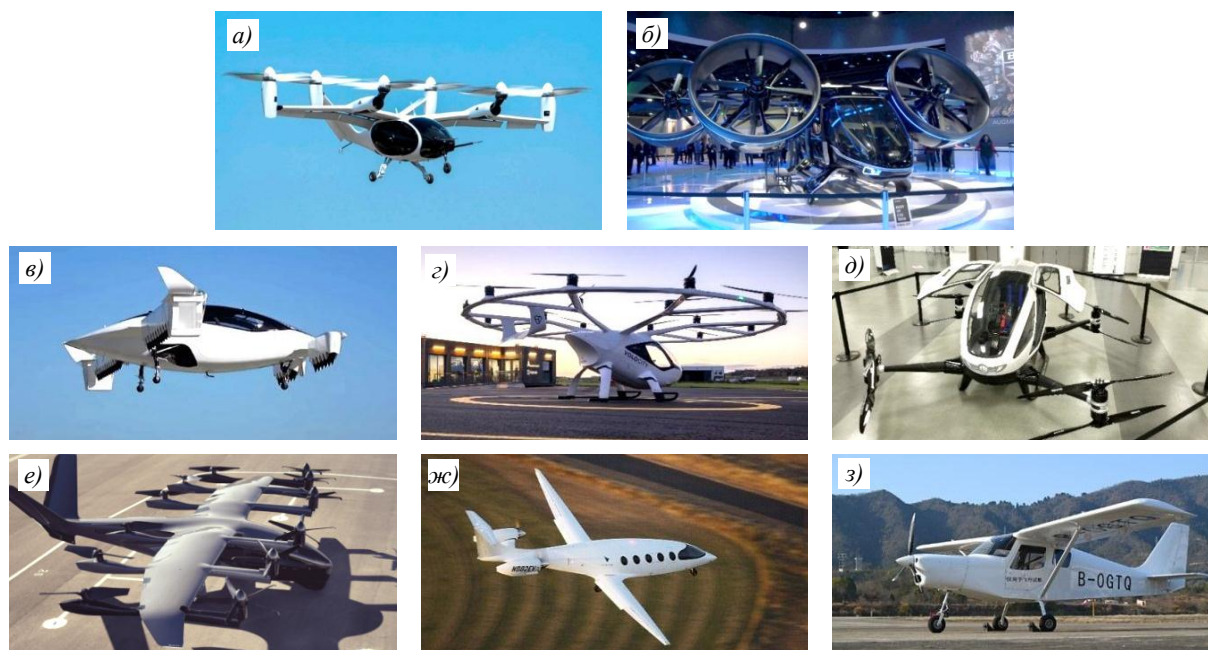


Рис. 1. Электрический самолет Joby, США (а); гибридно-электрический самолет Bell Nexus, США (б); электрический реактивный самолет Lilium Jet, Германия (в); электрический пилотируемый вертолет-мультикоптер сверхлегкого класса Volocopter, Германия (г); автономный пассажирский беспилотный летательный аппарат Ehang 184, Китай (д); пятиместный электрический самолет Midnight, США (е); электрический самолет Alice, оснащенный двумя электрическими силовыми установками Magni650, Сингапур (ж); электрифицированная модификация двухместного самолета AG60, Китай (з)

Обсуждение опубликованных результатов

В магний-ионных аккумуляторах магний и его ионы (Mg^{2+}) играют роль активных материалов для хранения и высвобождения электрической энергии. Конструктивно аккумулятор можно рассматривать как электрохимическую ячейку, состоящую из двух электродов и электролита. Электрод первого типа принято называть анодом, а электрод второго типа – катодом. Материал на основе магния в данном случае используется в качестве анода (рис. 2) [15–17].

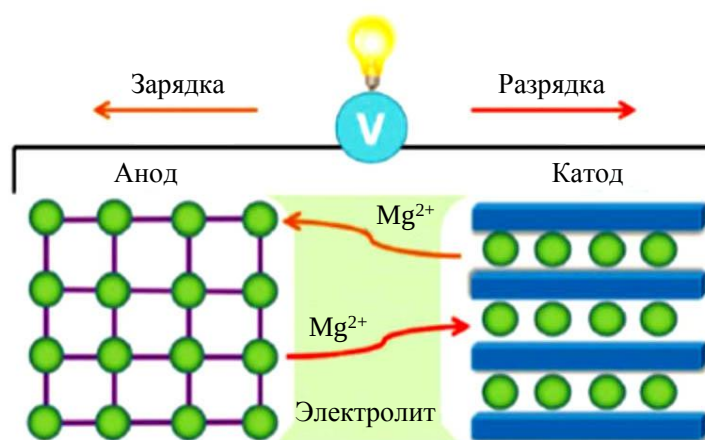


Рис. 2. Принципиальная схема работы магний-ионного аккумулятора [18]

В электрохимической ячейке носителями тока являются ионы и электроны. Возбудителем движения ионов и источником электронов является электрохимическая реакция, протекающая на границе раздела с участием носителей тока из обеих фаз. При этом реакции, протекающие на аноде, называют анодными, на катоде – катодными [16]. Принцип зарядки магний-ионного аккумулятора основан на переносе магниевых ионов между двумя электродами – анодом и катодом. При зарядке происходит поглощение электронов на аноде, что приводит к окислению магния и образованию ионов Mg^{2+} , которые перемещаются через электролит к катоду, где они редуцируются, возвращая электроны и образуя нейтральный магний.

Теоретическая емкость заряда ионов Mg^{2+} в ~2 раза превышает значение аналогичной характеристики ионов Li^+ . Это свидетельствует о потенциальной возможности уменьшения размеров аккумулятора на основе магния или увеличения его емкости в ~2 раза при сохранении того же объема. При этом стандартный электродный потенциал магния составляет –2,37 В (рис. 3), что позволяет добиться высокой мощности. Кроме того, магний является одним из самых распространенных элементов земной коры (~2,3 % против 0,002 % для лития), что положительно сказывается на стоимости устройств хранения энергии на его основе [19, 20].

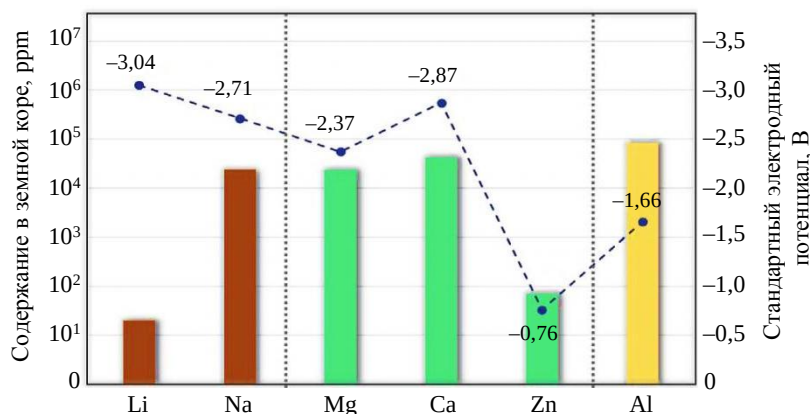


Рис 3. Распространенность в земной коре и стандартный электродный потенциал (---) элементов [19]

В качестве анода исследователи рассматривают различные источники, начиная с чистого металлического магния и сплавов на его основе и заканчивая углеродными материалами. Магниевый анод наравне с электролитом на основе солей магния является источником ионов Mg^{2+} , однако при взаимодействии с некоторыми электролитами, в частности содержащими воду, на его поверхности формируется пассивирующий слой, ухудшающий анодную эффективность и разрядную активность. Это также приводит к коррозии магниевых анодов. Одним из эффективных способов улучшения характеристик анода на основе магния является легирование. Так, использование в качестве анодов магниевых сплавов системы Mg–Al–Zn благоприятно влияет на анодную эффективность, напряжение и коррозионные характеристики, снижая уровень разрушения анода при циклических испытаниях «заряд/разряд». При этом бинарные композиции магния с редкоземельными элементами обеспечивают более высокую плотность мощности и гораздо более высокую стабильность как при непрерывном, так и при прерывистом разряде [21, 22].

При использовании углеродного материала в качестве анода магний присутствует в электролите и служит источником ионов Mg^{2+} , перемещающихся между анодом и

катодом. Одним из самых распространенных углеродных материалов является графит, который обладает высокой электропроводностью, стабильностью и способностью взаимодействовать с ионами магния [23–25]. Кроме графита изучают другие углеродные материалы, например аморфный углерод в виде углеродных нанотрубок или нановолокон, которые обладают способностью к быстрой ионной диффузии и увеличивают производительность аккумулятора [13].

Одним из ключевых компонентов магний-ионных аккумуляторов является электролит, который обеспечивает движение ионов Mg^{2+} , а также разделяет анод и катод, предотвращая их прямой контакт и обеспечивая стабильную работу.

В последние годы предпринято много усилий для разработки электролитов с высокой проводимостью, химической стабильностью и низким негативным воздействием на электроды аккумулятора. Проводимые исследования позволили разделить электролиты на основные группы: жидкие, на основе полимеров, неорганические твердотельные [10, 14, 19].

К жидким электролитам можно отнести солевые аналоги литий-ионных аккумуляторов, соли на основе магния, ионные растворители/добавки.

Электролиты, используемые в литий-ионных аккумуляторах, не нашли применения в магний-ионных аккумуляторах без значительной доработки. Это обусловлено образованием пассивирующего слоя (рис. 4) на границе раздела «магний–электролит», который препятствует проникновению ионов Mg^{2+} , и необходимостью его разрушения в процессе каждого цикла зарядки/разрядки с целью обеспечения цикличности. В то время как в литий-ионных аккумуляторах образующийся слой проницаем для ионов Li^+ .

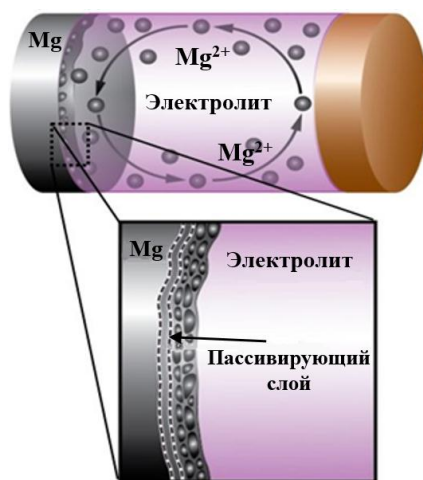


Рис. 4. Пассивирующий слой, препятствующий проникновению ионов Mg^{2+}

К солям на основе магния относятся соли, состоящие из отдельных ионов магния и соответствующих анионов, специально подобранных для оптимальных электрохимических свойств и совместимости с электродами. Они играют ключевую роль в формировании структур электролита, обеспечении высокой электропроводности и могут способствовать снижению риска образования побочных реакций, таких как пассивация электродов и коррозия. Преимуществами таких электролитов являются высокая электропроводность, химическая стабильность, широкий диапазон работы. При подборе такого рода электролитов следует учитывать, что некоторые соли могут иметь ограниченную растворимость, высокую вязкость и стоимость, а также склонность к пассивации анодной и катодной поверхности [19, 26].

Ионные жидкости могут служить негорючими растворителями для растворения катионов солей и источником катионов/анионов. Это преимущество особенно полезно для электролитов на основе магния, поскольку простые соли и обычные растворители пассивируют их поверхность. Однако при их использовании необходимо обеспечить достаточную восстановительную стабильность по отношению к металлическому магнию [10, 14, 27].

Полимерные электролиты представляют собой одну из альтернатив классическим жидким электролитам и используются в качестве среды для обеспечения ионной проводимости и физического разделения электродов. Главными преимуществами полимерных электролитов являются безопасность за счет высокой степени химической и термической стабильности, а также низкая вязкость, способствующая лучшей мобильности ионов Mg^{2+} . Однако полимерные материалы могут иметь более низкую электропроводность в сравнении с другими типами электролитов, их производство является сложным процессом [19, 16, 27].

С точки зрения ограниченной реакционной способности и устойчивости к магниевым анодам ввиду исключения образования ионно-блокирующего слоя при контакте электродов твердотельные электролиты можно считать наиболее перспективным вариантом применительно к магниевым ионным аккумуляторам (рис. 5).

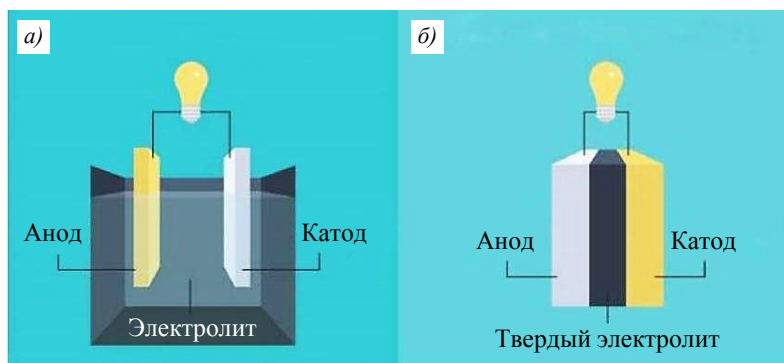


Рис. 5. Сравнительная схема обычного (а) и твердотельного (б) аккумуляторов

Твердотельные электролиты обычно обладают высокой электрохимической, химической и термической стабильностью, что делает их более безопасными при эксплуатации, обеспечивает устойчивость при более высоких потенциалах и способность к стабильной работе в широком диапазоне напряжений. Например, проводятся исследования по использованию борогидрида магния $Mg(BH_4)_2$ [28], стеклокерамических твердых электролитов $MgS-P_2S_5-MgI_2$ [29], $Mg_{0,5}Si_2(PO_4)_3$ [30], $MgZr_4(PO_4)_6$ [31], шпинели MgX_2Z_4 (где $X - N, Y, Sc$; $Z - S, Se, Te$) [32], которые подтвердили перспективность данного направления. Однако необходимо учитывать возможные сложности с обеспечением цикличности работы аккумулятора и ионной миграцией, которые связаны с сопротивлением движению ионов Mg^{2+} внутри кристаллической решетки.

Третьим ключевым компонентом магниевых ионных аккумуляторов является катод. В традиционных литий-ионных аккумуляторах применяются различные катодные материалы, такие как оксиды лития, шпинели или смешанные оксидно-фосфатные соединения, например кобальтат лития ($LiCoO_2$) и твердые растворы на основе изоструктурного ему никелата лития; литий-марганцевая шпинель ($LiMn_2O_4$) и феррофосфат лития ($LiFePO_4$). Эти материалы обеспечивают высокую энергетическую плотность, длительное время работы, необходимую стабильность, однако по ряду причин их использование

для магний-ионных аккумуляторов нецелесообразно. Одна из основных причин связана с разной структурой ионов лития и магния. Ионы лития обладают меньшей плотностью заряда по сравнению с ионами магния, что позволяет им эффективно встраиваться в катодный материал и выстраивать стабильную структуру. В то время как ионам Mg^{2+} сложнее проходить через кристаллическую решетку, что может приводить к большему сопротивлению и низкой стабильности при циклической зарядке/разрядке. Кроме того, следует учитывать различие в электрохимических потенциалах магния и лития, напрямую влияющих на обеспечение более высокого напряжения, которое может быть получено в аккумуляторе при работе. Между тем достигаемое высокое напряжение является весомым преимуществом, поскольку позволяет аккумулятору преобразовывать и хранить большое количество энергии, что определяет длительное время работы на одной зарядке [18, 33, 34].

В процессе химических и электрохимических реакций катод подвергается нежелательным изменениям, которые напрямую влияют на производительность аккумулятора. Использование магния и его солей в качестве анодного материала и электролита приводит к образованию оксида магния (MgO) на поверхности катода. Образующийся слой влияет на работу аккумулятора и может привести к изменению характера электродной реакции. Очень толстый слой оксида может стать препятствием для электронного и ионного транспорта между активным катодным материалом и электролитом, что приводит к увеличению электрического сопротивления и снижению эффективности работы аккумулятора. Как правило, оксид магния не обладает высокой электрохимической активностью. Находясь на поверхности катода, он может снизить электрическую емкость, определяющую количество электрического заряда, который хранит и вырабатывает аккумулятор при работе [35–37].

Заключения

Магний-ионные аккумуляторы представляют собой перспективное направление в развитии современных аккумуляторных технологий. Несмотря на активное применение литий-ионных источников хранения энергии, их потенциал ограничен, в частности, высокой стоимостью, недостаточной распространенностью лития в природе, неустойчивостью к механическим и температурным воздействиям. Магний-ионные аккумуляторы, в свою очередь, имеют несколько преимуществ, которые делают их перспективными для диверсификации источников энергии.

Во-первых, высокая теоретическая емкость магния значительно превышает значение аналогичной характеристики лития, что позволит хранить больше энергии, добиться увеличения пройденного транспортным средством расстояния и обеспечит возможность уменьшения массы и размера аккумулятора. Это положительно скажется на весовой эффективности и повышении тактико-технических характеристик изделий.

Во-вторых, магний – один из самых распространенных элементов, что делает его дешевым и доступным материалом для использования в аккумуляторах. В отличие от лития, который является дорогим и ограниченно распространенным элементом, магний можно добывать и использовать в больших объемах, что, соответственно, снижает стоимость конечного изделия.

В-третьих, магний-ионные аккумуляторы имеют более длительный срок службы (>1000 циклов против 300–500 циклов для литий-ионных аккумуляторов), что особенно важно для изделий, в которых долговечность батареи является критическим фактором.

Таким образом, использование магния снижает стоимость производства аккумуляторов и делает их более доступными для массового потребителя. Высокая энергетическая плотность магния позволяет создавать аккумуляторы с большей емкостью и длительным сроком службы.

Отмечено, что любые анодные, катодные и электролитные материалы имеют преимущества и недостатки, что требует дальнейшего их изучения с целью подбора оптимальных композиций и повышения эффективности, производительности, стабильности и безопасности аккумуляторов.

Список источников

1. Zhang J., Roumeliotis I., Zhang X., Zolotas A. Techno-economic-environmental evaluation of aircraft propulsion electrification: Surrogate-based multi-mission optimal design approach // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. 2023. Vol. 175. P. 442–464.
2. Emmanouil K. Reliability in the era of electrification in aviation: A systems approach // *Microelectronics Reliability*. 2020. Vol. 114. P. 77–82.
3. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи // *Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2002*. М.: МИСИС – ВИАМ, 2002. С. 23–47.
4. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. № 3. С. 10–15.
5. Salem K.A., Polaia G., Quarta A.A. Review of hybrid-electric aircraft technologies and designs: Critical analysis and novel solutions // *Progress in Aerospace Sciences*. 2023. Vol. 141. P. 89–113.
6. Liu Yu., Song Yu., Gao Z., Li L. Analysis of the immersion cooling of electric motors for hybrid aircraft // *Progress Safety and Environmental Protection*. 2023. Vol. 178. P. 404–416.
7. Gimenez F.R., Keutenedjian Mady C.E., Henriques I.B. Assessment of different more-electric and hybrid-electric configurations for long-range multi-engine aircraft // *Journal of Cleaner Production*. 2023. Vol. 392. P. 321–338.
8. Sziroczak D., Jankovics I., Gal I., Rohacs D. Conceptual design of small aircraft with hybrid-electric propulsion system // *Energy*. 2020. Vol. 204. P. 289–329.
9. Park J., Lee D., Lim D., Yee K. A refined sizing method of fuel cell-battery hybrid system for eVTOL aircraft // *Applied Energy*. 2022. Vol. 328. P. 232–249.
10. Xu R., Gao X., Chen Ya et al. Research advances of the electrolytes for rechargeable magnesium ion batteries // *Materials Today Physics*. 2023. No. 36. P. 116–133.
11. Li R., Zhang R., Liu Q. et al. Bifunctional non-nucleophilic electrolyte enables long-life magnesium batteries via elimination of passive film on Mg anode // *Chemical Engineering Journal*. 2023. No. 462. P. 67–81.
12. Moselhy M.A., Farrag M., Zhu Y., Sheha E. Probing the effect of ethylene carbonate on optimizing the halogen-free electrolyte performance for Mg sulfur batteries // *Royal Society of Chemistry*. 2023. No. 13. P. 228–232.
13. Rashad M., Asif M., Ahmed I. et al. Quest for carbon and vanadium oxide based rechargeable magnesium-ion batteries // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2020. Vol. 8. P. 364–373.
14. Dominko R., Bitenc J., Berthelot R. et al. Magnesium batteries: Current picture and missing pieces of the puzzle // *Journal of Power Sources*. 2020. No. 478. P. 321–339.
15. Каблов Е.Н. Химия в авиационном материаловедении // *Российский химический журнал*. 2010. Т. LIV. № 1. С. 3–4.
16. Багоцкий В.С. Основы электрохимии. М.: Химия, 1988. 400 с.
17. Фомина М.А., Волков И.А., Вдовин А.И., Ямщиков Е.И. Исследование защитной способности анодно-оксидного покрытия с экологически улучшенной технологией наполнения // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.01.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-101-110.
18. Shi M., Li T., Shang H. et al. A critical review of inorganic cathode materials for rechargeable magnesium ion batteries // *Journal of Energy Storage*. 2023. No. 68. P. 216–228.
19. Deivanayagam R., Ingram B.J., Shahbazian-Yassar R. Progress in development of electrolytes for magnesium batteries // *Energy Storage Materials*. 2019. No. 21. P. 136–153.
20. Ma B., Ouyang L., Zheng J. Magnesium-rare earth intermetallic compounds for high performance high power aqueous Magnesium-Air batteries // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2023. No. 4. P. 76–90. DOI: 10.1016/j.jma.2023.06.010.

21. Lia Q., Xiong W., Yu M. et al. Effect of Ce content on performance of AZ31 magnesium alloy anode in air battery // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 891 (4). P. 132–141. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161914.
22. Каблов Е.Н., Акинина М.В., Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Леонов А.А. Исследование особенностей фазового состава и тонкой структуры литейного магниевого сплава МЛ19 в литом и термообработанном состояниях // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
23. Miao X., Yang J., Pan W. et al. Graphite fluoride as a cathode material for primary magnesium batteries with high energy density // *Electrochimica Acta*. 2016. Vol. 210. P. 704–711.
24. Giraudet J., Claves D., Guerin K. et al. Magnesium batteries: towards a first use of graphite fluorides // *Journal of Power Sources*. 2007. Vol. 173. Is. 8. P. 595–598.
25. Lee M., Jeong M., Nam Y.S. et al. Nitrogen-doped graphitic mesoporous carbon materials as effective sulfur imbibition hosts for magnesium-sulfur batteries // *Journal of Power Sources*. 2022. Vol. 535. P. 444–462.
26. Mana Y., Jaumaux P., Xu Y. et al. Research development on electrolytes for magnesium-ion batteries // *Science Bulletin*. 2023. No. 68. P. 1819–1842.
27. Das A., Balakrishnan N.T.M., Sreeram P. et al. Prospects for magnesium ion batteries: A comprehensive materials review // *Coordination Chemistry Reviews*. 2024. Vol. 502. P. 118–129.
28. Higashi S., Miwa K., Aoki M., Takechi K. A novel inorganic solid-state ion conductor for rechargeable Mg batteries // *ChemCommun.* 2014. No. 50. P. 1320–1322. DOI: 10.1039/c3cc47097k.
29. Yamanaka T., Hayashi A., Yamauchi A., Tatsumisago M. Preparation of magnesium ion conducting $\text{MgS-P}_2\text{S}_5\text{-MgI}_2$ glasses by a mechanochemical technique // *Solid State Ionics*. 2014. No. 262. P. 601–603. DOI: 10.1016/j.ssi.2013.10.037.
30. Halim Z.A., Adnan S.B.R.S., Mohamed N.S. Effect of sintering temperature on the structural, electrical and electrochemical properties of novel $\text{Mg}_{0.5}\text{Si}_2(\text{PO}_4)_3$ ceramic electrolytes // *Ceramics International*. 2016. No. 42. P. 4452–4461.
31. Ikeda S., Takahashi M., Ishikawa J., Ito K. Solid electrolytes with multivalent cation conduction: 1. Conducting species in Mg–Zr– PO_4 system // *Solid State Ionics*. 1987. No. 23. P. 125–129.
32. Canepa P., Bo S.H., Sai Gautam G. et al. High magnesium mobility in ternary spinel chalcogenides // *Nature Communications*. 2017. No. 8. P. 1759. DOI: 10.1038/s41467-017-01772-1.
33. Kotobuki M., Yan B., Lu L. Recent progress on cathode materials for rechargeable magnesium batteries // *Energy Storage Materials*. 2023. Vol. 54. P. 227–253.
34. Воронов В.А., Чайникова А.С., Ткаленко Д.М. Особенности использования органических или водных связующих на основе оксидов элементов III или IV групп при изготовлении керамических форм для литья отливок из химически активных сплавов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.01.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-73-84.
35. Zhang X., Li D., Ruan Q. et al. Vanadium-based cathode materials for rechargeable magnesium batteries // *Materials Today Energy*. 2023. No. 32. P. 169–199.
36. Козлов И.А., Виноградов С.С., Тарасова К.Г., Кулюшина Н.В., Манченко В.А. Плазменное электролитическое оксидирование магниевых сплавов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 23–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-23-36.
37. Chen S., Fan S., Li H. et al. Recent advances in kinetic optimizations of cathode materials for rechargeable magnesium batteries // *Coordination Chemistry Reviews*. 2022. No. 466. P. 4–15.

References

1. Zhang J., Roumeliotis I., Zhang X., Zolotas A. Techno-economic-environmental evaluation of aircraft propulsion electrification: Surrogate-based multi-mission optimal design approach. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2023, vol. 175, pp. 442–464.
2. Emmanouil K. Reliability in the era of electrification in aviation: A systems approach. *Microelectronics Reliability*, 2020, vol. 114, pp. 77–82.

3. Kablov E.N. Aviation materials science in the 21st century. Prospects and objectives. *Aviation materials. Selected works of VIAM 1932–2002*. Moscow: MISIS – VIAM, 2002, pp. 23–47.
4. Kablov E.N. Modern materials – the basis of innovative modernization of Russia. *Metally Evrazii*, 2012, no. 3, pp. 10–15.
5. Salem K.A., Polaia G., Quarta A.A. Review of hybrid-electric aircraft technologies and designs: Critical analysis and novel solutions. *Progress in Aerospace Sciences*, 2023, vol. 141, pp. 89–113.
6. Liu Yu., Song Yu., Gao Z., Li L. Analysis of the immersion cooling of electric motors for hybrid aircraft. *Progress Safety and Environmental Protection*, 2023, vol. 178, pp. 404–416.
7. Gimenez F.R., Keutenedjian Mady C.E., Henriques I.B. Assessment of different more-electric and hybrid-electric configurations for long-range multi-engine aircraft. *Journal of Cleaner Production*, 2023, vol. 392, pp. 321–338.
8. Sziroczak D., Jankovics I., Gal I., Rohacs D. Conceptual design of small aircraft with hybrid-electric propulsion system. *Energy*, 2020, vol. 204, pp. 289–329.
9. Park J., Lee D., Lim D., Yee K. A refined sizing method of fuel cell-battery hybrid system for eVTOL aircraft. *Applied Energy*, 2022, vol. 328, pp. 232–249.
10. Xu R., Gao X., Chen Ya et al. Research advances of the electrolytes for rechargeable magnesium ion batteries. *Materials Today Physics*, 2023, no. 36, pp. 116–133.
11. Li R., Zhang R., Liu Q. et al. Bifunctional non-nucleophilic electrolyte enables long-life magnesium batteries via elimination of passive film on Mg anode. *Chemical Engineering Journal*, 2023, no. 462, pp. 67–81.
12. Moselhy M.A., Farrag M., Zhu Y., Sheha E. Probing the effect of ethylene carbonate on optimizing the halogen-free electrolyte performance for Mg sulfur batteries. *Royal Society of Chemistry*, 2023, no. 13, pp. 228–232.
13. Rashad M., Asif M., Ahmed I. et al. Quest for carbon and vanadium oxide based rechargeable magnesium-ion batteries. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, vol. 8, pp. 364–373.
14. Dominko R., Bitenc J., Berthelot R. et al. Magnesium batteries: Current picture and missing pieces of the puzzle. *Journal of Power Sources*, 2020, no. 478, pp. 321–339.
15. Kablov E.N. Chemistry in aviation materials science. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 3–4.
16. Bagotsky V.S. *Basics of electrochemistry*. Moscow: Khimiya, 1988, 400 p.
17. Fomina M.A., Volkov I.A., Vdovin A.I., Yamshchikov E.I. Study of protective capacity anodic oxide coating with environmental friendly improved filling technology. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 16, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-101-110.
18. Shi M., Li T., Shang H. et al. A critical review of inorganic cathode materials for rechargeable magnesium ion batteries. *Journal of Energy Storage*, 2023, no. 68, pp. 216–228.
19. Deivanayagam R., Ingram B.J., Shahbazian-Yassar R. Progress in development of electrolytes for magnesium batteries. *Energy Storage Materials*, 2019, no. 21, pp. 136–153.
20. Ma B., Ouyang L., Zheng J. Magnesium-rare earth intermetallic compounds for high performance high power aqueous Magnesium-Air batteries. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, no. 4, pp. 76–90. DOI: 10.1016/j.jma.2023.06.010.
21. Lia Q., Xiong W., Yu M. et al. Effect of Ce content on performance of AZ31 magnesium alloy anode in air battery. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 891 (4), pp. 132–141. DOI:10.1016/j.jallcom.2021.161914.
22. Kablov E.N., Akinina M.V., Volkova E.F., Mostyaev I.V., Leonov A.A. The research of aspects of phase composition and fine structure of magnesium alloy ML9 in the as-cast and heat-treated conditions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
23. Miao X., Yang J., Pan W. et al. Graphite fluoride as a cathode material for primary magnesium batteries with high energy density. *Electrochimica Acta*, 2016, vol. 210, pp. 704–711.
24. Giraudet J., Claves D., Guerin K. et al. Magnesium batteries: towards a first use of graphite fluorides. *Journal of Power Sources*, 2007, vol. 173, is. 8, pp. 595–598.

25. Lee M., Jeong M., Nam Y.S. et al. Nitrogen-doped graphitic mesoporous carbon materials as effective sulfur imbibition hosts for magnesium-sulfur batteries. *Journal of Power Sources*, 2022, vol. 535, pp. 444–462.
26. Mana Y., Jaumaux P., Xu Y. et al. Research development on electrolytes for magnesium-ion batteries. *Science Bulletin*, 2023, no. 68, pp. 1819–1842.
27. Das A., Balakrishnan N.T.M., Sreeram P. et al. Prospects for magnesium ion batteries: A comprehensive materials review. *Coordination Chemistry Reviews*, 2024, vol. 502, pp. 118–129.
28. Higashi S., Miwa K., Aoki M., Takechi K. A novel inorganic solid-state ion conductor for rechargeable Mg batteries. *ChemCommun*, 2014, no. 50, pp. 1320–1322. DOI: 10.1039/c3cc47097k.
29. Yamanaka T., Hayashi A., Yamauchi A., Tatsumisago M. Preparation of magnesium ion conducting $\text{MgS-P}_2\text{S}_5\text{-MgI}_2$ glasses by a mechanochemical technique. *Solid State Ionics*, 2014, no. 262, pp. 601–603. DOI: 10.1016/j.ssi.2013.10.037.
30. Halim Z.A., Adnan S.B.R.S., Mohamed N.S. Effect of sintering temperature on the structural, electrical and electrochemical properties of novel $\text{Mg}_{0.5}\text{Si}_2(\text{PO}_4)_3$ ceramic electrolytes. *Ceramics International*, 2016, no. 42, pp. 4452–4461.
31. Ikeda S., Takahashi M., Ishikawa J., Ito K. Solid electrolytes with multivalent cation conduction: 1. Conducting species in Mg-Zr-PO_4 system. *Solid State Ionics*, 1987, no. 23, pp. 125–129.
32. Canepa P., Bo S.H., Sai Gautam G. et al. High magnesium mobility in ternary spinel chalcogenides. *Nature Communications*, 2017, no. 8, pp. 1759. DOI: 10.1038/s41467-017-01772-1.
33. Kotobuki M., Yan B., Lu L. Recent progress on cathode materials for rechargeable magnesium batteries. *Energy Storage Materials*, 2023, vol. 54, pp. 227–253.
34. Voronov V.A., Chaynikova A.S., Tkalenko D.M. Aspects of usage of organic or aqueous binders based on III or IV group elements oxides in the production of ceramic molds for chemically active alloys casting (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 22, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-73-84.
35. Zhang X., Li D., Ruan Q. et al. Vanadium-based cathode materials for rechargeable magnesium batteries. *Materials Today Energy*, 2023, no. 32, pp. 169–199.
36. Kozlov I.A., Vinogradov S.S., Tarasova K.G., Kulyushina N.V., Manchenko V.A. Plasma electrolytic oxidation of magnesium alloys (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 23–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-23-36.
37. Chen S., Fan S., Li H. et al. Recent advances in kinetic optimizations of cathode materials for rechargeable magnesium batteries. *Coordination Chemistry Reviews*, 2022, no. 466, pp. 4–15.

Информация об авторах

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

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

Information about the authors

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

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

Статья поступила в редакцию 15.03.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 18.03.2024.

The article was submitted 15.03.2024; approved and accepted for publication after reviewing 18.03.2024.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-52-62

ВЫБОР ОТВЕРЖДАЮЩЕЙ СИСТЕМЫ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИЦИЙ С ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫМ РЕЖИМОМ ОТВЕРЖДЕНИЯ

М.А. Гусева¹, З.Д. Ибрагимов¹

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

Аннотация. Полимерные связующие с энергоэффективным режимом отверждения – композиции, содержащие в своем составе отвердители и ускорители отверждения, способные отверждать полимерную систему при невысоких температурах (120–150 °С) с минимальными временными затратами при сохранении повышенных прочностных и термомеханических характеристик полимерных композиционных материалов, получаемых на их основе. В данной статье представлена технология разработки полимерного связующего с выбором отверждающей системы для получения композиции с энергоэффективным режимом отверждения при решении вопросов, связанных с импортозамещением.

Ключевые слова: разработка полимерных связующих, эпоксидные композиции, энергоэффективность, режим отверждения, каталитическая система, отвердитель

Для цитирования: Гусева М.А., Ибрагимов З.Д. Выбор отверждающей системы при разработке эпоксидных композиций с энергоэффективным режимом отверждения // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-52-62.

Scientific article

SELECTION OF CURING SYSTEM WHEN DEVELOPING EPOXY COMPOSITIONS WITH ENERGY-EFFICIENT CURING MODE

M.A. Guseva¹, Z.D. Ibragimov¹

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

Abstract. Polymer binders with an energy-efficient curing mode are compositions containing hardeners and curing accelerators that are capable of curing the polymer system at low temperatures (120–150 °C), with minimal time, while maintaining the increased strength and thermomechanical characteristics of PCM, derived from it. This paper presents a technology for the development of a polymer binder with selection of a curing system to obtain an epoxy composition with an energy-efficient curing mode as part of import substitution issues.

Keywords: development of polymer binders, epoxy compositions, energy efficiency, curing mode, catalytic system, hardener

For citation: Guseva M.A., Ibragimov Z.D. Selection of curing system when developing epoxy compositions with energy-efficient curing mode. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-52-62.

Введение

В настоящее время особенно актуален вопрос удешевления стоимости композиционных конструкций, которые всегда были дороже аналогичных деталей, выполненных из металла. На стоимость изделий из полимерных композиционных материалов (ПКМ) в первую очередь влияют цены на волокна, полимерные связующие, расходные материалы и оборудование, а также трудоемкость и энергоемкость их производства, поэтому важно демонстрировать постоянную тенденцию к дальнейшему их снижению. Дороговизна современных ПКМ объясняется энергозатратами на автоклавную технологию и высокой стоимостью технологического оборудования, широко применяемых на современном этапе во многих областях промышленности для изготовления высокопроизводительных компонентов из передовых композитов. С ростом производства конструкций из ПКМ увеличивается и потребность в разработке передовых промышленных технологий безавтоклавного формования. В последние годы разработчиками и ведущими специалистами разрабатываются и активно внедряются в промышленность быстроотверждаемые связующие, для которых не требуется применение метода автоклавного формования, за счет чего возможно значительно сократить технологический цикл производства компонентов [1–6].

Существует также возможность снизить стоимость производства ПКМ, применяя связующие, которые быстро отверждаются при невысоких температурах (120–150 °C), не ухудшая их прочностные и термомеханические характеристики. Применение эпоксидных связующих, в состав которых входят определенные отвердители и ускорители отверждения, позволяет создавать ПКМ с повышенными прочностными и термомеханическими характеристиками при невысоких температурах и коротких временных сроках отверждения. Такие связующие позволяют сократить продолжительность производства материалов и изделий, что приводит к экономии затрат и увеличению производительности получения ПКМ [6].

Получение композиционных материалов с энергоэффективным режимом формования – одна из перспективных разработок, которая может применяться в изделиях конструкционного назначения для авиационной, машиностроительной и судостроительной промышленности. Разрабатываемые по этой технологии связующие являются экологически чистыми – в их состав не входят органические растворители, что влияет на жизнеспособность композиций. Они обеспечивают повышенные эксплуатационные и физико-механические свойства ПКМ, а также снижают стоимость конечной продукции [7].

Материалы и методы

В данной работе объектом исследований стали экспериментальные композиции на основе смеси эпоксидных смол марок ЭХД и ЭД-22 с отвердителем каталитического типа марки УП-605/3 с применением различных растворителей, таких как фурфуролил-спирт, этиленгликоль, полиэтиленгликоль ПЭГ-400 и диметилсульфоксид, в сочетании с низковязким аминным отвердителем марки Джеффамин D-230 и алифатическим аминным отвердителем марки ХТ-488/4.

Для определения тепловых эффектов реакции использовали дифференциальный сканирующий калориметр. Испытания проводили в условиях нагрева – с 25 до 250 °C со скоростью 5 и 10 °C/мин по ГОСТ Р 56755–2015.

Исследование физико-механических характеристик отвержденных образцов композиций проводили на разрывной машине Тиратест 2300. Размер образцов регламентирован ГОСТ 4648–71: длина L – не менее 80 мм, ширина $b = 10,0 \pm 0,5$ мм, толщина $h = 4,0 \pm 0,2$ мм, с приложением нагрузки строго в середине между опорами.

Время желатинизации композиций определяли при изотермической выдержке при различных температурах на полимеризационной плитке, которая представляла собой диск диаметром 140 ± 1 мм из нержавеющей стали с шестью лунками диаметром 24 ± 1 мм и глубиной $6 \pm 0,5$ мм, с гильзой для термометра диаметром 12 мм и высотой 30 ± 1 мм, совмещенной с электронагревательным прибором [8].

Термомеханические свойства отвержденных композиций определяли на приборе термического механического анализа по ГОСТ 56723–2015 в температурном интервале 10–130 °С, со скоростью сканирования 10 °С/мин, а также на приборе динамического механического анализа по ГОСТ Р 56753–2015 в температурном интервале 20–400 °С, со скоростью сканирования 5 °С/мин.

Испытания экспериментальных образцов полимерных композиций выполнены с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Энергоэффективный режим отверждения предполагает формирование полимерных связующих при пониженных температурах и с минимальными временными затратами, что позволяет существенно повысить производительность получения ПКМ при значительно более низких экономических расходах. Как правило, данный режим формирования соответствует максимальному значению температур до 120–150 °С и времени 2–3 ч.

Разработка связующих с энергоэффективным режимом отверждения является одной из сложнейших задач, от решения которой зависит технология изготовления изделия и его последующее применение. Для разработки быстроотверждаемого ПКМ важен подбор требуемого отвердителя. Правильно подобранный отвердитель определяет скорость реакции, температуру и метод обработки, а также срок хранения препрега и связующего [7, 9–15].

Выбор исходных компонентов для разработки композиций с энергоэффективным режимом отверждения основывался на анализе научно-технических литературных данных и их экономической доступности. В качестве основных компонентов смол в данной работе использовали эпоксидную диановую смолу марки ЭД-22 на основе бисфенола А и хлорсодержащую эпоксидную смолу марки ЭХД. В качестве отвердителя выбран латентный отвердитель УП605/3 – комплекс трехфтористого бора с бензиламином, который способен отверждать эпоксидные композиции с высокой скоростью при невысоких температурах (от 90 до 180 °С) в течение от 2–3 ч до нескольких секунд в зависимости от температуры и активности отвердителя. Джеффамин D-230 – это дифункциональный первичный амин (полиоксипропилендиамин), характеризующийся как низковязкий отвердитель эпоксидных смол в смеси с другими отвердителями с рабочими температурами отверждения в диапазоне от комнатной до 80–120 °С. Введение отвердителя ХТ-488/4 (низковязкого модифицированного алифатического амина) способно обеспечить высокую прочность и упругость отвержденным композициям. Благодаря высокой реакционной способности данный отвердитель отверждает композиции за короткий временной срок при комнатной и повышенных температурах. Для введения отверждающих систем в смоляную основу при комнатной температуре применяли растворители.

Из представленных исходных компонентов изготовлены отверждающие системы на основе отвердителя УП-605/3 в различных растворителях. На основании практической работы по определению технологичности полученных смесей выбрали пять основных составов, которые представлены в табл. 1.

Таблица 1

Отверждающие системы экспериментальных композиций

Маркировка отверждающего состава (ОС)	Состав композиции	Соотношение компонентов, мас. ч.
ОС1	Фурфуриловый спирт Отвердитель УП-605/3	80 20
ОС2	Этиленгликоль Отвердитель УП-605/3	80 20
ОС3	Полиэтиленгликоль ПЭГ-400 Отвердитель УП-605/3	80 20
ОС4	Джеффамин D-230 Отвердитель УП-605/3	80 20
ОС5	Диметилсульфоксид Фурфуриловый спирт Отвердитель УП-605/3	30 80 20

Для выбора отверждающего состава, отвечающего условиям энергоэффективности, изготовлены экспериментальные композиции на основе смол различного соотношения и выбранных отверждающих систем. Скорость процесса отверждения экспериментальных композиций оценивали по времени желатинизации при температурах 90, 100 и 110 °С, а также по внешнему виду и хрупкости образцов, отвержденных в тепло-вентиляционном шкафу при температурах 120 и 150 °С в течение 60 мин.

По времени желатинизации, которое позволяет оценить скорость реакции отверждения при выбранной температуре, установили, что для отверждающего состава на основе фурфурилового спирта (ОС1) реакция идет намного быстрее при температурах 90, 100 и 110 °С (образцы твердые, но могут быть хрупкими), чем для составов на основе этиленгликоля (ОС2) и полиэтиленгликоля (ОС3). Использование диметилсульфоксида, Джеффамин D-230 и отвердителя ХТ-488/4 снижает скорость реакции отверждения эпоксидной смолы (образцы остаются жидкими в рассматриваемом временном интервале либо наблюдается лишь увеличение вязкости), что происходит, по-видимому, вследствие сильного эффекта разбавления выбранных систем (ОС2, ОС3 и ОС5) в рассматриваемом диапазоне температур и образования более устойчивых комплексов фторида бора, чем аминов (ОС4).

Таким образом, для дальнейшей работы выбрана отверждающая система ОС1, которая наилучшим образом подходит для применения в условиях энергоэффективного режима отверждения. Отверждающая система ОС1 технологически проста в изготовлении, так как отвердитель УП-605/3 лучше растворяется в фурфуриловом спирте, чем в гликолях, а раствор является более жидким и быстрореагирующим составом, чем остальные опробованные варианты.

При исследовании влияния соотношения выбранной отверждающей системы и ускорителя отверждения (ЭХД) на эксплуатационные свойства эпоксидной композиции изменяли соотношение смол ЭД-22, ЭХД и отверждающей системы ОС1. В табл. 2 представлены составы экспериментальных композиций с разным соотношением ускорителя (ЭХД) и состава ОС1, приведены данные по времени желатинизации и внешнему виду при отверждении навесок композиций при температурах 120 и 150 °С за отведенное время.

Таблица 2

Составы экспериментальных композиций

Условный номер образца	Состав композиции, мас. ч.		Время желатинизации, мин, при температуре, °С			Внешний вид после прогрева в течение 60 мин при температуре, °С	
			90	100	110	120	150
1	ЭД-22 ЭХД ОС1	100 0 5	–	–	>60	Мягкий	Гибкий
2	ЭД-22 ЭХД ОС1	80 20 5	46	18	6	Мягкий	Твердый
3	ЭД-22 ЭХД ОС1	70 30 5	25	14	5	Мягкий	Твердый
4	ЭД-22 ЭХД ОС1	60 40 5	10	4	3	Гибкий	Твердый
5	ЭД-22 ЭХД ОС1	40 60 5	8	3	2	Твердый	Твердый
6	ЭД-22 ЭХД ОС1	100 0 10	–	–	>60	Мягкий	Твердый
7	ЭД-22 ЭХД ОС1	80 20 10	28	15	5	Мягкий	Твердый
8	ЭД-22 ЭХД ОС1	70 30 10	19	6	3	Мягкий	Твердый
9	ЭД-22 ЭХД ОС1	60 40 10	13	5	3	Твердый	Твердый
10	ЭД-22 ЭХД ОС1	40 60 10	12	6	3	Подгорел	Сгорел
11	ЭД-22 ЭХД ОС1	100 0 15	–	>60	47	Мягкий	Твердый
12	ЭД-22 ЭХД ОС1	80 20 15	54	26	13	Мягкий	Твердый, хрупкий
13	ЭД-22 ЭХД ОС1	70 30 15	2	9	3	Упругий, гнется	Твердый
14	ЭД-22 ЭХД ОС1	60 40 15	17	7	6	Твердый, темный	Твердый, темный
15	ЭД-22 ЭХД ОС1	40 60 15	19	7	3	Сгорел	Сгорел

Процессу отверждения экспериментальных композиций способствует наличие азотсодержащей эпоксидной смолы ЭХД, применяемой в качестве ускорителя процесса отверждения при пониженной температуре. Однако образцы с содержанием <40 мас. ч. данной смолы – не доотверждались.

Установлено также, что образцы с содержанием 5 мас. ч. ОС1, подвергнутые прогреву при температуре 120 °С в течение 60 мин, не отверждались. Образцы с содержанием 20–30 мас. ч. смолы ЭХД, прогретые при температуре 150 °С в тот же период времени, отверждались, но получались хрупкими или меняли цвет на более темный. Только образцы 4 и 5, содержащие 40 и 60 мас. ч. смолы ЭХД, отвержденные по всем температурным режимам, оказались оптимальными для поставленной задачи. При этом образцы, содержащие в составе 10 мас. ч. ОС1, при температуре 120 °С также не доотверждались, а при температуре 150 °С становились достаточно твердыми, но содержание смолы ЭХД составляло 40 и 60 мас. ч. Образцы, с содержанием в составе 15 мас. ч. ОС1, отвержденные при температурах 120 и 150 °С, содержащие <20 мас. ч. смолы ЭХД, не отверждались. Составы, содержащие 30 и 40 мас. ч. смолы ЭХД, по окончании времени отверждения не доотверждались – получались гибкими или хрупкими и темнели. Образец, который содержал в составе 60 мас. ч. смолы ЭХД, сгорел в процессе отверждения.

На основании оценки соотношения «скорость/время реакции отверждения» из предварительных экспериментов, представленных в табл. 2, отобраны образцы с номерами 4, 5, 9 и 10, содержащие 40 и 60 мас. ч. смолы ЭХД, и в неотвержденном виде исследованы методом дифференциальной сканирующей калориметрии для определения тепловых эффектов реакции отверждения и расчета степени отверждения.

В табл. 3 представлены значения температурных пиков и тепловых эффектов для выбранных экспериментальных составов.

Таблица 3

**Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК)
измерений неотвержденных образцов экспериментальных композиций**

Условный номер образца	Температурный интервал пика ДСК, °С			Тепловой эффект, Дж/г
	Начало	Пик	Конец	
4	98	122	163	294
5	98	118	156	231
9	97	119	184	408
10	101	121	190	469

Увеличение содержания отверждающей системы с 5 до 10 мас. ч. вызывает рост теплового эффекта не менее чем на 30 % – с 231 до 469 Дж/г. Для снижения влияния экзотермичности реакции отверждения по кривым дифференциальной сканирующей калориметрии выбран ступенчатый режим: выдержка при температуре 85 °С в течение 30 мин, затем поднятие температуры до 100 °С (выдержка в течение 30 мин), доотверждение при температуре 120 (вариант 1) либо 150 °С (вариант 2). В целом все ступени выбранного режима укладываются во временной интервал 3 ч. Выбранный поэтапный режим отверждения объясняется тем, что при температуре 85 °С происходит значительный рост вязкости, связующее застекловывается, а при достижении температуры 100 °С составы окончательно формообразуются, что позволяет извлекать уже отвержденные образцы из пресс-форм для дальнейшего доотверждения в тепловентиляционном шкафу при выбранной температуре по варианту 1 или 2 (табл. 4). Кроме того, ступенчатый режим отверждения полимерных связующих позволяет получать более плотно сшитые структуры с минимальными дефектами. При таком режиме образцы постепенно отверждаются и получают прочными с необходимыми характеристиками.

Таблица 4

Определение степени отверждения экспериментальных композиций методом дифференциальной сканирующей калориметрии

Условный номер образца	Тепловой эффект, Дж/г			Степень отверждения, %	
	Исходные образцы	Отверждение по варианту 1	Отверждение по варианту 2	по варианту 1	по варианту 2
4	294	132	41	55	86
5	231	106	47	54	79
9	408	229	31	44	92
10	469	253	14	46	97

Для расчета степени отверждения отвержденного связующего по режимам 1 и 2 использовали приближение пропорциональности степени отверждения и теплового эффекта реакции:

$$\alpha = \left(1 - \frac{\Delta Q_{\text{отв}}}{\Delta Q_{\text{неотв}}}\right) \cdot 100 \%,$$

где α – степень отверждения; $\Delta Q_{\text{отв}}$ – тепловой эффект отверждения; $\Delta Q_{\text{неотв}}$ – тепловой эффект неотвержденного связующего.

Таким образом, образец 10 с содержанием 10 мас. ч. ОС1 и выдержкой для доотверждения при температуре 150 °С показал максимальную расчетную степень отверждения отвержденной экспериментальной композиции.

Температура стеклования – важный эксплуатационный параметр, который позволяет оценить рабочую температуру композиции в отвержденном состоянии и влияет на эксплуатационные свойства готового изделия при повышенных температурах. Знание температуры стеклования полимерного связующего позволяет определить оптимальные условия формования, улучшить качество изготовленных изделий, учесть особенности материала и достичь лучших результатов в производственных процессах. Поэтому на следующем этапе проводили испытания по определению температуры стеклования экспериментальных композиций (табл. 5).

Таблица 5

Температура стеклования отвержденных образцов экспериментальных композиций, определенная методом термомеханического анализа

Условный номер образца	Температура стеклования, °С	
	по варианту 1	по варианту 2
4	34	116
5	47	126
9	39	125
10	52	157

По результатам термомеханического анализа видно, что температура стеклования выше у образцов, содержащих 60 мас. ч. смолы ЭХД, которая в данной композиции является ускорителем процесса отверждения при сниженной температуре, и 10 мас. ч. ОС1 (образец 10).

Установлено также, что составам для отверждения недостаточно финальной ступени при температуре 120 °С, так как при этой температуре образцы не доотверждаются, температура стеклования имеет очень низкие значения, а степень превращения отвержденного связующего составляет 45–55 %. Для более полного отверждения экспериментальных композиций необходимо повышать температуру на третьей ступени выбранного режима отверждения до 150 °С. Отвержденные при такой температуре и выбранном временном интервале (суммарно ~3 ч) образцы показывают более высокие результаты при термомеханических испытаниях.

Под действием влаги и водяных паров полимерные материалы подвергаются существенным изменениям. Проникновение влаги в полимер сопровождается уменьшением межмолекулярного взаимодействия, которое при минимальном воздействии до определенного уровня может служить пластификатором, но при дальнейшем увеличении этого влияния – привести к дефектам в изделии.

Для исследования влагопоглощения экспериментальных композиций отвержденные образцы 4, 5, 9 и 10 кипятили в течение 24 ч для определения температуры стеклования до и после кипячения. Степень влагопоглощения определяли гравиметрическим методом по формуле (табл. 6):

$$W = \frac{M_{\text{послекип}} - M_{\text{докип}}}{M_{\text{докип}}} \cdot 100 \, \%.$$

Таблица 6

Результаты определения влагопоглощения и температуры стеклования экспериментальных композиций методом механического динамического анализа

Условный номер образца	Температура стеклования, °С		Влагопоглощение, %
	до кипячения	после кипячения	
4	116	63,9	1
5	126	87,1	1,3
9	125	72,2	1
10	157	107,8	1,4

У всех выбранных экспериментальных составов показатель влагопоглощения по процентному значению низкий: 1–1,4. Однако температура стеклования отвержденных образцов после воздействия влаги значительно снизилась, но для образца 10 осталась достаточно высокой.

Прочность энергоэффективных изделий при статическом изгибе является одной из главных характеристик многих композиций. Для проведения физико-механических испытаний экспериментальных составов из них изготовили отливки по выбранному режиму отверждения (вариант 2) и провели испытания на статический изгиб (табл. 7).

Таблица 7

Физико-механические свойства (средние значения) образцов при испытании на статический изгиб (до кипячения)

Условный номер образца	Предел прочности при изгибе, МПа	Модуль упругости при изгибе, ГПа
4	119	6,5
5	126	6,3
9	115	5,7
10	143	7,6

Для образцов 4 и 5 не наблюдается значительной разницы в значениях модуля упругости, в отличие от образцов 9 и 10. Прочность при разрушении больше у образцов с содержанием 60 мас. ч. ЭХД в смоляной основе. Более высокая прочность при изгибе получена для состава 10 – модуль упругости составляет 7,6 ГПа. Данный показатель превышает значения прочности по сравнению с другими составами и демонстрирует сохранение повышенных прочностных характеристик, что делает теоретически возможным использование этой экспериментальной композиции при создании конструкционных материалов.

Для ПКМ основным контрольным параметром влияния влагопоглощения на свойства является прочность при изгибе. В табл. 8 представлены результаты физико-механических испытаний образца 10 после кипячения в течение 24 ч как образца с наилучшими показателями температуры стеклования, степени отверждения и модуля упругости. Снижение значения предела прочности при статическом изгибе образца 10 после кипячения в течение 24 ч до равновесного состояния относительно значения для исходного образца до кипячения составило: около 25 % – при 20 °С и 26 % – при 80 °С.

Таблица 8

Физико-механические свойства (средние значения) образца экспериментального состава 10 до и после кипячения в течение 24 ч

Предел прочности при статическом изгибе, МПа								Модуль упругости, ГПа				Влагопоглощение образца после 24 ч кипячения, %
до кипячения		после кипячения		до кипячения		после кипячения						
при температуре испытания, °С												
20	80	20	80	20	80	20	80					
143	125	107	92	7,6	6,6	5,2	4,9	1,1				

Заключения

Из анализа проведенных испытаний видно, что образец из полимерной композиции состава 10, содержащий 60 мас. ч. ЭХД и 10 мас. ч. отверждающей системы ОС1, показал лучший результат по сравнению с другими образцами и наибольшее соответствие энергоэффективному режиму отверждения, описанному в научно-технической литературе, а соотношения ускорителя ЭД-22 к смоле ЭХД и системе ОС1 являются наиболее оптимальными по скорости и температуре отверждения композиции, а также по тепловому эффекту реакции.

Список источников

1. Панина Н.Н., Ким М.А., Гуревич Я.М., Григорьев М.М., Чурсова Л.В., Бабин А.Н. Связующие для безавтоклавного формования изделий из полимерных композиционных материалов // Клеи. Герметики. Технологии. 2013. № 10. С. 18–27.
2. Вешкин Е.А., Постнов В.И., Абрамов П.А. Пути повышения качества деталей из ПКМ при вакуумном формовании // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2012. Т. 14. № 4 (3). С. 831–838.
3. Постнова М.В., Постнов В.И. Опыт развития безавтоклавных методов формирования ПКМ // Труды ВИАМ. 2014. № 4. Ст. 06. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 10.01.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-4-6-6.
4. Хрульков А.В., Григорьев М.М. Перспективы рынка безавтоклавных технологий в авиастроении // Сб. докл. конф. «Безавтоклавные технологии переработки полимерных композиционных материалов нового поколения». М.: ВИАМ, 2015. Ст. 09.
5. Вешкин Е.А. Технологии безавтоклавного формования низкопористых полимерных композиционных материалов и крупногабаритных конструкций из них: дис. ... канд. техн. наук. М., 2016. 146 с.

6. Тростянская Е.Б., Михайлин Ю.А., Кулик С.Г., Степанова М.А. Связующие на основе эпоксидных смол: учеб. пособие. М., 1990. С. 27.
7. Коган Д.И., Чурсова Л.В., Панина Н.Н. и др. Перспективные полимерные материалы для конструкционных композиционных изделий с энергоэффективным режимом формования // Пластические массы. 2020. № 3–4. С. 52–54.
8. Иванов Н.В., Гуревич Я.М., Хасков М.А., Акмеев А.Р. Изучение режима отверждения связующего ВСЭ-34 и его влияния на механические свойства // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 2 (47). С. 50–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-50-55.
9. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П. Термореактивные связующие для полимерных композиционных материалов: учеб. пособие / под ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2021. С. 363.
10. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 7–17.
11. Каблов Е.Н., Кондрашов С.В., Мельников А.А., Щур П.А. Применение функциональных и адаптивных материалов, полученных способом 3D-печати (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
12. Мишкин С.И., Малаховский С.С. Быстроотверждаемые связующие и препреги: получение, свойства и области применения (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 5 (77). Ст. 04. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 10.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-32-40.
13. Донецкий К.И., Хрульков А.В. Принципы «зеленой химии» в перспективных технологиях изготовления изделий из ПКМ // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S2. С. 24–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S2-24-28.
14. Большаков В.А., Антифеева Н.В. Оценка модели процесса отверждения клеевого связующего в препреге // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.11.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
15. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.11.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

References

1. Panina N.N., Kim M.A., Gurevich Ya.M., Grigoriev M.M., Chursova L.V., Babin A.N. Binders for non-autoclave molding of products from polymer composite materials. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2013, no. 10, pp. 18–27.
2. Veshkin E.A., Postnov V.I., Abramov P.A. Ways to improve the quality of PCM parts during vacuum forming. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2012, vol. 14, no. 4 (3), pp. 831–838.
3. Postnova M.V., Postnov V.I. Development experience out-of-autoclave methods of formation PCM. *Trudy VIAM*, 2014, no. 4, paper no. 06. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: January 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-4-6-6.
4. Khrulkov A.V., Grigoriev M.M. Prospects for the market for non-autoclave technologies in the aircraft industry. *Reports conf. «Non-autoclave technologies for processing new generation polymer composite materials»*. Moscow: VIAM, 2015, paper no. 09.
5. Veshkin E.A. *Technologies for non-autoclave molding of low-porosity polymer composite materials and large-sized structures made from them*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2016, 146 p.
6. Trostyanskaya E.B., Mikhailin Yu.A., Kulik S.G., Stepanova M.A. *Binders based on epoxy resins*: textbook. Moscow, 1990, p. 27.
7. Kogan D.I., Chursova L.V., Panina N.N. et al. Promising polymer materials for structural composite products with energy-efficient molding mode. *Plasticheskie massy*, 2020, no. 3–4, pp. 52–54.
8. Ivanov N.V., Gurevich Ya.M., Khaskov M.A., Akmееv A.R. Studying of cure mode of VSE-34 binding and its influences on mechanical properties. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 2 (47), pp. 50–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-50-55.

9. Mukhametov R.R., Petrova A.P. *Thermosetting binders for polymer composite materials*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2021, p. 363.
10. Kablov E.N. Strategic Areas of Developing Materials and Their Processing Technologies for the Period up to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
11. Kablov E.N., Kondrashov S.V., Melnikov A.A., Schur P.A. Application of functional and adaptive materials obtained by 3D printing (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-3-3.
12. Mishkin S.I., Malakhovskiy S.S. Fast curing resins and prepregs: receiving, properties and areas of application (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 5 (77), paper no. 04. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: November 10, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-32-40.
13. Donetskii K.I., Khrulkov A.V. Principles of «green chemistry» in perspective manufacturing technologies of PCM articles. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S2, pp. 24–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S2-24-28.
14. Bolshakov V.A., Antyufeeva N.V. Evaluation of the curing process model of the adhesive binder in prepreg. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 25, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
15. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 15, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

Информация об авторах

Гусева Марина Александровна, старший научный сотрудник, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Ибрагимов Зенур Дилаверович, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Marina A. Guseva, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Zenur D. Ibragimov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 14.02.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.02.2024.
 The article was submitted 14.02.2024; approved and accepted for publication after reviewing 16.02.2024.

Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-63-75

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИН В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ Al–SiC ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ*А.Н. Няфкин¹, А.Н. Жабин¹, В.В. Автаев¹*

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

Аннотация. Представлены особенности распространения усталостной трещины в композиционных материалах (КМ) на основе алюминиевых сплавов, армированных частицами карбида кремния (SiC) с различным объемным содержанием, в условиях действия циклических нагрузок. Рассмотрено влияние объемного содержания и размера частиц SiC на скорость роста усталостной трещины в КМ при действии циклических нагрузок. Представлены результаты исследования влияния структуры КМ на скорость роста и развитие трещин при циклических испытаниях.

Ключевые слова: композиционный материал, частицы SiC, размер частиц, объемная доля частиц, рост трещины усталости

Для цитирования: Няфкин А.Н., Жабин А.Н., Автаев В.В. Распространение трещин в композиционных материалах системы Al–SiC при циклических нагрузках // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-63-75.

Scientific article

CRACK PROPAGATION IN COMPOSITE MATERIALS OF THE Al–SiC SYSTEM UNDER CYCLIC LOADS*A.N. Nyafkin¹, A.N. Zhabin¹, V.V. Avtaev¹*

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 review presents the features of fatigue crack propagation in composite materials (CM) based on aluminum alloys reinforced with silicon carbide (SiC) particles with different volume content under cyclic loading conditions. The influence of the volume content and size of SiC particles on the growth rate of a fatigue crack in CM under the action of cyclic loads is considered. The results of studying the influence of the CM structure on the growth rate and development of cracks during cyclic tests are presented.

Keywords: composite material, SiC particles, particle size, particle volume fraction, fatigue crack growth

For citation: Nyafkin A.N., Zhabin A.N., Avtaev V.V. Cracks propagation in composite materials of the Al–SiC system under cyclic loads. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-63-75.

Введение

Композиционные материалы с металлической матрицей, в которые в качестве упрочнения добавляют высокопрочную керамическую фазу, являются альтернативой конструкционным сплавам [1–4]. В настоящее время металлические композиционные материалы (МКМ) на основе алюминиевой матрицы рассматриваются как наиболее перспективные для применения в подверженных износу конструкциях, испытывающих повышенные физико-механические нагрузки. Такие МКМ изготавливают несколькими методами – литьем с перемешиванием или под давлением, а также порошковой металлургией [5–7].

В свою очередь МКМ с алюминиевой матрицей находят широкое применение в авиационной и автомобильной промышленности для изготовления различных деталей, таких как поршни двигателей, тормозные барабаны, электронные корпуса и т. д. Несмотря на то что специалистами проведены исследования на определение сопротивления усталости МКМ, процесс роста усталостных трещин до сих пор полностью не изучен, поскольку характер их роста в МКМ, наполненных частицами, в значительной степени зависит от множества факторов: объемной доли армирующих частиц и их размера, микроструктуры матрицы, наличия включений и условий испытаний [8–13]. Размер частиц является доминирующим фактором, наиболее значимо влияющим на характер развития и скорость роста трещины усталости (СРТУ). По мнению ряда исследователей, для исследования компонентов из МКМ в процессе проектирования изделий с последующим анализом их надежности изначально требуется понимание особенностей развития усталостных трещин в этих материалах.

Принципы создания новых функционально-градиентных материалов, основанные на разработанной в 1980-х гг. концепции создания термобарьерных материалов, позволили изготавливать такие материалы, которые имеют большое значение при применении изнашиваемых деталей в конструкциях [14–21].

Таким образом, цель работы – обзор научно-технических источников в области исследований по распространению трещин в МКМ системы Al–SiC при циклических нагрузках. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Особенности распространения трещин в композиционных материалах системы Al–SiC при циклических нагрузках

В некоторых зарубежных источниках рассматриваются результаты исследований, связанных с развитием роста усталостной трещины и ее поведением в МКМ.

В статье [9] проведены исследования по определению сопротивления росту усталостной трещины в МКМ и показано, что увеличение объемного содержания и размера частиц SiC в МКМ существенно влияет на механические свойства такого материала. В таблице представлены значения механических свойств, полученные при статистических нагрузках, для алюминиевого сплава и МКМ.

Видно, что при увеличении объемного содержания частиц SiC повышаются предел текучести и модуль упругости при одновременном снижении пластичности. Кроме того, для МКМ с одинаковым объемным содержанием частиц наполнителя (25 % (объемн.) SiC), но разных фракций (3 и 20 мкм) происходит снижение предела текучести в материале, при этом увеличивается его пластичность.

Механические свойства алюминиевого сплава и металлических композиционных материалов (МКМ) с различным содержанием частиц SiC [9]

Сплав	Содержание частиц SiC в МКМ, % (объемн.) (размер частиц)	Модуль упругости E , ГПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Удлинение ε , %
2124	—	70,2	159	16,1
	17 (3 мкм)	101,0	181	5,4
	25 (3 мкм)	115,8	272	2,7
	35 (3 мкм)	135,5	395	1,7
	25 (20 мкм)	114,9	170	3,3
6061	25 (3 мкм)	114,0	225	5,1

По результатам испытаний на СРТУ установлено, что армирование матрицы МКМ частицами SiC оказывает влияние на участки кинетической диаграммы усталостного разрушения преимущественно на первой (припороговой) и второй (Пэриса) стадиях, увеличивая характеристику размаха порогового коэффициента интенсивности напряжений (ΔK_{th} ; на графиках обозначена как $\Delta K_{th} = \Delta K$ при $dl/dN \rightarrow 0$) и снижая СРТУ (рис. 1, а). Для третьей стадии ускоренного разрушения наблюдается повышение СРТУ по сравнению со значением для исходного алюминиевого сплава. Обнаружено, что механизм влияния на величину ΔK_{th} обусловлен микроструктурными особенностями развития усталостной трещины в заданных условиях нагружения. Взаимодействие трещины с упрочняющей частицей, которая является препятствием для ее развития, возможно по двум механизмам: путем среза частицы и прорастания трещины вдоль направления скола или путем обхода трещиной частицы по более длинному пути. Поскольку межфазная связь алюминиевого сплава и частиц SiC является достаточно прочной, а разрушение частиц минимальное (особенно в МКМ с мелкими частицами), то усталостная трещина растет преимущественно в обход упрочняющих частиц. Кроме того, наличие скоплений и острых углов частиц приводит к возникновению зон локальной концентрации напряжений, которые обеспечивают условия для ветвления трещины и увеличения траектории разрушения [9].

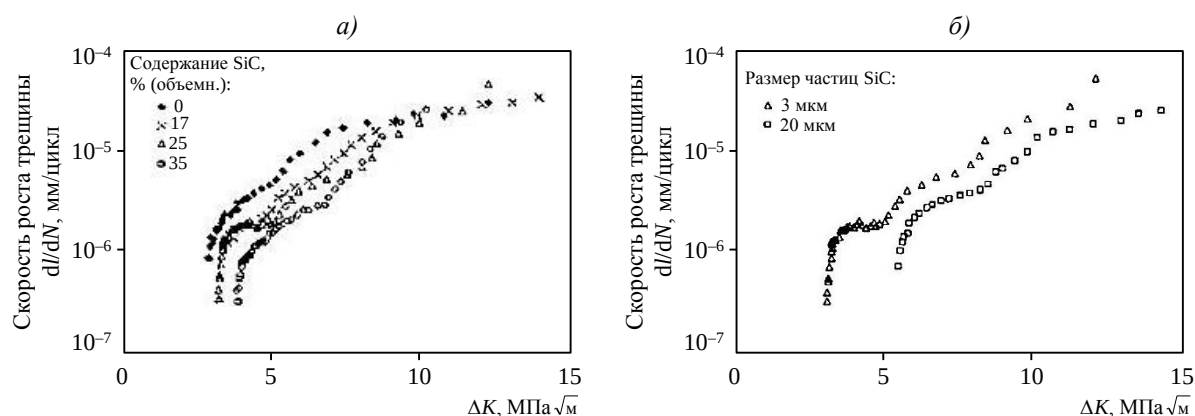


Рис. 1. Влияние объемной доли (а) и размера частиц SiC (б) на кинетическую диаграмму усталостного разрушения металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава марки 2124 с 25 % (объемн.) частиц SiC (где dl/dN – скорость роста трещины усталости; l – полудлина трещины; N – число циклов; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений) [9]

Металлический композиционный материал с размером частиц 20 мкм имеет более высокий уровень порогового коэффициента интенсивности напряжений, чем

МКМ с размером частиц 3 мкм, поэтому ветвление трещины будет больше в МКМ с размером частиц 20 мкм. Видно (рис. 1, б), что МКМ на основе алюминиевого сплава марки 2124 + 25 % (объемн.) SiC с размером частиц 3 мкм обладает более высоким значением СРТУ и более низким значением размаха порогового коэффициента интенсивности напряжений, чем МКМ на основе этого сплава с размером частиц 20 мкм [9].

В работе [10] исследована кинетика развития трещин при доминировании механизмов экранирования трещин. С помощью метода порошковой металлургии получали МКМ с добавлением нитевидных кристаллов SiC в алюминиевую матрицу.

По результатам фрактографических исследований показано, что связь частиц SiC с алюминиевой матрицей в МКМ достаточно прочная (рис. 2), чтобы препятствовать межфазному растрескиванию и значительному вытягиванию усов в виде нитевидных кристаллов (рис. 3). Кроме того, не выявлено никаких признаков взаимодействия на границе раздела и другой деградации границы раздела при термомеханической обработке МКМ.

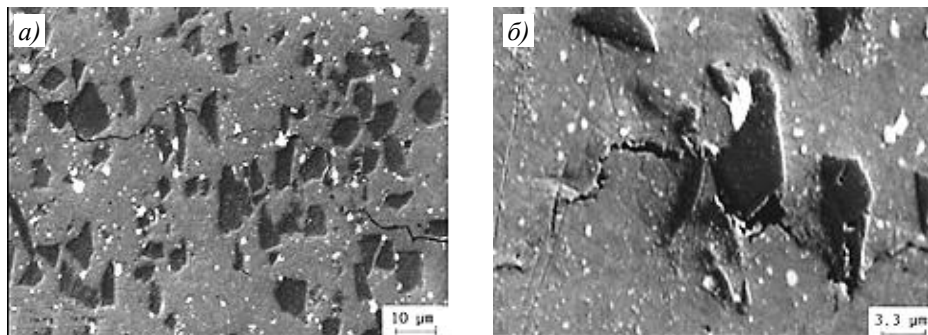


Рис. 2. Вид трещины в металлическом композиционном материале (МКМ) с армированием частицами SiC (а); б – структура МКМ, в которой алюминий остался на поверхности частицы после роста трещины вблизи границы раздела [10]

Следует отметить, что распределение частиц в матрице способствует изгибу и распространению трещины. Создаваемые концентраторы напряжений, такие как углы частиц (усов нитевидных кристаллов) и скопления частиц приводят к росту трещины по извилистому пути (рис. 3, а). В МКМ, армированном усами нитевидных кристаллов, можно также увидеть структуру с признаками минимального вытягивания усов в разрушенном МКМ (рис. 3, б) [10].

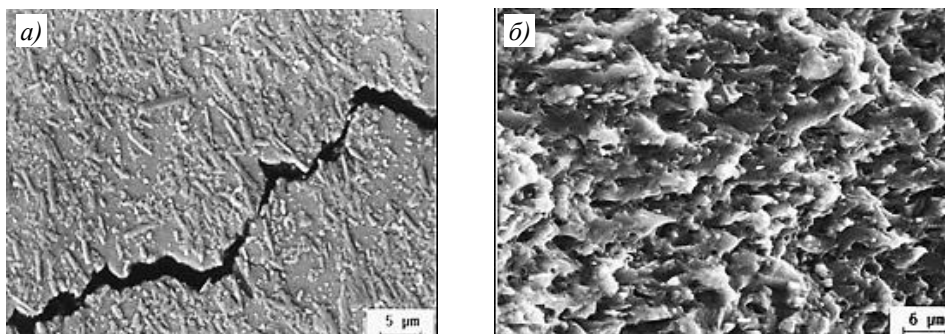


Рис. 3. Структура извилистой трещины в металлическом композиционном материале (МКМ) на основе алюминиевого сплава марки 2124, армированного нитевидными кристаллами SiC (а); структура поверхности усталости МКМ системы 2124–15 % (объемн.) SiC, на которой наблюдаются концы усов и вытягивающиеся пустоты (б) [10]

Таким образом, считается, что росту трещины в этих МКМ препятствуют несколько механизмов экранирования вершины трещины, а именно – перекрытие трещины из-за неровности поверхности и ее отклонение из-за ограниченного вытягивания нитевидных кристаллов SiC.

В работе [11] приведены исследования по развитию СРТУ и показано, что для МКМ с размером частиц карбида кремния 4,5 мкм она наименьшая по сравнению с СРТУ для исходного алюминиевого сплава системы Al–7Si–Mg, а также для МКМ на основе данного алюминиевого сплава с частицами SiC размером 20 мкм (рис. 4). При этом размах коэффициента ΔK_{th} для МКМ с размером частиц 4,5 мкм равен $3,878 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, что больше на ~10 %, чем для МКМ с частицами SiC размером 20 мкм и алюминиевого сплава системы Al–7Si–Mg. Сравнивая кинетические диаграммы усталостного разрушения для МКМ, содержащего частицы SiC размером 4,5 мкм, с аналогичными диаграммами для МКМ с размером частиц карбида кремния 20 мкм (рис. 4), можно констатировать, что увеличение размера частиц по-разному влияет на СРТУ при низких и высоких значениях размаха коэффициента ΔK . Для низких околопороговых значений ΔK ($\Delta K = \Delta K_{th}$) низкая скорость связана с действием механизма закрытия трещины, обусловленного высокой шероховатостью поверхности, образованной трещиной. Для высоких значений размаха коэффициента ΔK характерно более высокое значение СРТУ, что обусловлено хрупким разрушением упрочняющих частиц [11].

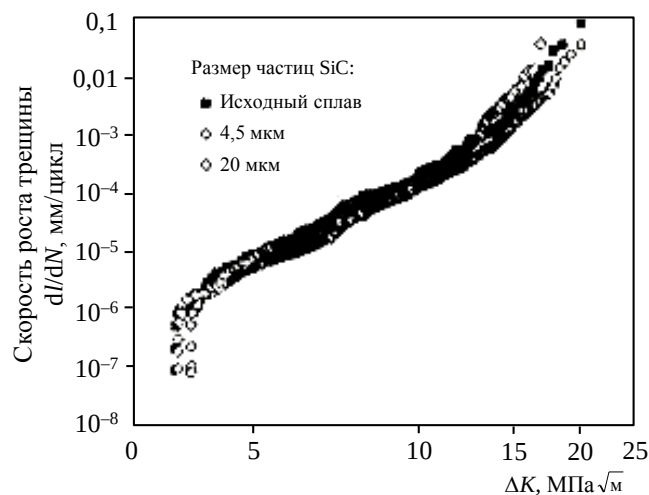


Рис. 4. Зависимость скорости роста трещины усталости от размаха коэффициента интенсивности напряжений в сплаве системы Al–7Si–Mg, армированного частицами SiC размером 4,5 и 20 мкм [11]

Например, видно, что в сплаве системы Al–7Si–Mg траектория усталостных трещин отклоняется от изначальной при взаимодействии с частицами SiC размером 4,5 мкм, для которых также характерно их микрорастрескивание от взаимодействия с трещиной, – наблюдается большое количество микротрещин внутри частиц SiC (рис. 5, а). При этом микротрещины в частицах SiC остаются открытыми после прохождения трещины усталости и снятия локальной нагрузки от внешней силы.

В работе [12] наблюдают дискретный рост усталостной трещины для материалов с алюминиевой матрицей, которая упрочнена градиентно распределенной по объему упрочняющей фазой SiC (рис. 6). Когда усталостная трещина распространяется от

одного слоя к другому, наблюдается уменьшение наклона кривой. Это означает, что в переходной области между двумя слоями происходит замедление роста усталостной трещины. Видно, что рост усталостной трещины происходит от одного слоя к другому и распространяется от слоя с меньшим объемным содержанием частиц SiC к слою с большим объемным содержанием частиц SiC в МКМ. Таким образом, в работе [12] сделан вывод, что причиной такого направленного роста усталостной трещины является слой с большим количеством частиц SiC, который имеет более высокое сопротивление росту усталостной трещины.

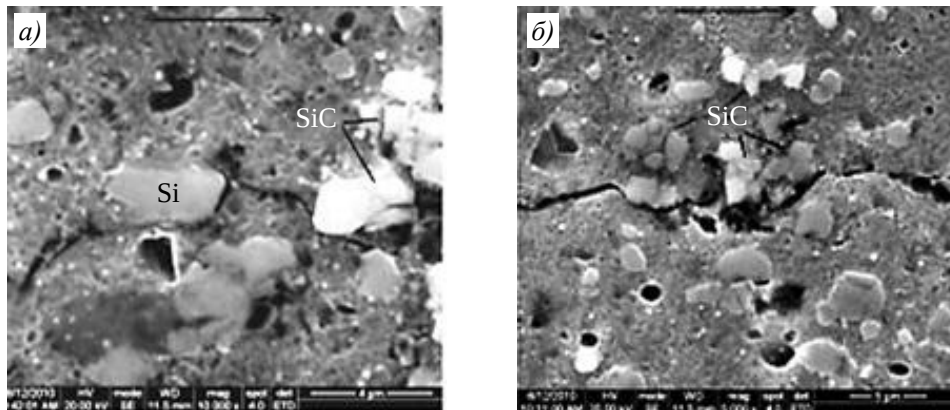


Рис. 5. Развитие усталостной трещины на полированной поверхности металлического композиционного материала с размером частиц карбида кремния 4,5 мкм, испытанного при $R = 0,1$ для околорогового $\Delta K = \Delta K_{th} = 3,878 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (а) и $\Delta K = 7,0 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (б) (стрелка указывает направление роста усталостной трещины) [11]

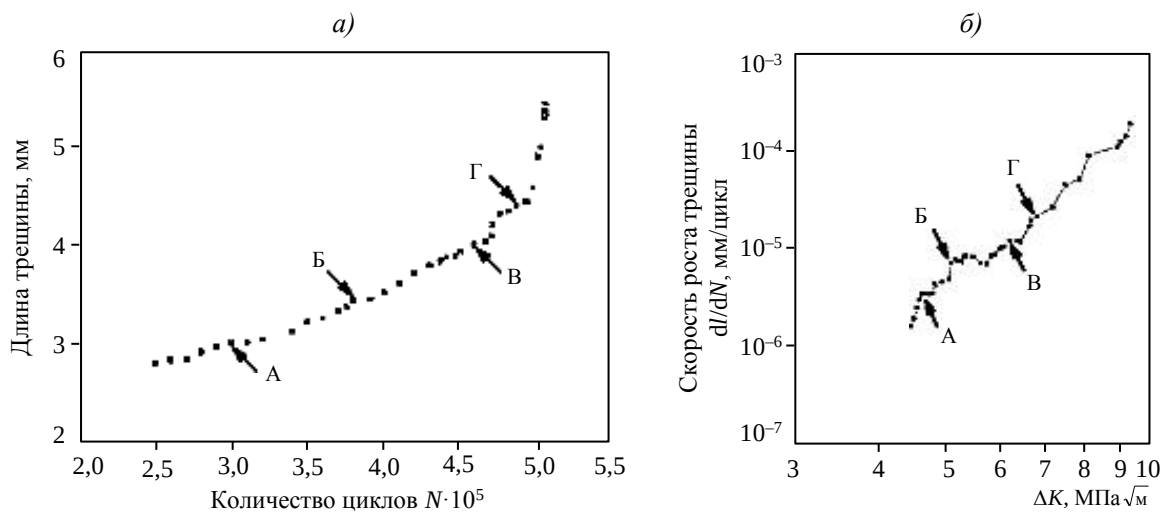


Рис. 6. Зависимости длины усталостной трещины от количества циклов (а) и скорости роста трещины усталости от размаха коэффициента интенсивности напряжений (б) для металлического композиционного материала системы Al–SiC с содержанием SiC, % (объемн.): 5–10 (А); 10–15 (Б); 15–20 (В) и 20–25 (Г) [12]

Наблюдаемые в переходных зонах между двумя слоями (от 20 до 25 % (объемн.) SiC) в МКМ системы Al–SiC (рис. 7) изгиб и ветвление усталостной трещины приводят к локальному снижению коэффициента интенсивности напряжений. После ветвления трещина распространяется по одной из разветвленных трещин с отклонением от своего

первоначального направления (распространения). Наблюдая разрушение таких градиентных материалов, можно указать на два вида возможных отклонений трещины от первоначальной траектории: изгиб трещины в переходной зоне между двумя слоями, а также периодический изгиб трещины между частицами SiC.

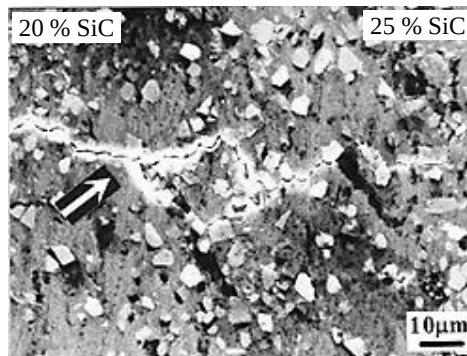


Рис. 7. Траектория усталостной трещины в металлическом композиционном материале системы Al–SiC с отклонением и разветвлением трещины (показано стрелкой) в переходной области содержаний от 20 до 25 % (объемн.) SiC [12]

В работе [13] представлены исследования роста усталостной трещины для алюминиевого сплава марки 2124 и МКМ на его основе, наполненного 10 % (объемн.) SiC. Результаты исследований показали, что в алюминиевом сплаве, армированном частицами SiC, значение СРТУ при $\Delta K = 7 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ составило $7,5 \cdot 10^{-6}$ мм/цикл, в неармированном: $1,5 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл. Выделены основные механизмы разрушения, которые повышают устойчивость такого материала к развитию трещины:

- отклонение траектории трещины при взаимодействии с упрочняющей фазой;
- перекрытие трещины армирующей частицей, приводящее к ее временному торможению;
- неполное закрытие устья трещины при разгрузке в цикле усталостных испытаний.

На рис. 8 и 9 представлены изгибы трещин в МКМ.

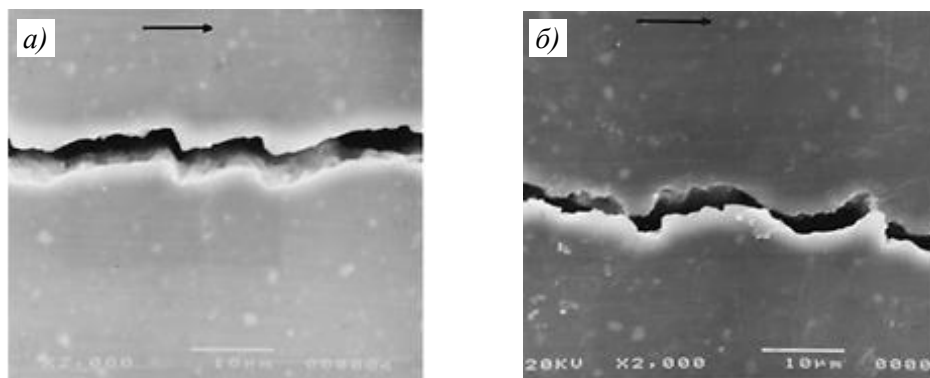


Рис. 8. Траектории усталостных трещин ($\Delta K = 7 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) в сплаве марки 2124 (а) и металлическом композиционном материале системы 2124 + 10 % (объемн.) SiC (б) (верхние стрелки указывают направление распространения усталостной трещины) [13]

На рис. 9 видно, что вторичные или разветвленные трещины образуются в МКМ под углом к основной трещине. С использованием аналитической модели Суреша (Suresh) определен уровень снижения локального коэффициента интенсивности напряжений при отклонении траектории трещины.

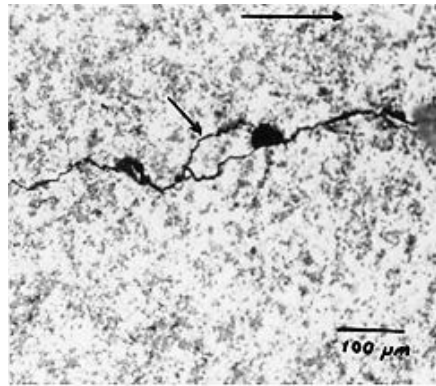


Рис. 9. Микроструктура трещины в металлическом композиционном материале системы 2124–10 % (объемн.) SiC. Стрелка показывает извилистую траекторию и разветвление трещины (верхняя стрелка указывает направление распространения трещины) [13]

В работе [14] представлены результаты исследований СРТУ в образцах из алюминиевого сплава марки 2024 и МКМ на его основе, армированного частицами SiC трех различных размеров: 5, 20 и 60 мкм. На рис. 10 видно, что МКМ с прочностью 130 МПа и размером частиц 5, 20 и 60 мкм показали более низкую СРТУ при более низких значениях максимального коэффициента интенсивности напряжений ($K_{\max}$), чем у неармированного алюминиевого сплава марки 2024. Однако при повышении значений $K_{\max}$ разница в скоростях не столь очевидна (рис. 10). Тем не менее представленные данные по МКМ с размером частиц 60 мкм свидетельствуют о наихудшем сопротивлении росту трещины усталости. Такая низкая устойчивость объясняется высокой вероятностью зарождения трещины усталости на границе матрицы и упрочняющей частицы, а также более высокой вероятностью отслоения частицы от матрицы (нарушения связи) из-за наименьших расстояний между частицами и их формой. Первое условие из указанных может приводить к появлению дополнительных трещин в зоне основной магистральной трещины, последующее слияние с которой приводит к значительному увеличению СРТУ.

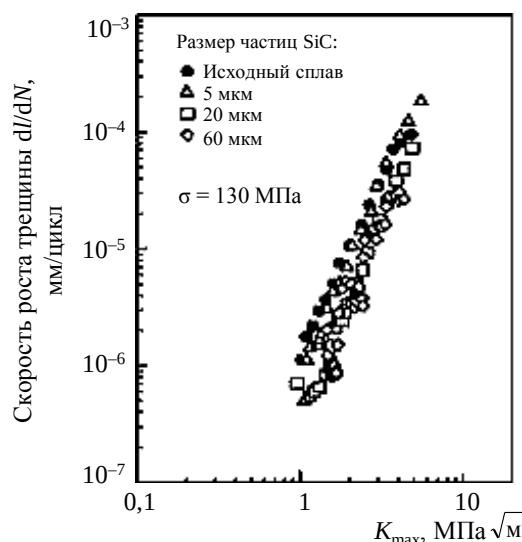


Рис. 10. Зависимость между скоростью роста трещины усталости и максимальным коэффициентом интенсивности напряжений в алюминиевом сплаве марки 2024 и металлическом композиционном материале системы Al–SiC на его основе, армированном частицами SiC различной фракции [14]

В МКМ с размером частиц карбида кремния 5 мкм (рис. 11, а), за счет малых размеров частиц и расстояния между ними, трещины растут по плавной траектории, а при размере частиц 20 и 60 мкм (рис. 11, б, в) мелкие трещины появляются по границе раздела между частицами и матрицей. Траектории трещин в последнем случае гораздо более извилистые по сравнению с МКМ с размером частиц карбида кремния 5 мкм из-за большого расстояния между частицами. Для всех вариантов наблюдается значительное снижение СРТУ, когда вершина трещины приближается к упрочняющей частице, как показано на рис. 12.

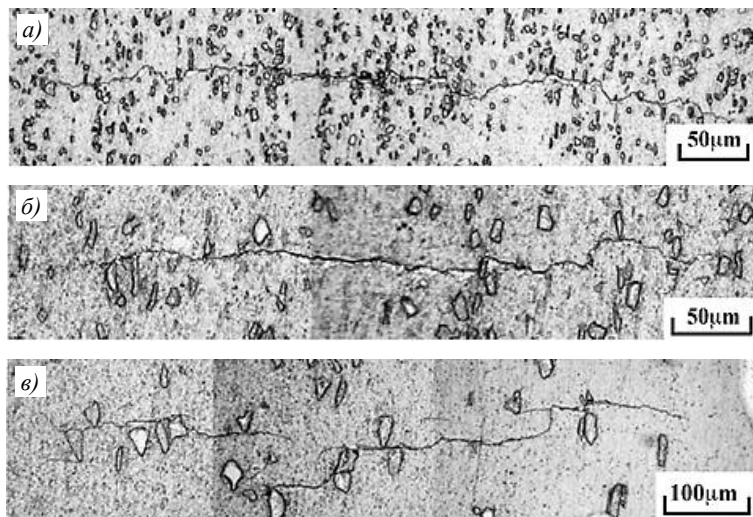


Рис. 11. Траектории роста трещин на поверхности металлического композиционного материала системы Al–SiC с размером частиц карбида кремния 5 (а), 20 (б) и 60 мкм (в) [14]

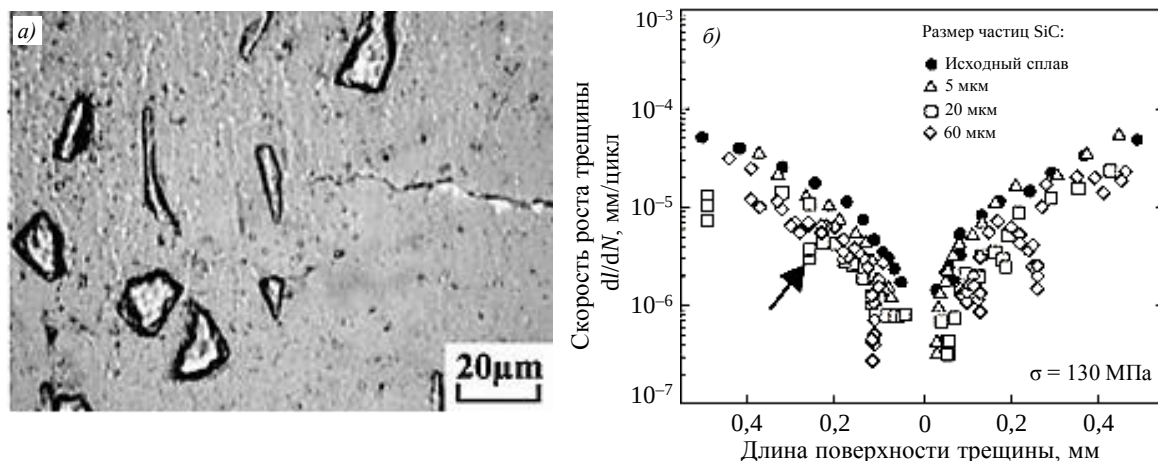


Рис. 12. Оценка скорости роста трещины усталости на поверхности металлического композиционного материала при приближении трещины к упрочняющей частице ($\sigma = 130$ МПа). Структура с трещиной (а) соответствует стрелке на диаграмме (б) [14]

В работе [15] обращено внимание на влияние объемной доли частиц SiC в МКМ системы Al–SiC, содержащего 6 % (объемн.) частиц SiC. Усталостная трещина в этом случае распространяется преимущественно в матрице. Небольшое значение объемной доли частиц незначительно влияет на размер пластической зоны в вершине трещины, но сильно – на значение предела текучести. Однако с увеличением объемной доли частиц SiC возрастает вероятность встречи усталостной трещины с частицами SiC, при

которой значение СРТУ уменьшается. С увеличением объемной доли частиц SiC с 6 до 15 % (объемн.) скорость распространения усталостной трещины в МКМ снижается. Распространение усталостной трещины по частице или вдоль границы раздела зависит от уровня напряжений в вершине трещины и прочности матрицы.

Влияние частиц SiC на СРТУ можно объяснить ростом трещины по криволинейной траектории, которая вызывает торможение трещины от неполного ее закрытия при разгрузке в цикле, обусловленного повышенной шероховатостью поверхности образованной трещины.

В работе [16] проведено моделирование роста усталостных трещин в МКМ на основе сплава 2024 с содержанием частиц карбида кремния 17 % (объемн.). Использована двухмерная микромеханическая модель композита в двух вариантах, когда траектория трещины перекрыта одной частицей или проходит между двумя частицами. Нагружение композита реализовано в условиях плоской деформации, когда вдоль заранее заданного пути роста трещины прикладывали заданный градиент напряжений, соответствующий заданному значению коэффициента интенсивности напряжений, и определяли микронапряжения в каждом структурном элементе в двух вариантах.

Для варианта, когда армирующая частица находится на заданной траектории трещины, значение действующих в матрице напряжений уменьшается с уменьшением расстояния до армирующей частицы. Однако увеличение длины трещины приводит к уменьшению скорости роста распространяющейся трещины до тех пор, пока она окончательно не остановится. Для другого варианта (когда между двумя армирующими частицами существует заданный путь распространения усталостной трещины) напряжения в матрице увеличиваются, когда трещина распространяется между армирующими частицами, и резко уменьшаются до номинальных значений, когда вершина трещины не находится непосредственно между этими армирующими частицами [16].

Заключения

Проведенный анализ научно-технической литературы показал особенности и закономерности распространения трещины в условиях действия циклических нагрузок в композиционных материалах на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC.

Показаны также закономерности распространения трещин в композиционных материалах, связанные с влиянием таких факторов, как размер частиц и объемная доля SiC, которые требуют особого внимания при их изучении.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. № 5–6. С. 40–44.
2. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.
3. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
4. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.

6. Косолапов Д.В., Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Няфкин А.Н., Гололобов А.В. Исследование структуры и свойств дисперсноупрочненного МКМ на основе алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67.
7. Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Няфкин А.Н., Косолапов Д.В. Технологии изготовления дисперсноупрочненного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава (обзор) // Материаловедение. 2022. № 4. С. 42–48. DOI: 10.31044/1684-579X-2022-0-4-42-48.
8. Певчев Д.И., Горбовец М.А., Рыжков П.В., Курбаткина Е.И. Исследование характеристик прочности дисперсноупрочненного металлического композиционного материала марки ВКМ22 // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38.
9. Milan M.T., Bowen P. Fatigue crack growth resistance of SiCp reinforced Al alloys: effects of particle size, particle volume fraction, and matrix strength // Journal of Materials Engineering and Performance. 2004. Vol. 13. P. 612–618. DOI: 10.1361/10599490420638.
10. Mason J.J., Ritchie R.O. Fatigue crack growth resistance in SiC particulate and whisker reinforced P/M 2124 aluminum matrix composites // Materials Science and Engineering A. 1997. Vol. 231. P. 170–182. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00086-5.
11. Lia W., Liang H., Chen J. et al. Effect of SiC particles on fatigue crack growth behavior of SiC particulate-reinforced Al–Si alloy composites produced by spray forming // Procedia Materials Science. 2014. Vol. 3. P. 1694–1699. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.273.
12. Xu F.M., Zhu S.J., Zhao J.L. et al. Fatigue crack growth in SiC particulates reinforced Al matrix graded composite // Materials Science and Engineering A. 2003. Vol. 360. P. 191–196. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00397-6.
13. Uzun H., Lindley T.C., McShane H.B., Rawlings R.D. Fatigue crack growth behavior of 2124/SiC/10p functionally graded materials // Metallurgical and Materials Transactions A. 2001. Vol. 32A. P. 1831–1839. DOI: 10.1007/s11661-001-0159-x.
14. Chena Z.Z., Tokaji K. Effects of particle size on fatigue crack initiation and small crack growth in SiC particulate-reinforced aluminium alloy composites // Materials Letters. 2004. Vol. 58. P. 2314–2321. DOI: 10.1016/j.matlet.2004.02.034.
15. Li K., Jin X.D., Yan B.D., Li P.X. Effect of SiC particles on fatigue crack propagation in SiC/Al composites // Composites. 1992. Vol. 23. No. 1. P. 54–58. DOI: 10.1016/0010-4361(92)90286-4.
16. Bruzzi M.S., McHugh P.E. Micromechanical investigation of the fatigue crack growth behaviour of Al–SiC MMCs // International Journal of Fatigue. 2004. Vol. 26. P. 795–804. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2004.01.007.
17. Няфкин А.Н., Лощинин Ю.В., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Исследование влияния фракционного состава карбида кремния на теплопроводность композиционного материала на основе алюминиевого сплава // Труды ВИАМ. 2019. № 11 (83). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-53-59.
18. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
19. Andrew O.N., Joel O.O., Murray A.O., Eruke U.J. Effect of Compaction on Thermal Conductivity of Aluminium Powder // International Journal of Emerging Engineering Research and Technology. 2018. Vol. 6. Is. 2. P. 1–5.
20. Verma R.K., Mahesh N.S., Anwar M.I. Numerical Analysis of Powder Compaction to Obtain High Relative Density in ‘601AB’ Aluminum Powder // SasTech Journal. 2012. Vol. 11. Is. 1. P. 79–84.
21. Sevostianov I., Kachanov M. Nanoparticle reinforced materials: Effect of interphase layers on the overall properties // International Journal of Solids and Structures. 2007. Vol. 44. Is. 3–4. P. 1304–1315. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2006.06.020.

References

1. Kablov E.N. Marketing of materials science, aircraft engineering and industry: present and future. *Direktor po marketingu i sbytu*, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.
2. Kablov E.N. Composites: today and tomorrow. *Metally Evrazii*, 2015, no. 1, pp. 36–39.
3. Kablov E.N. The key problem is materials. *Trends and guidelines for innovative development of Russia*. Moscow: VIAM, 2015, pp. 458–464.
4. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
6. Kosolapov D.V., Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Nyafkin A.N., Gololobov A.V. Study on structure and properties of dispersion hardened mmc based on aluminium alloy of Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2020, no. 1 (85), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 12, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67.
7. Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Nyafkin A.N., Kosolapov D.V. Technologies for manufacturing dispersion-strengthened metal composite material based on aluminum alloy (review). *Materialovedenie*, 2022, no. 4, pp. 42–48. DOI: 10.31044/1684-579X-2022-0-4-42-48.
8. Певчев Д.И., Горбовец М.А., Рыжков П.В., Курбаткина Е.И. Исследование характеристик прочности дисперсноупрочненного металлического композиционного материала марки ВКМ22. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 12, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38.
9. Milan M.T., Bowen P. Fatigue crack growth resistance of SiCp reinforced Al alloys: effects of particle size, particle volume fraction, and matrix strength. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2004, vol. 13, pp. 612–618. DOI: 10.1361/10599490420638.
10. Mason J.J., Ritchie R.O. Fatigue crack growth resistance in SiC particulate and whisker reinforced P/M 2124 aluminum matrix composites. *Materials Science and Engineering A*, 1997, vol. 231, pp. 170–182. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00086-5.
11. Lia W., Liang H., Chen J. et al. Effect of SiC particles on fatigue crack growth behavior of SiC particulate-reinforced Al–Si alloy composites produced by spray forming. *Procedia Materials Science*, 2014, vol. 3, pp. 1694–1699. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.273.
12. Xu F.M., Zhu S.J., Zhao J.L. et al. Fatigue crack growth in SiC particulates reinforced Al matrix graded composite. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 360, pp. 191–196. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00397-6.
13. Uzun H., Lindley T.C., McShane H.B., Rawlings R.D. Fatigue crack growth behavior of 2124/SiC/10p functionally graded materials. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32A, pp. 1831–1839. DOI: 10.1007/s11661-001-0159-x.
14. Chena Z.Z., Tokaji K. Effects of particle size on fatigue crack initiation and small crack growth in SiC particulate-reinforced aluminium alloy composites. *Materials Letters*, 2004, vol. 58, pp. 2314–2321. DOI: 10.1016/j.matlet.2004.02.034.
15. Li K., Jin X.D., Yan B.D., Li P.X. Effect of SiC particles on fatigue crack propagation in SiC/Al composites. *Composites*, 1992, vol. 23, no. 1, pp. 54–58. DOI: 10.1016/0010-4361(92)90286-4.
16. Bruzzi M.S., McHugh P.E. Micromechanical investigation of the fatigue crack growth behaviour of Al–SiC MMCs. *International Journal of Fatigue*, 2004, vol. 26, pp. 795–804. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2004.01.007.
17. Nyafkin A.N., Loshinin U.V., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Investigation of influence of silicon carbide fractional composition on thermal conductivity of composite material based on aluminium alloy. *Trudy VIAM*, 2019, no. 11 (83), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-53-59.
18. Erasov V.S., Oreshko E.I. Fatigue tests of metal materials (review). Part 1. Main definitions, loading parameters, representation of results of tests. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.

19. Andrew O.N., Joel O.O., Murray A.O., Eruke U.J. Effect of Compaction on Thermal Conductivity of Aluminium Powder. *International Journal of Emerging Engineering Research and Technology*, 2018, vol. 6, is. 2, pp. 1–5.
20. Verma R.K., Mahesh N.S., Anwar M.I. Numerical Analysis of Powder Compaction to Obtain High Relative Density in '601AB' Aluminum Powder. *SasTech Journal*, 2012, vol. 11, is. 1, pp. 79–84.
21. Sevostianov I., Kachanov M. Nanoparticle reinforced materials: Effect of interphase layers on the overall properties. *International Journal of Solids and Structures*, 2007, vol. 44, is. 3–4, pp. 1304–1315. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2006.06.020.

Информация об авторах

Няфкин Андрей Николаевич, начальник участка, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Жабин Александр Николаевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Andrey N. Nyafkin, Head of production area, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander N. Zhabin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 12.05.2023; получена после доработки 13.11.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.01.2024.
The article was submitted 12.05.2023; received in revised form 13.11.2023; approved and accepted for publication after reviewing 19.01.2024.

Научная статья

УДК 661.177

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-76-90

ЗАРУБЕЖНЫЕ ГИДРОЖИДКОСТИ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В ГРАЖДАНСКОЙ АВИАЦИИ РФ

Л.С. Седова¹, А.М. Шестаков¹

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

Аннотация. Приведена информация о зарубежных гидрожидкостях, применяемых на территории Российской Федерации в гражданской авиации. Приведены свойства зарубежных гидрожидкостей: Skydrol LD-4, Skydrol 500B-4, HyJet-IV-A^{plus}, AeroShell Fluid 41, Mobil Aero HF, Hydraunycoil FH 51, ROYCO 756, Nycolube 934. Представлены сведения о российских аналогах: рабочих жидкостях 7-50C-3 и НГЖ-5У, маслах АМГ-10 и МГЕ-10А. Приведены характеристики отечественных гидрожидкостей в сравнении с импортными аналогами. Указана информация по имеющимся зарубежным патентным исследованиям.

Ключевые слова: гидравлическая система (гидросистема), гидравлическая жидкость, самолет, гидрожидкости Skydrol LD-4, HyJet-IV-A^{plus}, AeroShell Fluid 41, Mobil Aero HF, Hydraunycoil FH 51, ROYCO 756, Nycolube 934, рабочие жидкости НГЖ-5У и 7-50C-3, масло АМГ-10

Для цитирования: Седова Л.С., Шестаков А.М. Зарубежные гидрожидкости, применяемые в гражданской авиации РФ // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-76-90.

Scientific article

FOREIGN HYDROLIQUIDS, APPLIED IN CIVIL AVIATION OF THE RUSSIAN FEDERATION

L.S. Sedova¹, A.M. Shestakov¹

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

Abstract. Information on the foreign hydroliquids applied in the territory of the Russian Federation in civil aviation is provided. Properties of foreign hydroliquids are given: Skydrol LD-4, Skydrol 500B-4, Nyjet-IV-A^{plus}, AeroShell Fluid 41, Mobil Aero HF, Hydraunycoil FH 51, ROYCO 756, Nycolube 934. Data on the Russian analogs are provided: working fluids 7-50C-3 and NGZh-5U, oils AMG-10 and MGE-10A. Characteristics of domestic hydroliquids in comparison with import analogs are provided. Information on available foreign patent researches is specified.

Keywords: hydraulic system (hydrosystem), pressure fluid, airplane, hydroliquids Skydrol LD-4, HyJet-IV-A^{plus}, AeroShell Fluid 41, Mobil Aero HF, Hydraunycoil FH 51, ROYCO 756, Nycolube 934, liquids working NGZh-5U and 7-50C-3, AMG-10 oil

For citation: Sedova L.S., Shestakov A.M. Foreign hydroliquids, applied in civil aviation of the Russian Federation. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-76-90.

Введение

Развитие авиации характеризуется вводом в эксплуатацию широкофюзеляжных пассажирских самолетов типа аэробус, а также сверхзвуковых пассажирских самолетов. Тем самым увеличились скорости полета самолетов, что привело к существенному расширению сферы применения гидросистем на самолетах и ужесточению требований к гидросистемам и гидравлическим жидкостям [1–6]. К положительным качествам гидравлической системы относятся надежность работы, простота конструктивного и технологического решения силового привода, сравнительно малая плотность, плавность действия и т. д.

С помощью гидросистем обеспечивается работа различных систем самолетов – например, управление поперечным, продольным и путевым курсом самолета, выпуск закрылков, шасси, приведение в движение люков и створок, а также различных механизмов. От свойств рабочей жидкости зависит надежность работы системы самолета в целом, а также характер управления гидроагрегатами, устойчивость эксплуатационных характеристик гидрожидкостей. Гидравлическая жидкость – это один из главных конструктивных элементов гидравлической системы [7].

В данной статье приведены свойства зарубежных гидрожидкостей, разрешенных к применению на территории Российской Федерации в гражданской авиации, таких как HyJet-IV-A^{plus}, Mobil Aero HF, ROYCO 756, Skydrol LD-4, Nycolube 934, Skydrol 500B-4, AeroShell Fluid 41.

Из представленного списка жидкостей самыми используемыми являются Nycolube 934, Skydrol LD-4 и HyJet-IV-A^{plus}. Гидравлические жидкости Skydrol LD-4 и Skydrol 500B-4 производства фирмы Solutia Ins (США) применяются на территории РФ с 1984 г. Синтетическая гидравлическая жидкость Nycolube 934 производства фирмы NYCO (Франция) имеет допуск к применению с 1998 г. и выдерживает рабочие температуры от –60 до +200 °С. Огнестойкая гидравлическая жидкость HyJet-IV-A^{plus} производства компании ExxonMobil Aviation Lubricants (США) допущена к применению в 2003 г.

Все работы выполнены при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (далее – ВИАМ).

Требования к гидравлическим жидкостям

Предъявление определенных требований к гидрожидкостям обусловлено эксплуатационными условиями, в которых авиационная техника находится в воздушном пространстве, вследствие этого гидравлическая жидкость должна обеспечить бесперебойную работу гидросистемы при всех режимах полета в широком температурном интервале в течение длительного времени [8].

Характеристики вязкости. Гидрожидкость не должна значительно менять вязкость. Так, при понижении температуры до –60 °С вязкость жидкости сильно возрастает, производительность насоса существенно снижается, что вызывает замедление подъема и выпуска шасси. Основными требованиями к гидравлической жидкости являются технические характеристики для вязкости в диапазоне температур: при +70 °С – не менее 8 мм²/с, при –60 °С – не более 2000 мм²/с [8].

Стабильность против окисления. Содержащийся в воздухе кислород может вступать в химическую реакцию с одним из компонентов гидрожидкости, что приводит к ее окислению. В свою очередь продукты окисления вызовут коррозию металлических деталей. Одним из важных требований к гидрожидкости является устойчивость к воздействию окисления [9–14].

Огнестойкость. Одним из важных требований также является пожаробезопасность гидрожидкости. Возгорание может произойти как от прямого источника огня, так и от повышения температуры в результате ударов, трения и т. д. Существуют различные методы оценки – например, определение температур самовоспламенения, вспышки и воспламенения [7]. По существующим нормам безопасности температура вспышки, определяемая в открытом тигле, составляет не менее 160 °С.

Рабочий диапазон температур использования составляет от –60 до +200 °С.

Гидрожидкости должны быть неагрессивными и нетоксичными.

Распространенные гидравлические жидкости, используемые за рубежом

Рассмотрим характеристики гидрожидкостей на примере спецификаций MIL-H-5606G, MIL-H-83282 и MIL-H-87257, имеющих широкое применение в мире [15].

Гидрожидкость AeroShell Fluid 41 имеет спецификацию MIL-H-5606G и относится к минеральному типу масел; она совместима с гидрожидкостями типа AeroShell Fluid 4, 31, 51. Рабочий диапазон температур – от –54 до +90 °С, в герметичной системе – от –54 до +135 °С. Одобрена спецификацией DEF STAN 91-48 Grade Superclean и рекомендована к применению при производстве на территории Европы [16].

Гидравлическая жидкость по спецификации MIL-H-83282 разработана в 1960-х гг. как улучшенный вариант гидрожидкости AeroShell Fluid 41 по характеристике воспламеняемости. Жидкость на основе полиальфаолефина имеет высокую вязкость при низких температурах, что ухудшает работу гидросистемы. Рабочий диапазон температур – от –40 °С.

Жидкость AeroShell Fluid 41 продолжали улучшать по температурному диапазону эксплуатации. Гидрожидкость по спецификации MIL-H-87257 сохраняет текучесть при температуре –54 °С [17] и ранее была широко востребована.

Гидравлическая жидкость X/C 5606H (J) (официальный представитель – Phillips 66) имеет спецификацию MIL-H-5606H (J) и изготовлена на основе минеральных масел. Рабочий диапазон температур – от –54 до +90 °С, в негерметичной системе – от –54 до +135 °С. Отвечает экологическим требованиям для гидрожидкостей и соответствует стандартам для лабораторных испытаний [18].

Компания Eastmen Aviation Solutions выпускает гидрожидкости под маркой Skydrol™. В настоящее время имеются жидкости I, II, III, IV и V типов. Skydrol V является жидкостью нового поколения [19].

Компания ExxonMobil выпустила на рынок такие жидкости, как HyJet-IV-A, HyJet-IV-A^{plus} и HyJet-V. Последняя – это огнестойкая гидравлическая жидкость V типа с улучшенными характеристиками по показателю кинематической вязкости [20].

Гидравлические жидкости в российской авиации

В настоящее время в российской авиации широко используются следующие гидрожидкости: рабочие жидкости 7-50С-3 и ЛЗ-МГ-2, масло АМГ-10 и масло гидравлическое МГЕ-10А.

Разработчиком состава и технологии изготовления жидкости 7-50С-3 является предприятие ГОСНИИ ГА. В 1975 г. введен в действие ГОСТ 20734–75 на данный материал. Жидкость 7-50С-3 – смесь полисилоксановой жидкости и органического эфира с различными добавками, которая эксплуатируется при температурах от –60 до +200 °С. Выпускается на следующих предприятиях: ЗАО «Современные химические технологии» (ЗАО «Совхимтех»), АО «НПЦ Спецнефтьпродукт», ООО «Обнинскоргсинтез», ООО «Пластнефтехим» и ООО «Новочеркасский завод смазочных материалов» [21–23].

Масло АМГ-10 является совместным продуктом ГОСНИИ ГА (г. Москва) и ВНИИ НП (г. Москва). Миннефтехимпромом СССР был введен в действие ГОСТ 6794–75 на масло АМГ-10 с дальнейшими изменениями 1–5. С 2017 г. на материал действует ГОСТ 6794–2017 [24]. Масло АМГ-10 представляет собой смесь нефтяной фракции и присадок (антиокислительной, загущающей, противоизносной и т. д.). Температура эксплуатации – от –50 до +125 °С с перегревами до 150 °С. Выпуск масла АМГ-10 налажен на предприятиях ООО «НПП Квалитет», ООО «Полиэфир», АО «НПЦ Спецнефтьпродукт» и ООО «Пластнефтехим» [21, 23].

Масло гидравлическое МГЕ-10А разработано во ВНИИ НП (г. Москва) по ТУ 38.401-58-337–2003. Масло МГЕ-10А имеет загущенную нефтяную основу с добавками из противозадирных, противоизносных и антиокислительных присадок. Работает при температурах – от –55 до +100 °С. Выпуск масла гидравлического МГЕ-10А осуществляют на ООО «Обнинскоргсинтез», ООО «ЛЛК-Интернешнл», ООО «Полиэфир» и ООО «НПП Квалитет» [21, 23].

Рабочую жидкость ЛЗ-МГ-2 выпускают по ТУ 38.401-58-336–2003 (ВНИИ НП) и изготавливают из нефтяного сырья и дополнительных присадок. Режим эксплуатации – от –60 до +125 °С. Выпуск жидкости ЛЗ-МГ-2 налажен на ООО «Полиэфир» и «ЛЛК-Интернешнл» [21, 23].

Рабочая жидкость НГЖ-5У разработана во ВНИИ НП при непосредственном участии ВИАМ и достаточно продолжительное время выпускалась по ТУ 38.401-58-57–93. Рабочая жидкость содержит в составе эфиры фосфорной кислоты с улучшенными присадками, но на территории РФ данную жидкость не выпускают [21].

В табл. 1 приведены марки отечественных гидравлических жидкостей и зарубежные варианты гидрожидкостей, применяемые на территории РФ [21].

Таблица 1

Российские гидрожидкости и их зарубежные аналоги

Отечественные гидрожидкости	Зарубежные гидрожидкости
НГЖ-5У (ТУ 38.401-58-57–93)	Skydrol LD-4, Skydrol 500B-4, HyJet-IV-A ^{plus}
АМГ-10 (ГОСТ 6794–75)	AeroShell Fluid 41, Mobil Aero HF, Hydraunycoil FH 51, ROYCO 756
7-50С-3 (ГОСТ 20734–75)	Nycolube 934
МГЕ-10А (ТУ 38.101328–81)	Hydraunycoil FH 16
ЛЗ-МГ-2 (ТУ 38.101328–81)	Аналоги не указаны

Зарубежные гидрожидкости, применяемые на территории Российской Федерации в гражданской авиации

В данной работе приведены характеристики зарубежных гидрожидкостей, которые прошли испытания и одобрены к использованию на территории Российской Федерации.

Более подробно рассмотрены характеристики гидрожидкостей типа Skydrol LD-4 и HyJet-IV-A^{plus}, а также справочно приведена информация по остальным гидрожидкостям.

Гидравлические жидкости Skydrol 500B-4 и Skydrol LD-4

Огнестойкие гидравлические жидкости Skydrol LD-4 и Skydrol 500B-4 на основе эфиров фосфорной кислоты содержат присадки, улучшающие различные характеристики. Гидрожидкость Skydrol LD-4 – представитель IV поколения гидрожидкостей.

Гидрожидкость Skydrol LD-4 применяют без обновленного состава более 28 лет, она имеет высокие эксплуатационные характеристики, превосходную устойчивость к эрозии и является самой продаваемой в мире [19].

Гидравлические жидкости Skydrol 500B-4 и Skydrol LD-4 производства фирмы Solutia Ins допущены к применению на территории РФ в 1984 г. Жидкости модификации типа Skydrol окрашены в фиолетовый цвет, что является их отличительной чертой.

Испытания жидкостей проводили в ведущих организациях России по исследованию материалов для самолетостроения, таких как ВИАМ, ММКБ «Родина», завод «Рубин», ЦИАМ (г. Москва), НИИРП (Московская обл., Сергиево-Посадский округ) и т. д. Гидрожидкости Skydrol 500B-4 и Skydrol LD-4 являются аналогами отечественной гидравлической жидкости НГЖ-5У. Основные физические свойства гидрожидкостей Skydrol LD-4 и Skydrol 500B-4 представлены в табл. 2 [19].

Таблица 2

Физические свойства гидравлических жидкостей Skydrol LD-4 и Skydrol 500B-4

Показатель	Значения показателя для гидрожидкости	
	Skydrol LD-4	Skydrol 500B-4
Кинематическая вязкость (ASTM D445), мм ² /с, при температуре, °C:		
–54	1185	2765
38	11,42	11,51
99	3,93	3,78
Плотность при 25 °C (Eastman116-B), г/см ³	1,006	1,054
Относительная влажность (ASTM D1744), %	0,07	0,07
Кислотное число (ASTM D 974), (мг-КОН)/г	0,03	0,03
Теплота сгорания (ASTM D240), БТЕ/фунт	13 700	13 400
Температура самовоспламенения (ASTM D2155), °C	471	507
Температура воспламенения (ASTM D92), °C	171	182
Температура самовозгорания (ASTM D92), °C	182	210
Удельная теплоемкость при 38 °C (ASTM D2766), кал/(г·°C)	0,437	0,418
Удельная теплопроводность при 100 F (ASTM D2717), кал/(см·с·°C)	0,000326	0,000315

Жидкости Skydrol 500B-4 и Skydrol LD-4 используются на многих зарубежных авиалайнерах следующих зарубежных компаний: Boeing Coommercial Airplane Co BMS3-11, Airbus Industrie NSA307110, British Aerospace BAC M.333.B, Lockheed Aircraft Corp. LAC C-34-1224 и т. д. [19].

Огнестойкая гидравлическая жидкость HyJet-IV-A^{plus}

Гидравлическая жидкость HyJet-IV-A^{plus} – огнестойкая гидрожидкость на основе эфиров фосфорной кислоты, которая относится к IV типу гидравлических жидкостей; имеет низкую плотность и высокую температурную стабильность, обеспечивает высокоэффективную защиту от коррозии. Такая высокая стабильность означает отсутствие необходимости смены масла из-за ухудшения его качества, что в результате способствует снижению затрат на ремонт и техническое обслуживание системы. Сниженная плотность гидрожидкости означает уменьшение массы самолета и, следовательно, меньший расход топлива. Предотвращает коррозию, тем самым снижает риск повреждения гидросистемы.

Для получения разрешения на использование гидрожидкости HyJet-IV-A^{plus} испытания проводили в таких действующих организациях, как ВИАМ, завод «Рубин»,

ММКБ «Родина», НИИРП (Московская обл., Сергиево-Посадский округ), ЦИАМ (г. Москва). Гидрожидкость HyJet-IV-A^{plus} является эквивалентом российской гидрожидкости НГЖ-5У.

Основные физико-химические характеристики гидрожидкости HyJet-IV-A^{plus} следующие [25]:

Кинематическая вязкость (ASTM D445), мм ² /с, при температуре, F:	
+100	10,6
+210	3,6
–65	1320
Точка (температура) текучести (ASTM D97/ASTM D5950), F	–80
Кислотное число (ASTM D974), (мг·KOH)/г	0,04
Точка (температура) вспышки (ASTM D92), F	349
Температура воспламенения (ASTM D92), F	370
Температура самовоспламенения (ASTM D2155), F	800
Содержание воды (ASTM D6304), % (по массе)	0,1
Стабильность – вязкость при 40 °C (ASTM D5621), %	22
Плотность при 25 °C (ASTM D4052), г/см ³	0,996
Теплопроводность при 40 °C, кал/(см·с·K)	0,00033
Электропроводность при 20 °C (ASTM D2624), мСм/см	1,4
Удельная теплоемкость, кал/(г·K)	0,41

Гидравлическая жидкость HyJet-IV-A^{plus} применяется на самолетах фирм Airbus, Boeing, Lockheed (США) и т. д. Основным производителем и поставщиком данной жидкости является компания ExxonMobil Corporation. Жидкость удовлетворяет требованиям спецификации SAE AS 1241D и имеет одобрение по спецификациям фирмы Boeing (BMS 3-11P, Type IV и V) [25].

Приведем сравнение характеристик рабочей жидкости НГЖ-5У с гидрожидкостями Skydrol LD-4, Skydrol 500B-4 и HyJet-IV-A^{plus} в табл. 3.

Таблица 3

Сравнительные физико-химические характеристики рабочей жидкости НГЖ-5У с зарубежными аналогами

Характеристика	Значения характеристик для гидрожидкостей			
	НГЖ-5У	Skydrol LD-4	Skydrol 500B-4	HyJet-IV-A ^{plus}
Температура вспышки (воспламенения), °C	158	171	182	158 (349 F)
Температура самовоспламенения, °C	590	471 (471 F)	507 (507 F)	427 (800 F)
Кислотное число, (мг·KOH)/г	0,02	0,03	0,03	0,04
Плотность при 25 °C, г/см ³	–	1,009	1,057	0,996

Гидравлическая жидкость AeroShell Fluid 41

Жидкость AeroShell Fluid 41 – это минеральное гидравлическое масло, которое имеет высокий уровень чистоты и обладает улучшенными эксплуатационными свойствами; содержит присадки, обеспечивающие отличную текучесть при низких температурах, а также устойчивость к износу.

Производитель гидрожидкости AeroShell Fluid 41 – фирма Shell (Германия), она применяется на территории РФ с 1984 г. Рабочая температура в герметичных системах – от -54 до $+135$ °C [16].

Испытания гидравлической жидкости проводили в следующих организациях: ММКБ «Родина», НИИРП (Московская обл., Сергиево-Посадский округ), завод «Рубин» и ВИАМ. Жидкость AeroShell Fluid 41 смешивается с маслом АМГ-10 в любых соотношениях.

Типичные физико-химические характеристики гидрожидкости AeroShell Fluid 41 следующие [16]:

Кинематическая вязкость, мм ² /с, при температуре, °C:	
+100	5,3
+40	14,1
–40	491
–54	2300
Температура вспышки в закрытом тигле, °C	105
Температура самовоспламенения, °C	230
Относительная плотность при температуре 15,6 °C	0,87
Кислотное число, (мг·KOH)/г	0,01
Содержание воды, ppm	<100
Противоизносные свойства – диаметр следа износа, мм	0,95
Набухание эластомеров, %	25,4
Стабильность при низких температурах (–54 °C) – 72 ч	Выдерживает
Температура застывания, °C	–60

Гидравлическая жидкость AeroShell Fluid 41 соответствует спецификации MIL-PRF-5606H [16].

Гидравлическое масло Mobil Aero HF

Авиационное гидравлическое масло Mobil Aero HF представляет собой композицию на нефтяной основе с загущающей полимерной добавкой, ингибитором окисления, красителем и т. д.

Гидравлическое масло фирмы Mobil Aero HF (США) разрешено к применению в 1998 г. и может использоваться при температурах до -54 °C [26]. Российским аналогом жидкостей подобного типа является масло АМГ-10. Испытания проводились в научно-исследовательских центрах России. Основные характеристики масла Mobil Aero HF следующие [26]:

Кинематическая вязкость (ASTM D445), мм ² /с, при температуре, °C:	
+100	5,1
+40	13,8
–40	450
–54	1950
Точка (температура) текучести (ASTM D97), °C	–66
Кислотное число, (мг·KOH)/г	0,03
Температура вспышки (ASTM D93), °C	90
Плотность при 25 °C (ASTM D4052), г/см ³	0,881
Индекс вязкости (ASTM D2270)	370

Масло Mobil Aero HF соответствует спецификации MIL-PRF-5606.

Минеральная гидравлическая жидкость Hydraunycoil FH 51

Жидкость Hydraunycoil FH 51 – минеральная гидрожидкость, которая в основном применяется в гидросистемах самолетов и вертолетов. Возможно ее использование в пневмогидравлических агрегатах с большими степенями адиабатического сжатия.

Гидрожидкость Hydraunycoil 51 производства фирмы NYCO (Франция) используется на территории РФ с 1992 г. Диапазон рабочих температур: в закрытой системе – от –54 до +135 °С, в открытой системе – от –54 до +90 °С [27].

Испытания гидравлической жидкости Hydraunycoil FH 51 проводились в таких организациях, как ГосНИИ ГА, ВИАМ, завод «Рубин». Жидкость Hydraunycoil FH 51 является аналогом масла АМГ-10 и взаимозаменяема с ним.

Основные физические характеристики гидрожидкости Hydraunycoil FH 51 следующие [27]:

Кинематическая вязкость, мм ² /с, при температуре, °С:	
+100	5,39
+40	14,12
–40	444
–54	2012
Температура вспышки, °С	91
Испаряемость в течение 6 ч при температуре 71 °С, % (по массе)	16,2
Содержание воды, мг/кг	57
Точка (температура) текучести, °С	–69
Кислотное число, (мг·КОН)/г	0,04
Плотность при температуре 15 °С, г/см ³	0,874

Минеральная гидравлическая жидкость Hydraunycoil FH 51 соответствует спецификации MIL-PRF-5606 LIMT [27].

Масло ROYCO 756

Минеральное масло ROYCO 756 используется для реактивных турбовинтовых двигателей, является высоковязким маслом, способствует защите от коррозии и замедляет процесс износа деталей гидросистемы. Масло не агрессивно к металлам, сплавам и конструкционным материалам.

Гидрожидкость ROYCO 756 производит фирма Anderol (Нидерланды), ее испытания проведены с 2002 по 2003 г., но широкого распространения она не получила. Диапазон температур использования: в негерметичной системе – от –54 до +90 °С, в герметичной системе – от –54 до +135 °С [28]. Авиационное масло ROYCO 756 полностью совместимо с маслом АМГ-10, что подтверждено испытаниями, которые проводились в научно-исследовательских институтах России. Основные физические свойства масла ROYCO 756 следующие [28]:

Кинематическая вязкость, мм ² /с, при температуре, °С:	
+100	5,13
+40	13,9
–40	451
–54	1850
Точка (температура) вспышки в открытом тигле, °С	95

Температура застывания, °C	–70
Кислотное число, (мг·KOH)/г	0
Плотность при температуре 20 °C, г/см ³	0,88
Содержание воды, мг/кг	50
Испаряемость в течение 6 ч при температуре 160 °C, % (по массе)	13,6

Минеральное масло ROYCO 756 соответствует спецификации MIL-PRF-5606H.

Результаты сравнения свойств зарубежных гидрожидкостей со свойствами масла АМГ-10 приведены в табл. 4.

Таблица 4

Сравнительные физико-химические свойства гидрожидкостей

Свойства	Значения свойств для гидрожидкостей				
	Масло АМГ-10	AeroShell Fluid 41	Mobil Aero HF	Hydraunycoil FH 51	ROYCO 756
Температура вспышки, °C	96	105	90	91	95
Температура застывания, °C	–70	–60	–66	–69	–70
Кислотное число, (мг·KOH)/г	0,02	0,01	0,03	0,04	0
Плотность, г/см ³ , при температуре, °C					
20	0,85	–	–	–	0,88
15	–	0,870	–	0,874	–

Синтетическая жидкость Nycolube 934

Nycolube 934 – это синтетическая гидравлическая жидкость, которая состоит из смеси силиконовых жидкостей с эфирами, содержит в составе антиоксидантные, противоизносные присадки и присадки узкой направленности. Жидкость Nycolube 934 применяется для обеспечения работы амортизаторных стоек шасси.

Гидравлическую жидкость Nycolube 934 производит фирма NYCO (Франция). Работы с жидкостью проводились с 1998 г., она может использоваться в диапазоне температур от –60 до +200 °C [29]. Синтетическая жидкость Nycolube 934 является зарубежным аналогом рабочей жидкости 7-50C-3, их сравнительные испытания проводились в ВИАМ, ВНИИ НП и ЦИАМ. Описание свойств гидравлической жидкости Nycolube 934 и жидкости 7-50C-3 представлено в табл. 5 [29].

Таблица 5

Сравнительные свойства гидрожидкостей Nycolube 934 и 7-50C-3

Свойства	Значения свойств для гидрожидкостей	
	Nycolube 934	7-50C-3
Кинематическая вязкость, мм ² /с, при температуре, °C:		
200	2,2	1,3
20	23,6	22
–60	1500	4200
Точка (температура) вспышки в открытом тигле, °C	201	200
Температура застывания, °C	–73	–70
Плотность при температуре 20 °C, г/см ³	0,932	0,93–0,94
Кислотное число, (мг·KOH)/г	0,03	0,1
Содержание воды, мг/кг	90	–

Влияние специальных добавок на эксплуатационные характеристики

Вводимая в состав гидрожидкости эпоксидная присадка действует как акцептор кислоты и используется в качестве ингибитора гидролиза. Антиэрозионная присадка обеспечивает необходимый уровень удельной электрической проводимости. Антикоррозионная присадка гарантирует стабильность жидкости к гидролитической устойчивости. Загущающая присадка оказывает влияние на вязкость гидрожидкости. Стандартный набор присадок содержит антиокислители и ингибиторы коррозии меди, железа, красителя.

Разработка новых зарубежных аналогов гидрожидкостей для самолетов

В настоящее время самыми востребованными являются гидрожидкости, выпускаемые под марками Skydrol™ и HyJet™.

Компания Solutia Ins (США) выпустила на рынок обновленную жидкость под маркой Skydrol PE-5 на основе эфиров фосфорной кислоты с комплексом присадок. На ее применение получены допуски от таких производителей, как Boeing (кроме самолета B787), Airbus, ATR, Bombardier, Gulfstream и COMAC. Гидрожидкость отличается высокой надежностью, имеет продолжительный срок службы, малую плотность ($0,993 \text{ г/см}^3$) при температуре 25°C , что в свою очередь позволяет снизить затраты на топливо, жидкость остается подвижной даже при отрицательных температурах (-54°C) и содержит в своем составе присадки, придающие устойчивость к эрозии, одним из показателей которой является коэффициент объемной деформации. Сравнительные свойства гидрожидкостей Skydrol PE-5 и Skydrol LD-4 представлены в табл. 6 [19].

Таблица 6

Сравнительные свойства гидрожидкостей Skydrol PE-5 и Skydrol LD-4

Свойства	Значения свойств для гидрожидкостей	
	Skydrol PE-5	Skydrol LD-4
Плотность при температуре 25°C , г/см^3	0,993	1,006
Кинематическая вязкость при температуре -54°C , $\text{мм}^2/\text{с}$	1076	1185
Коэффициент объемной деформации, МПа	1620,2	1592,6

Компания ExxonMobil (США) выпустила на рынок жидкость пятого поколения HyJet™-V – это огнестойкая авиационная гидравлическая жидкость, содержащая в составе эфиры фосфатной кислоты с различными присадками – антикоррозионной, противоизносной, антипенной и т. д. [20].

Для сравнения рассмотрим ряд характеристик жидкостей HyJet™-V и HyJet-IV-A^{plus} (табл. 7).

Таблица 7

Сравнительные характеристики гидрожидкостей HyJet™-V и HyJet-IV-A^{plus}

Характеристика	Метод испытания	Значения характеристик для гидрожидкостей	
		HyJet™-V	HyJet-IV-A ^{plus}
Электропроводность при температуре 20°C , мкСм/см	ASTM D2624	0,4	1,4
Точка (температура) вспышки, $^\circ\text{F}$	ASTM D92	346	349
Содержание воды по Карлу Фишеру, % (по массе)	ASTM D6304	0,09	0,1

Одновременно с выпуском новых гидрожидкостей ведется и научно-исследовательская работа в области интеллектуальной собственности, направленная на поиск новых составов и улучшение рабочих характеристик. В патенте [30] указан состав гидрожидкости на основе углеводородного компонента, нафтенowego масла >5 % (по массе) и до 95 % (по массе) возобновляемого (переработанного) изопарафинового масла. Предполагаемая область использования – в качестве жидкости для автоматических трансмиссий и для амортизаторов для применения в Арктике.

В патенте [31] представлена гидрожидкость биологического происхождения на основе углеводородного базового масла с улучшенной гидролитической стабильностью.

В патенте [32] заявлено о стойкости гидравлического масла и авиационного топлива к растворителю. В составе гидрожидкости присутствует сера, содержатся форполимеры и растворитель, а также органические наполнители. Возможно применение в космической отрасли.

Заключения

Широко используемые гидрожидкости типа Skydrol™ и HyJet™ применяются с 1940 г. В дальнейшем эти гидрожидкости усовершенствовали по различным спецификациям – меняли компоненты составов и применяли передовые технологии. С годами изменилась самолетостроительная промышленность, возрос коммерческий интерес к охвату все большего сегмента рынка. Выпуск указанных гидрожидкостей налажен по всему миру.

Внедрение в производство абсолютно новых типов гидрожидкостей – это максимально дорогостоящая инвестиция для производителей, поэтому в мире практикуется улучшение свойств и качества уже существующих на рынке гидрожидкостей. Работы ведутся по всему миру, в России также разрабатывают новые составы и патентуют изобретения.

Кратко проанализируем основные свойства гидравлических жидкостей, которые применяются в настоящее время на территории РФ, таких как Skydrol LD-4, Nycolube 934 и HyJet-IV-A^{plus}, для выявления их достоинств и недостатков.

Достоинством жидкости марки Skydrol LD-4 перед другими рассматриваемыми ранее гидрожидкостями является малая плотность, однако имеющиеся характеристики у гидрожидкостей марок Skydrol 500B-4 и HyJet-IV-A^{plus}, такие как температуры вспышки, самовоспламенения, воспламенения и самовозгорания, превосходят показатели аналогичных характеристик для гидрожидкости Skydrol LD-4, что является в свою очередь таким же достоинством [19, 25].

Гидрожидкость марки Nycolube 934 в основном уступает отечественной жидкости марки 7-50С-3 по показателю кинематической вязкости, что формально можно отнести к ее недостаткам [29].

На отечественном рынке появился новый продукт – авиационное синтетическое гидравлическое масло марки АСГИМ [33], производство которого налажено в АО «НПЦ Спецнефтьпродукт». Масло АСГИМ поставляют таким промышленным предприятиям, как ПАО «Сухой», ПАО «Яковлев», ОАО «НПО Гидромаш» и т. д. В настоящее время ведутся работы по внедрению масла АСГИМ на российский рынок.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Всероссийскому институту авиационных материалов – 80 лет // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 6. С. 17–19.
2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 7–17.

3. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // Металлы Евразии. 2012. № 3. С. 10–15.
4. Бузник В.М., Каблов Е.Н. Состояние и перспективы арктического материаловедения // Вестник РАН. 2017. Т. 87. № 9. С. 827–839.
5. Каблов Е.Н. Роль химии в создании материалов нового поколения для сложных технических систем // Тез. докл. XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. Екатеринбург: УрО РАН, 2016. С. 25–26.
6. Бузник В.М., Каблов Е.Н. Технологии получения и адаптации материалов для применения в Арктике // Тез. докл. сателлитной конф. «V Междунар. конференция-школа по химической технологии» XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. Волгоград: ВолгГТУ, 2016. С. 9–10.
7. Сухотин А.М., Зотиков В.С., Казанкина А.Ф. и др. Негорючие теплоносители и гидравлические жидкости: справочное руководство. Л.: Химия, 1979. 235 с.
8. Коняев Е.А., Немчиков М.Л. Авиационные горюче-смазочные материалы: учеб. пособие. М.: МГТУ ГА, 2013. С. 75–79.
9. 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: 25.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
10. Тарасова П.Н., Слепцова С.А., Лаукканен С., Дьяконов А.А. Уплотнительные материалы на основе политетрафторэтилена для авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 27.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-51-64.
11. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
12. Ветрова Е.Ю., Щекин В.К., Курс М.Г. Сравнительная оценка методов определения коррозионной агрессивности атмосферы // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 1 (54). С. 74–81. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-74-81.
13. Лаптев А.Б., Барботько С.Л., Николаев Е.В. Основные направления исследований сохранения свойств материалов под воздействием климатических и эксплуатационных факторов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 547–561. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-547-561.
14. Виноградов С.С., Никифоров А.А., Демин С.А., Чесноков Д.В. Защита от коррозии углеродистых сталей // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 242–263. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-242-263.
15. MIL-PRF-87257B (SENSYN 87257) // Sentinel Canada. Industrial Chemicals and Lubricants: офиц. сайт. URL: <https://sentinelcanada.com/hydraulic-fluid/mil-prf-87257b/> (дата обращения: 20.11.2023).
16. Авиационный справочник AeroShell. Ed. 18. The AeroShell Book. Shell Aviation, 2003. P. 194–200.
17. What types of hydraulic fluids are used in aircraft? // Компания Brennaninc: офиц. сайт. URL: <https://blog.brennaninc.com/what-types-of-hydraulic-fluids-might-you-find-in-an-aircraft> (дата обращения: 30.08.2023).
18. Гидравлическая жидкость X/C 5606J Aviation // Компания «СанТрип»: офиц. сайт. URL: <https://us-packaging.ru/phillips66-aviation/catalog/gidravlicheskie-masla/gidravlicheskaya-zhidkost-x-c-5606j-aviation/?ysclid=lpay68fcj5586863736> (дата обращения: 21.11.2023).
19. Eastman aviation solutions // Eastman Chemical Company: офиц. сайт. URL: https://www.eastman.com/Literature_Center/A/AFRUS009.pdf (дата обращения: 21.11.2023).
20. Огнестойкая авиационная гидравлическая жидкость HyJet™ V // Exxon Mobil Corporation: офиц. сайт. URL: <https://www.exxonmobil.com/ru-ru/aviation/pds/gl-xx-hyjet-v> (дата обращения: 21.11.2023).

21. Седова Л.С., Долгова Е.В. Производство гидрожидкостей для авиационной техники в России (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 8 (114). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-65-76.
22. ГОСТ 20734–75. Жидкость рабочая 7-50С-3. Технические условия. М.: Издательство стандартов, 1975. 4 с.
23. МОП-1313500-01–2021. Межотраслевой ограничительный перечень топлив, масел, смазок, специальных жидкостей, консервационных материалов и присадок, разрешенных к применению в вооружении, военной и специальной технике. М.: 25 ГосНИИ Химмотологии Минобороны России, 2021. С. 46–50. URL: <https://ens.mil.ru/files/MOP-2021.pdf> (дата обращения: 25.09.2023).
24. ГОСТ 6794–2017. Масло АМГ-10. Технические условия. М.: Стандартинформ, 2019. 14 с.
25. Aviation lubricants, greases, fluids, oils & fuels // Exxon Mobil Corporation: офиц. сайт. URL: <https://www.exxonmobil.com/en/aviation/products-and-services/products/hyjet-iv-a-plus> (дата обращения: 21.11.2023).
26. Авиационная гидравлическая жидкость Mobil Aero HF: свойства и характеристики // Exxon Mobil Corporation: офиц. сайт. URL: https://www.mobil.com/en-us/aviation/pds/gl-xx-mobil-aero-hf-series?ad=semD&an=msn_s&am=modifiedbroad&q=mil+h+5606+hydraulic+fluid&o=29593&qsrc=999&l=sem&askid=22e4232a-71aa-4021-bc7d-7a040b240feb-0-ab_msm (дата обращения: 21.11.2023).
27. Технический паспорт на гидравлическую жидкость Hydraunycoil FH 51 // NYCO Company: офиц. сайт. URL: https://www.nyco-group.com/wp-content/uploads/TDS_Hydraunycoil_FH51RU_1E4.pdf (дата обращения: 21.11.2023).
28. Технический паспорт на минеральное масло ROYCO® 756 // Aircraft Spruce & Specialty Co. ANDEROL Inc. Specialty Lubricants. URL: <https://www.aircraftspruce.com/catalog/pdf/Royco756.pdf> (дата обращения: 21.11.2023).
29. Технический паспорт на гидравлическую жидкость Nycolube 934 // NYCO Company: офиц. сайт. URL: https://www.nyco-group.com/wp-content/uploads/TDS_Nycolube_NL934_1E2.pdf (дата обращения: 21.11.2023).
30. Hydraulic fluid composition: pat. US 11053448B2; appl. 21.12.17; publ. 06.07.21.
31. Hydraulic fluids from renewable isoparaffins: pat. WO 2015/192072 A1; appl. 12.06.15; publ. 17.12.15.
32. Hydraulic fluid and fuel resistant sealants: pat. US 20190010370 A1; appl. 07.07.17; publ. 10.01.19.
33. Масло авиационное синтетическое гидравлическое АСГИМ // Компания «СПЕЦНЕФТЬПРОДУКТ»: офиц. сайт. URL: <http://snp-gsm.ru/products/asgim/> (дата обращения: 11.09.2023).

References

1. Kablov E.N. All-Russian Institute of Aviation Materials is 80 years old. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2012, no. 6, pp. 17–19.
2. Kablov E.N. Strategical areas of developing materials and their processing technologies for the period up to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
3. Kablov E.N. Modern materials – the basis of innovative modernization of Russia. *Metally Evrazii*, 2012, no. 3, pp. 10–15.
4. Buznik V.M., Kablov E.N. State and prospects of Arctic materials science. *Vestnik RAN*, 2017, vol. 87, no. 9, pp. 827–839.
5. Kablov E.N. The role of chemistry in the creation of new generation materials for complex technical systems. *Reports of XX Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*. Ekaterinburg: UB of the RAS, 2016, pp. 25–26.
6. Buznik V.M., Kablov E.N. Technologies for obtaining and adapting materials for use in the Arctic. *Reports of satellite conference «V International Conference-School on Chemical Technology» of the XX Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*. Volgograd: VolgSTU, 2016, pp. 9–10.

7. Sukhotin A.M., Zotikov V.S., Kazankina A.F. et al. *Non-flammable coolants and hydraulic fluids: guide*. Leningrad: Khimiya, 1979, 235 p.
8. Konyaev E.A., Nemchikov M.L. *Aviation fuels and lubricants: textbook*. Moscow: MSTU GA, 2013, pp. 75–79.
9. Kablov E.N., Kuttyrev 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: September 25, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
10. Tarasova P.N., Sleptsova S.A., Laukkanen S., Dyakonov A.A. Sealing materials based on polytetrafluoroethylene for aviation products. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 27, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-51-64.
11. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
12. Vetrova E.Yu., Shchekin V.K., Kurs M.G. Comparative evaluation of methods for the determination of corrosion aggressivity of the atmosphere. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 74–81. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-74-81.
13. Laptev A.B., Barbotko S.L., Nikolaev E.V. The main research areas of the persistence properties of materials under the influence of climatic and operational factors. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 547–561. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-547-561.
14. Vinogradov S.S., Nikiforov A.A., Dyomin S.A., Chesnokov D.V. Protection against corrosion of carbon steel. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 242–263. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-242-263.
15. *MIL-PRF-87257B (SENSYN 87257)*. Available at: <https://sentinelcanada.com/hydraulic-fluid/mil-prf-87257b/> (accessed: November 20, 2023).
16. *Aviation reference book AeroShell*. Ed. 18. The AeroShell Book. Shell Aviation, 2003, pp. 194–200.
17. *What Types of Hydraulic Fluids are Used in Aircraft?* Available at: <https://blog.brennaninc.com/what-types-of-hydraulic-fluids-might-you-find-in-an-aircraft> (accessed: August 30, 2023).
18. *Hydraulic fluid X/C 5606J Aviation*. Available at: <https://us-packaging.ru/phillips66-aviation/catalog/gidravlicheskie-masla/gidravlicheskaya-zhidkost-x-c-5606j-aviation/?ysclid=lpay68fcj5586863736> (accessed: November 21, 2023).
19. *Eastman Aviation Solutions*. Available at: https://www.eastman.com/Literature_Center/A/AFRUS009.pdf (accessed: November 21, 2023).
20. *Fire-resistant aviation hydraulic fluid HyJet™ V*. Available at: <https://www.exxonmobil.com/ru-ru/aviation/pds/gl-xx-hyjet-v> (accessed: November 21, 2023).
21. Sedova L.S., Dolgova E.V. Production of hydroliquids for aviation engineering in Russia (review) // *Trudy VIAM*, 2022, no. 8 (114), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-65-76.
22. State Standard 20734–75. *Working fluid 7-50C-3. Technical conditions*. Moscow: Standards Publishing House, 1975, 4 p.
23. MOP-1313500-01–2021. *Interindustry restrictive list of fuels, oils, lubricants, special liquids, conservation materials and additives permitted for use in weapons, military and special equipment*. Moscow: 25 GosNII Khimmotologii of the Ministry of Defense of Russia, 2021, pp. 46–50. Available at: <https://ens.mil.ru/files/MOP-2021.pdf> (accessed: September 25, 2023).
24. State Standard 6794–2017. *AMG-10 oil. Technical conditions*. Moscow: Standartinform, 2019, 14 p.
25. *Aviation lubricants, greases, fluids, oils & fuels*. Available at: <https://www.exxonmobil.com/en/aviation/products-and-services/products/hyjet-iv-a-plus> (accessed: November 21, 2023).

26. *Mobil Aero HF aviation hydraulic fluid: properties and characteristics*. Available at: https://www.mobil.com/en-us/aviation/pds/gl-xx-mobil-aero-hf-series?ad=semD&an=msn_s&am=modifiedbroad&q=mil+h+5606+hydraulic+fluid&o=29593&qsrc=999&l=sem&askid=22e4232a-71aa-4021-bc7d-7a040b240feb-0-ab_msm (accessed: November 21, 2023).
27. *Technical data sheet for hydraulic fluid Hydraunycil FH 51*. Available at: https://www.nyco-group.com/wp-content/uploads/TDS_Hydraunycil_FH51RU_1E4.pdf (accessed: November 21, 2023).
28. *Technical data sheet for mineral oil ROYCO® 756*. Available at: <https://www.aircraftspruce.com/catalog/pdf/Royco756.pdf> (accessed: November 21, 2023).
29. *Technical data sheet for hydraulic fluid Nycolube 934*. Available at: https://www.nyco-group.com/wp-content/uploads/TDS_Nycolube_NL934_1E2.pdf (accessed: November 21, 2023).
30. *Hydraulic fluid composition*: pat. US 11053448B2; appl. 21.12.17; publ. 06.07.21.
31. *Hydraulic fluids from renewable isoparaffins*: pat. WO 2015/192072 A1; appl. 12.06.15; publ. 17.12.15.
32. *Hydraulic fluid and fuel resistant sealants*: pat. US 20190010370 A1; appl. 07.07.17; publ. 10.01.19.
33. *Aviation synthetic hydraulic oil ASGIM*. Available at: <http://snp-gsm.ru/products/asgim/> (accessed: September 11, 2023).

Информация об авторах

Седова Лариса Степановна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Шестаков Алексей Михайлович, ведущий научный сотрудник, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Alexey M. Shestakov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 21.12.2023; получена после доработки 19.02.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.02.2024.
The article was submitted 21.12.2023; received in revised form 19.02.2024; approved and accepted for publication after reviewing 19.02.2024.

Научная статья

УДК 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-91-100

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КЛЕЕВЫХ ПРЕПРЕГОВ

Часть 1. Углепластик марки ВКУ-59

А.И. Старков¹, А.Ю. Исаев¹, К.Е. Куцевич¹

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

Аннотация. Проведена комплексная оценка сохраняемости прочностных свойств углепластика марки ВКУ-59 при растяжении, сжатии, изгибе, межслойном сдвиге при температурах испытания -60 , $+20$, $+80$ и $+105$ °С в исходном состоянии и после климатических воздействий в камере тропического климата и тепловлажностного старения в течение 1 и 3 мес, а также теплового старения в течение 500 и 1000 ч. Изучено влияние микологической среды и технологических жидкостей на предел прочности углепластика при изгибе и сжатии. Для подтверждения жизнеспособности образцы углепластика ВКУ-59 после 3 мес хранения испытаны на растяжение и сжатие.

Ключевые слова: углепластик, клеевой препрег, клеевые соединения, прочность при растяжении, прочность при сжатии, прочность при изгибе, прочность при межслойном сдвиге, воздействие внешних факторов

Для цитирования: Старков А.И., Исаев А.Ю., Куцевич К.Е. Комплексная оценка воздействия эксплуатационных и климатических испытаний на изменение прочностных свойств полимерных композиционных материалов на основе клеевых препрегов. Часть 1. Углепластик марки ВКУ-59 // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-91-100.

Scientific article

COMPREHENSIVE ASSESSMENT OF THE IMPACT OF OPERATIONAL AND CLIMATIC TESTS ON THE CHANGE OF STRENGTH PROPERTIES OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS BASED ON ADHESIVE PREPREGS

Part 1. Carbon fiber-reinforced plastic VKU-59

A.I. Starkov¹, A.Yu. Isaev¹, K.E. Kutsevich¹

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 comprehensive assessment of the retention of strength properties of carbon fiber plastic of the VKU-59 brand under tension, compression, bending, interlayer shear at test temperatures of -60 , $+20$, $+80$ and $+105$ °C was carried out in the initial state and after climatic influences in a tropical climate chamber for 1 and 3 months, heat and humidity aging for 1 and 3 months, thermal aging for 500 and 1000 hours. The influence of the mycological environment and process fluids on the tensile strength of carbon fiber reinforced plastic in bending

and compression was studied. To confirm the viability, samples of VKU-59 carbon fiber plastic were tested in tension and compression after 3 months of storage.

Keywords: carbon fiber-reinforced plastic, adhesive prepreg, adhesive joints, tensile strength, compression strength, flexural strength, interlayer shear strength, influence of external factors

For citation: Starkov A.I., Isaev A.Yu., Kutsevich K.E. Comprehensive assessment of the impact of operational and climatic tests on the change of strength properties of polymer composite materials based on adhesive prepreps. Part 1. Carbon fiber-reinforced plastic VKU-59. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-91-100.

Введение

В условиях импортозамещения, а также для достижения весовой эффективности, обусловленной заменой традиционных металлических материалов на современные, разработчики авиационной техники все чаще обращаются к полимерным композиционным материалам (ПКМ) с заданным уровнем прочностных свойств. При оценке возможности эксплуатации ПКМ в авиационной технике предъявляют высокие требования как к комплексу прочностных свойств, так и к их сохраняемости при эксплуатации.

Существенное влияние на изменение эксплуатационных характеристик ПКМ оказывают климатические факторы (повышенные и пониженные температуры, высокая влажность и др.) и технические жидкости, которые при комплексном воздействии активируют старение, способствуют развитию физико-химических процессов в материалах и при эксплуатации изделий могут существенно снизить их прочностные свойства относительно исходных значений [1–3]. Особенно актуальна проблема сохраняемости свойств ПКМ при эксплуатации техники в районах с жесткими климатическими условиями, такими как тропический климат.

Проведение ускоренных климатических испытаний позволяет разработчику летной техники в полной мере оценить стойкость применяемых материалов к воздействию факторов окружающей среды в процессе эксплуатации и таким образом определить запас прочности и ресурсность изготовленных из них изделий [4–6].

Цель исследований – установление сохраняемости прочностных свойств углепластика марки ВКУ-59 на основе клеевого препрега марки КМКУ при растяжении, сжатии, изгибе, межслойном сдвиге при температурах испытания –60, +20, +80 и +105 °С в исходном состоянии и после климатических воздействий, таких как экспозиция в камере тропического климата и тепловлажностное старение в течение 1 и 3 мес, тепловое старение в течение 500 и 1000 ч, а также воздействия микологической среды и технических жидкостей (вода, влага, масло ИПМ-10 и топливо ТС-1) [7, 8]

По результатам испытаний на углепластик ВКУ-59 оформлен паспорт № 1994. Организован серийный выпуск разработанного углепластика на сертифицированном производстве в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1, 2].

Материалы и методы

Объектом исследования является углепластик марки ВКУ-59 на основе клеевого препрега (ТУ 1-595-11-1775–2018), разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Препрег представляет собой углеродный жгутовый наполнитель, пропитанный эпоксидным клеевым связующим пониженной горючести марки ВСК-14-6 с теплоустойчивостью 80 °С. Углепластик марки ВКУ-59 является аналогом углепластика марки HexPly M56/40%/193PW/AS4-3K фирмы Hexcel (США) [9–11].

Свойства углепластика марки ВКУ-59 на основе клеевого препрега исследовали на образцах, изготовленных методом автоклавного формования [7–9]. Для оценки изменения свойств после воздействия климатических факторов исследована прочность образцов углепластика с незащищенными торцами при изгибе и сжатии [12–22].

Прочность и модуль упругости при растяжении определяли в соответствии с ГОСТ Р 56785–2015. Метод испытания заключается в растяжении образца ПКМ с постоянной скоростью нагружения или деформирования до разрыва.

Испытания при сжатии проводили согласно ГОСТ 33519–2015. Образец ПКМ в виде полосы прямоугольного сечения устанавливали в специализированную оснастку, которую помещали между захватами испытательной машины, и прикладывали сжимающую нагрузку.

Прочность и модуль упругости при статическом изгибе определяли в соответствии с ГОСТ 56810–2015. Сущность метода заключается в изгибе плоского образца ПКМ прямоугольного сечения, свободно лежащего на двух опорах, с постоянной скоростью нагружения до разрушения или до момента, когда деформация растяжения на внешней поверхности достигнет предварительно заданного значения.

Испытания прочности при межслойном сдвиге проводили согласно ГОСТ Р 32659–2014. К середине образца ПКМ, свободно лежащего на двух опорах, прикладывали нагрузку до момента разрушения, вызванного межслойным сдвигом.

Тепловлажностное старение проводили в соответствии с ГОСТ Р 56762–2015 (метод В). Образцы кондиционировали при влажности, отличной от влажности окружающей среды, при заранее указанном постоянстве условий до начала других типов испытаний.

Тепловое старение проводили согласно ГОСТ 9.707–81. Сущность метода заключается в проведении ускоренных испытаний материалов, деталей и узлов на стойкость к старению при воздействии температуры и влажности, установлении изменения прочностных свойств при старении.

Грибостойкость исследовали согласно ГОСТ 9.049–91. Материалы, зараженные спорами грибов, выдерживали в условиях, оптимальных для их развития.

Стойкость к воздействию химических сред определяли в соответствии с ГОСТ 12020–2018. Сущность метода заключается в определении изменений характеристик образцов ПКМ в ненапряженном состоянии после выдержки в жидких химических средах.

Результаты и обсуждение

Испытания образцов углепластика при различном воздействии всесторонне характеризуют материал и отражают работу матрицы и наполнителя при нагрузках на растяжение и сжатие, а также их совместную работу при нагрузках на изгиб и межслойный сдвиг.

Для определения эксплуатационной стойкости образцы углепластика ВКУ-59 исследованы в исходном состоянии, при прогнозируемой рабочей температуре и температуре, превышающей температуру эксплуатации на 25 °С (табл. 1). Это позволяет выявить запас прочности материала.

Таблица 1

Механические свойства образцов углепластика марки ВКУ-59 при растяжении, сжатии, изгибе и межслойном сдвиге в диапазоне температур от –60 до +105 °С

Свойства	Схема армирования	Средние значения свойств при температуре испытания, °С			
		–60	20	80	105
Предел прочности при растяжении, МПа	[0] ₈	2536	2510	2327	2146
	[0/–45/90/+45] _{4s}	882	778	720	690
Модуль упругости при растяжении, ГПа	[0] ₈	117	119	112	108
	[0/–45/90/+45] _{4s}	45,0	38,3	34,9	33,6
Предел прочности при сжатии, МПа	[0] ₈	1060	1027	825	443
	[0/–45/90/+45] _{4s}	461	427	339	248
Модуль упругости при сжатии, ГПа	[0] ₈	114	127	115	84
	[0/–45/90/+45] _{4s}	43,2	44,4	41,2	37,0
Предел прочности при поперечном изгибе, МПа	[0] ₈	2045	1824	1180	692
	[0/–45/90/+45] _{4s}	–	884	614	–
Модуль упругости при поперечном изгибе, ГПа	[0] ₈	93	120	101	70
	[0/–45/90/+45] _{4s}	–	43,4	37,4	–
Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа	[0] ₈	105	80	55	31

По результатам анализа полученных данных (табл. 2) можно констатировать, что уровень упруго-прочностных свойств относительно значений при температуре 20 °С для углепластиков со схемами армирования [0]₈ и [0/–45/90/+45]_{4s} в зависимости от вида испытания при температуре 80 °С составляет 64,7–92,7 и 69,5–92,5 %; при –60 °С: 101,0–131,3 и 107,9–113,4 %; при 105 °С: 37,9–85,5 и 58,1–88,7 % соответственно. Данные, полученные при температуре испытания 105 °С, превышающей температуру эксплуатации на 25 °С, подтверждают запас прочности углепластика марки ВКУ-59.

Таблица 2

Уровень механических свойств образцов углепластика марки ВКУ-59 в диапазоне температур от –60 до +105 °С относительно значений, полученных при температуре испытания 20 °С (средние значения)

Предел прочности	Схема армирования	Уровень предела прочности при температуре испытания, °С, относительно значений при 20 °С, %		
		–60	80	105
При растяжении	[0] ₈	101,0	92,7	85,5
	[0/–45/90/+45] _{4s}	113,4	92,5	88,7
При сжатии	[0] ₈	103,2	80,3	43,1
	[0/–45/90/+45] _{4s}	107,9	79,4	58,1
При поперечном изгибе	[0] ₈	112,1	64,7	37,9
	[0/–45/90/+45] _{4s}	–	69,5	–
При межслойном сдвиге	[0] ₈	131,3	68,8	38,8

Результаты испытаний углепластика марки ВКУ-59 после экспозиции в камере тропического климата и тепловлажностного старения в течение 1 и 3 мес, теплового старения в течение 500 и 1000 ч, а также воздействия микологической среды и технических жидкостей (вода, влага, масло ИПМ-10 и топливо ТС-1) в исходном состоянии и при повышенной температуре приведены на рис. 1.

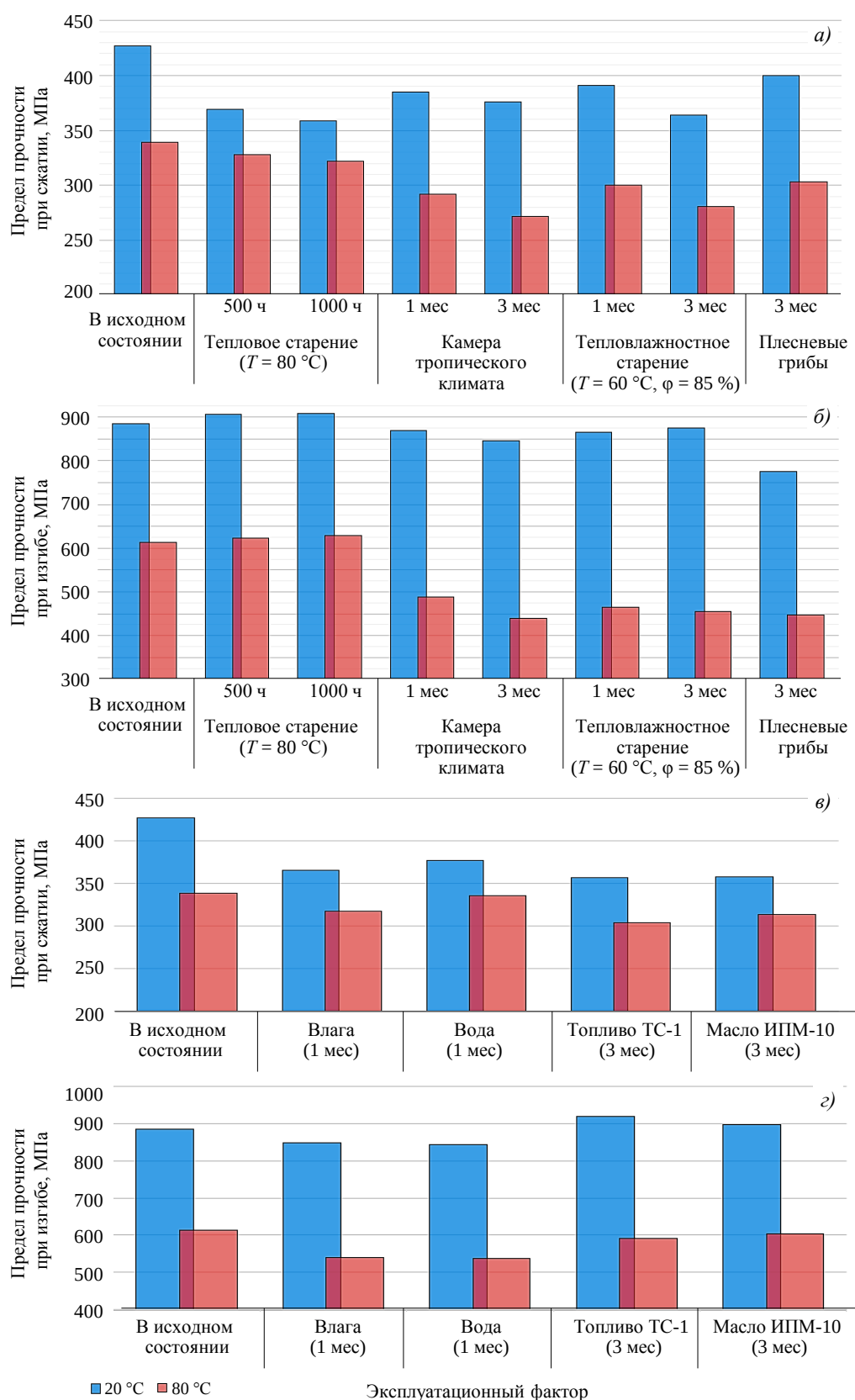


Рис. 1. Изменение свойств образцов углепластика с незащищенными торцами марки ВКУ-59 со схемой армирования $[0/-45/90/+45]_{45}$ при сжатии (а, в) и изгибе (б, г) после воздействия климатических факторов (а, б) и экспозиции в технических жидкостях (в, г)

Как видно из данных, представленных в табл. 3, углепластик марки ВКУ-59 со схемой армирования $[0/-45/90/+45]_{4s}$ после воздействия внешних факторов демонстрирует высокий уровень сохранения упруго-прочностных свойств при изгибе и сжатии. Уровень сохранения свойств относительно исходных значений при сжатии при температуре испытаний 20 °С находится в интервале от 83,6 до 93,7 %, при 80 °С – от 80,2 до 99,1 %; при изгибе при 20 °С – от 87,8 до 103,8 %, при 80 °С – от 71,5 до 102,3 %. Высокий уровень сохранения упруго-прочностных свойств, в том числе при повышенной температуре, свидетельствует о стойкости углепластика марки ВКУ-59 к воздействию факторов внешней среды и технических жидкостей, таких как вода, влага, топливо ТС-1 и масло ИПМ-10.

Таблица 3

Уровень механических свойств образцов углепластика марки ВКУ-59 со схемой армирования $[0/-45/90/+45]_{4s}$ после воздействия климатических факторов и технических жидкостей относительно значений для образцов в исходном состоянии (средние значения)

Предел прочности	Фактор воздействия	Время воздействия	Уровень предела прочности при температуре испытания, °С, относительно значений для образцов в исходном состоянии, %	
			20	80
При сжатии	Тепловое старение ($T = 80\text{ °C}$)	500 ч	86,4	96,7
		1000 ч	84,1	95,0
	Камера тропического климата	1 мес	90,2	86,1
		3 мес	88,0	80,2
	Тепловлажностное старение ($T = 60\text{ °C}$, $\phi = 85\%$)	1 мес	91,6	88,5
		3 мес	85,2	82,9
	Плесневые грибы	3 мес	93,7	89,4
	Вода	1 мес	88,3	99,1
	Влага ($T = 20 \pm 2\text{ °C}$, $\phi = 98\%$)	1 мес	85,7	93,8
	Топливо ТС-1	3 мес	83,6	89,7
	Масло ИПМ-10	3 мес	83,8	92,6
При поперечном изгибе	Тепловое старение ($T = 80\text{ °C}$)	500 ч	102,5	101,3
		1000 ч	102,7	102,3
	Камера тропического климата	1 мес	98,2	79,6
		3 мес	95,7	71,5
	Тепловлажностное старение ($T = 60\text{ °C}$, $\phi = 85\%$)	1 мес	97,7	75,7
		3 мес	98,9	74,3
	Плесневые грибы	3 мес	87,8	73,0
	Вода	1 мес	95,5	87,6
	Влага ($T = 20 \pm 2\text{ °C}$, $\phi = 98\%$)	1 мес	95,9	87,9
	Топливо ТС-1	3 мес	103,8	96,1
	Масло ИПМ-10	3 мес	101,6	98,4

Определена жизнеспособность клеевого препрега углепластика марки ВКУ-59 после 3 мес хранения при температуре от 8 до 25 °С (рис. 2). Образцы для проведения испытаний на растяжение и сжатие изготовлены методом автоклавного формования.

Показано, что уровень предела прочности при растяжении и сжатии для углепластика, изготовленного из препрега после хранения, составил 94,1–95,9 % от исходных значений. Таким образом, можно заключить, что жизнеспособность клеевого препрега углепластика ВКУ-59 составляет не менее 3 мес при температуре от 8 до 25 °С. Важно отметить, что жизнеспособность зарубежного аналога – препрега марки

HexPly M56/40%/193PW/AS4-3K фирмы Hexcel (США) – составляет 1 мес, данные о свойствах препрега после 3 мес хранения в открытых источниках отсутствуют [25, 26]. Можно предположить, что уровень сохранения свойств углепластика марки ВКУ-59 через 1 мес составит >96 % от исходного значения.

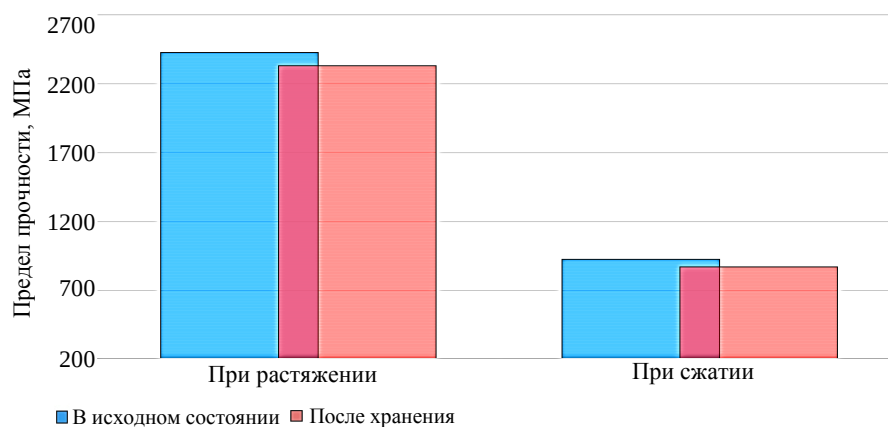


Рис. 2. Предел прочности при растяжении и сжатии при температуре 20 °С для углепластика марки ВКУ-59, изготовленного из клеевого препрега в исходном состоянии и после хранения в течение 3 мес при температуре от 8 до 25 °С

Заключения

Испытания углепластика марки ВКУ-59 на основе клеевого препрега показали высокую сохраняемость прочностных свойств при температурах испытаний –60, +80 и +105 °С.

Продemonстрирован высокий уровень сохранения упруго-прочностных свойств углепластика при сжатии и изгибе при температурах испытаний 20 и 80 °С после воздействия факторов внешней среды и технических жидкостей, таких как вода, влага, топливо ТС-1 и масло ИПМ-10.

Клеевое эпоксидное связующее марки ВСК-14-6 образует при отверждении полимерную матрицу с высоким уровнем прочностных свойств и пониженной горючестью. Низкая температура отверждения связующего (за счет наличия латентного отвердителя аминного типа с катализаторами отверждения) сочетается с высокой жизнеспособностью препрега. Это обеспечивает препрегам, в составе которых используется углеродный наполнитель и данное связующее, срок хранения при температуре от 0 до 8 °С не менее 6 мес.

Подтверждена жизнеспособность клеевого препрега углепластика ВКУ-59 после 3 мес хранения при температуре от 8 до 25 °С. Показано сохранение предела прочности при растяжении и сжатии на уровне 94,1–95,9 % от исходных значений.

Разработанный материал может эксплуатироваться в интервале температур от –60 до +80 °С и позволяет реализовать комплекс физико-механических характеристик с высоким уровнем сохранения прочностных свойств, в том числе после воздействия внешних факторов, имитирующих эксплуатационные.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
3. Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд., перераб. и доп. М.: ВИАМ, 2019. Т. 10: Клеи, герметики, резины, гидрожидкости, ч. 1: Клеи, клеевые препреги. 276 с.
4. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
5. Сатдинов Р.А., Вешкин Е.А., Постнов В.И. Оценка воздействия климатических факторов на эксплуатационные свойства стеклопластика марки ВПС-42П/Т-64 // Труды ВИАМ. 2020. № 10 (92). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-21-29.
6. Гуляев И.Н., Зеленина И.В., Велевин Е.О., Хасков М.А. Влияние климатического старения на свойства высокотемпературных углепластиков // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-39-51.
7. Борщев А.В., Гусев Ю.А. Полимерные композиционные материалы в автомобильной промышленности // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S2. С. 34–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s2-34-38.
8. 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.
9. Мишкин С.И. Применение углепластиков в конструкциях беспилотных аппаратов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 5 (111). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-87-95.
10. Мишкин С.И., Жакова Л.С., Клименко О.Н., Васильчук Е.А. Исследование влияния содержания связующего в углепластиках на их механические свойства // Труды ВИАМ. 2023. № 2 (120). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.
11. Малаховский С.С., Панафидникова А.Н., Костромина Н.В., Осипчик В.С. Углепластики в современном мире: их свойства и применения // Успехи в химии и химической технологии. ТОМ XXXIII. 2019. № 6. С. 62–64.
12. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Экспериментальное исследование по оценке адгезионной прочности «волокно–матрица» в углепластиках на основе эпоксидного связующего, модифицированного полисульфоном // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 4 (57). С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.
13. Вешкин Е.А., Старцев В.О., Постнов В.И., Баранников А.А. Климатические воздействия как оценка ремонтпригодности изделий из углепластика // Труды ВИАМ. 2019. № 8 (80). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-98-108.
14. Старков А.И., Куцевич К.Е., Петрова А.П., Антюфеева Н.В. К вопросу о выборе температурно-временного режима отверждения препрега углепластика КМКУ-6.80.СУТ49(S) на основе клеевого связующего пониженной горючести // Труды ВИАМ. 2023. № 3 (121). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-29-38.
15. Дементьева Л.А., Лукина Н.Ф., Сереженков А.А., Куцевич К.Е. Основные свойства и назначение ПКМ на основе клеевых препрегов // Тез. докл. XIX Междунар. науч.-техн. конф. «Конструкции и технология получения изделий из неметаллических материалов». Обнинск: ОНПП «Технология», 2010. С. 11–12.
16. Петрова А.П., Малышева Г.В. Клеи, клеевые связующие и клеевые препреги: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2017. 472 с.
17. Перов Н.С. Конструирование полимерных материалов на молекулярных принципах. II. Молекулярная подвижность в сложных сшитых системах // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 4 (49). С. 30–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-30-36.

18. Лаптев А.Б., Барботько С.Л., Николаев Е.В. Основные направления исследований сохраняемости свойств материалов под воздействием климатических и эксплуатационных факторов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 547–561. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-547-561.
19. Куцевич К.Е., Тюменева Т.Ю., Петрова А.П. Влияние наполнителей на свойства клеевых препрегов и ПКМ на их основе // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 4 (49). С. 51–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-51-55.
20. Исаев А.Ю., Рубцова Е.В., Котова Е.В., Сутягин М.Н. Исследование свойств клеев и клеевых связующих, изготовленных с использованием современной отечественной компонентной базы // *Труды ВИАМ*. 2021. № 3 (97). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-58-67.
21. Лукина Н.Ф., Петрова А.П., Мухаметов Р.Р., Когтенков А.С. Новые разработки в области клеящих материалов авиационного назначения // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 452–459. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-s-452-459.
22. Малышева Г.В., Гращенков Д.В., Гузева Т.А. Оценка технологичности использования клеев и клеевых препрегов при изготовлении трехслойных панелей // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 4 (53). С. 26–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-26-30.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
3. *Aviation materials*: reference book in 13 vols. Ed. E.N. Kablov. 7th ed., proc. and add. Moscow: VIAM, 2019, vol. 10: Adhesives, sealants, rubbers, hydraulic fluids, part 1: Adhesives, adhesive prepregs. 276 p.
4. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatic influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
5. Satdinov R.A., Veshkin E.A., Postnov V.I. Assessment of the impact of climatic factors on the performance properties of fiberglass VPS-42P/T-64. *Trudy VIAM*, 2020, no. 10 (92), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-21-29.
6. Gulyaev I.N., Zelenina I.V., Valevin E.O., Khaskov M.A. Influence of climatic ageing on the properties of high-temperature carbon fiber reinforced plastics. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-39-51.
7. Borshchev A.V., Gusev Yu.A. Polymer composite materials in automotive industry. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S2, pp. 34–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s2-34-38.
8. Dementeva L.A., Serezhenkov A.A., Lukina N.F., Kutsevich K.E. Adhesive prepregs and layered materials on their basis. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. 2, pp. 19–21.
9. Mishkin S.I. Application of carbon fiber plastics in constructions of pilotless devices (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-87-95.
10. Mishkin S.I., Zhakova L.S., Klimenko O.N., Vasilchuk E.A. Research of influence of the contents resin in CFRP on their mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.
11. Malakhovsky S.S., Panafidnikova A.N., Kostromina N.V., Osipchik V.S. Carbon plastics in the modern world: their properties and applications. *Uspekhi v khimii i khimicheskoy tekhnologii*, vol. XXXIII, 2019, no. 6, pp. 62–64.

12. Gulyaev A.I., Medvedev P.N., Sbitneva S.V., Petrov A.A. Experimental research of «fiber-matrix» adhesion strength in carbon fiber epoxy/polysulphone composite. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.
13. Veshkin E.A., Startsev V.O., Postnov V.I., Barannikov A.A. The climate impacts as the assessment of maintainability of products from carbon fiber. *Trudy VIAM*, 2019, no. 8 (80), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-98-108.
14. Starkov A.I., Kutsevich K.E., Petrova A.P., Antyufeyeva N.V. Development of temperature and time curing regime for prepregs based on adhesive binder with reduced flammability. *Trudy VIAM*, 2023, no. 3 (121), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-29-38.
15. Dementyeva L.A., Lukina N.F., Serezhenkov A.A., Kutsevich K.E. Basic properties and purpose of PCM based on adhesive prepregs. *Reports XIX Int. sci.-tech. conf. «Designs and technology for producing products from non-metallic materials»*. Obninsk: ONPP «Technology», 2010, pp. 11–12.
16. Petrova A.P., Malysheva G.V. *Adhesives, adhesive binders and adhesive prepregs*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2017, 472 p.
17. Perov N.S. Design of polymeric materials on the molecular principles. II. The molecular mobility in the cross-linked complex systems. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 4 (49), pp. 30–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-30-36.
18. Laptev A.B., Barbotko S.L., Nikolaev E.V. The main research areas of the persistence properties of materials under the influence of climatic and operational factors. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 547–561. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-547-561.
19. Kutsevich K.E., Tyumeneyeva T.Yu., Petrova A.P. Influence of fillers on properties of adhesive prepregs and PCM on their basis. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 4 (49), pp. 51–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-51-55.
20. Isaev A.Yu., Rubtsova E.V., Kotova E.V., Sutyagin M.N. Research of properties of glues and glue binding, made with use of modern domestic component base. *Trudy VIAM*, 2021, no. 3 (97), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 18, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-58-67.
21. Lukina N.F., Petrova A.P., Muhametov R.R., Kogtyonkov A.S. New developments in the field of adhesive aviation materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 452–459. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-s-452-459.
22. Malysheva G.V., Grashchenkov D.V., Guzeva T.A. Evaluation of technological use efficiency of adhesives and glue prepregs in the manufacture of three-layer panels. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 26–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-26-30.

Информация об авторах

Старков Алексей Игоревич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Исаев Алексей Юрьевич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Куцевич Кирилл Евгеньевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Alexey Yu. Isaev, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Kirill E. Kutsevich, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 28.12.2023; получена после доработки 07.03.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 07.03.2024.
The article was submitted 28.12.2023; received in revised form 07.03.2024; approved and accepted for publication after reviewing 07.03.2024.

Научная статья

УДК 666.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-101-116

**РЕАЛИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ХИМИЧЕСКОГО ГАЗОФАЗНОГО
ОСАЖДЕНИЯ КАРБИДА КРЕМНИЯ В ЭЛЕКТРОНИКЕ. Часть 1***Д.В. Сидоров¹, А.А. Грунин¹, А.А. Шавнев¹*

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

Аннотация. Представлены сравнительные характеристики современных полупроводниковых материалов, основные электрофизические свойства политипов карбида кремния, возможности использования полупроводников карбида кремния в микроэлектронных устройствах. Рассмотрены наиболее распространенные способы получения кристаллов карбида кремния: выращивание из расплава, сублимация и химическое газофазное осаждение.

Ключевые слова: карбид кремния, электроника, полупроводник, химическое газофазное осаждение, способы выращивания кристаллов, эпитаксия

Для цитирования: Сидоров Д.В., Грунин А.А., Шавнев А.А. Реализация технологии химического газофазного осаждения карбида кремния в электронике. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-101-116.

Scientific article

**IMPLEMENTATION OF TECHNOLOGY FOR CHEMICAL VAPOR
DEPOSITION OF SILICON CARBIDE IN ELECTRONICS. Part 1***D.V. Sidorov¹, A.A. Grunin¹, A.A. Schavnev¹*

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 comparative characteristics of modern semiconductor materials, the basic electrophysical properties of the applied silicon carbide polytypes, and the possibilities of using silicon carbide semiconductors in microelectronic devices are presented. The most common methods for producing silicon carbide crystals are considered, which are growing crystals from a melt, sublimation and chemical vapor deposition.

Keywords: silicon carbide, electronics, semiconductor, chemical vapor deposition, methods of growing crystals, epitaxy

For citation: Sidorov D.V., Grunin A.A., Schavnev A.A. Implementation of technology for chemical vapor deposition of silicon carbide in electronics. Part 1. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-101-116.

Введение

Развитие новых научных направлений возможно благодаря постоянному накоплению знаний о предмете исследования, доскональному пониманию его свойств, физических и химических процессов, структурных преобразований [1–3]. Разработка метода Ачесона послужила началом активного применения синтетического карбида кремния в

виде абразивного материала в промышленности. В природе карбид кремния распространен в незначительных количествах в месторождениях кимберлита и корунда, а также встречается в некоторых метеоритах (Каньон Дьябло, Мурчисонский).

Исследование электропроводности подтвердило наличие полупроводниковых свойств карбида кремния. Однако высокая химическая и физическая стойкость ограничивает применение карбида кремния для изготовления компонентов микроэлектроники, а также усложняет химическую и механическую обработку кристаллов. Поэтому, несмотря на уникальные свойства, систематические исследования SiC как материала для электронных устройств проведены относительно недавно, после успешного решения технологических проблем путем совершенствования имеющихся методов и разработки новых технологических приемов для карбидокремниевых материалов.

Наиболее интенсивно такие разработки проводили в США и Японии, результатом стал коммерческий выпуск полупроводниковых устройств на основе карбида кремния. Одними из первых устройств были корректоры коэффициента мощности с использованием SiC-диодов Шоттки. Затем SiC-диоды и полевые транзисторы начали применять в индустрии инверторов, преобразователей напряжения и зарядных устройств [4, 5]. Важными преимуществами карбида кремния являются высокие уровни рабочей температуры, электрического поля пробоя, теплопроводности и скорости дрейфа электронов, а также возможность контролируемого допирования *n*- и *p*-элементов [6].

Цель данной работы – обобщение информации о применении в микроэлектронике, способах получения и дефектах структуры кристаллической решетки карбида кремния.

Сравнительные характеристики карбида кремния

В настоящее время карбид кремния является перспективным полупроводником для современных силовых устройств, высокотемпературной и радиационно-стойкой электроники [7, 8]. По сравнению с традиционно используемыми в микроэлектронике материалами (кремний, арсенид галлия, нитрид галлия) карбид кремния обладает рядом преимуществ (табл. 1).

Таблица 1

Свойства основных полупроводниковых материалов

Свойства	Значения свойств для полупроводниковых материалов			
	Si	GaAs	GaN	SiC
Ширина запрещенной зоны, эВ	1,12	1,40	3,37	3,28
Максимальная рабочая температура, К	600	760	400	1200
Температура плавления, К	1690	1510	2500	2830
Подвижность электронов, см ² /(В·с)	1350	8500	900	1000
Теплопроводность, Вт/(см·К)	1,5	0,5	2,5	4,5
Электрическая постоянная	11,8	12,8	11,1	10,0
Поле пробоя, МВ/см	0,3	0,4	3,3	3,0
Скорость дрейфа электронов, ·10 ⁷ см/с	1,0	1,2	2,5	2,0

Сравнение основных свойств полупроводниковых материалов показано на рис. 1. Полупроводники SiC и GaN выгодно отличаются от других материалов. Оба полупроводника имеют почти одинаковые значения ширины запрещенной зоны и поля пробоя, однако устройства на основе GaN демонстрируют меньшую производительность и надежность.

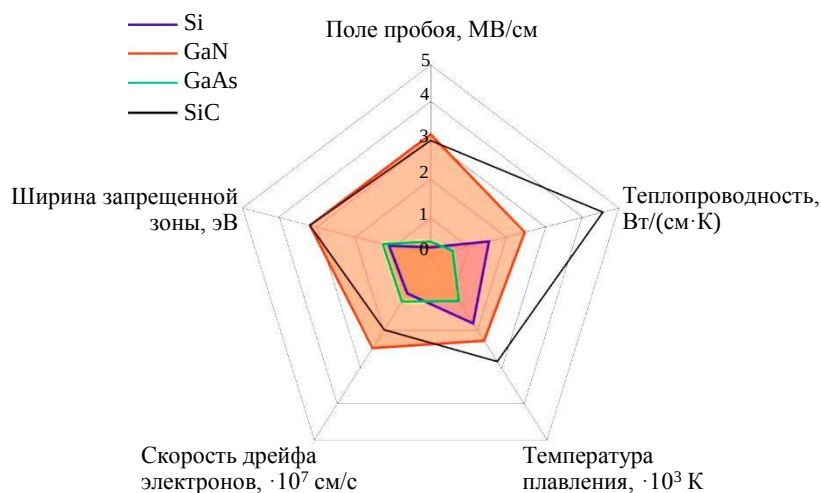
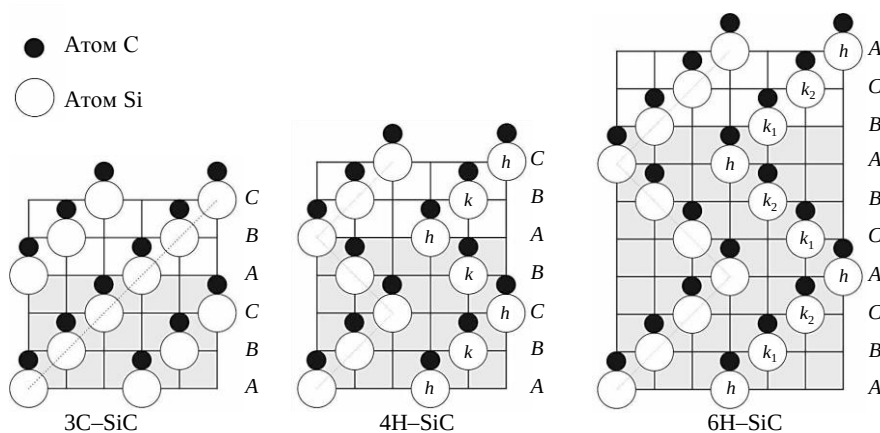


Рис. 1. Сравнение характеристик основных полупроводников

Перечисленные свойства делают SiC лучшим полупроводниковым материалом для коротковолновых оптоэлектронных, высокотемпературных, радиационноустойчивых, мощных и высокочастотных электронных устройств. Высокая теплопроводность позволяет устройствам на основе SiC работать при высокой мощности, сохраняя при этом способность рассеивать большое количество выделяемого избыточного тепла. Полупроводники на основе карбида кремния могут работать при высоких частотах, например в радио- и микроволновом диапазонах, благодаря более высокой скорости дрейфа насыщенных электронов, чем у кремния [9].

Существует >250 политипов кристаллической решетки карбида кремния. Наиболее распространенные политипы представлены на рис. 2. В структуре SiC внешние электроны локализованы вблизи атомов углерода – более электроотрицательного элемента, чем кремний. Политипы карбида кремния можно рассматривать как структуры, состоящие из слоев, уложенных в определенной последовательности. Каждый бислой SiC может быть ориентирован только в трех возможных положениях относительно решетки, при этом тетраэдрическая связь сохраняется [10]. Наиболее распространенными политипами SiC, разрабатываемыми в настоящее время для электроники, являются кубические (3C-SiC), гексагональные (4H-SiC, 6H-SiC) и ромбоэдрические (15R-SiC). Политип 3C-SiC – единственная форма SiC с кубической кристаллической решеткой, аналогичной Si.


 Рис. 2. Структуры распространенных политипов SiC: k , h – кубические и гексагональные узлы решетки соответственно; A, B, C – слои кристаллической решетки

Схематичное изображение основных плоскостей в гексагональном поли типе SiC показано на рис. 3. В гексагональной или ромбоэдрической структуре грань (0001), в которой одна связь тетраэдрически связанного атома Si направлена вдоль оси c , называется гранью Si; грань (0001), где одна связь тетраэдрически связанного атома C направлена вдоль оси c , – гранью C; грань (1120) – гранью А; грань (1100) – гранью М [11]. Стандартные пластины карбида кремния преимущественно изготавливаются со смещением от оси на несколько градусов в сторону грани (1120).

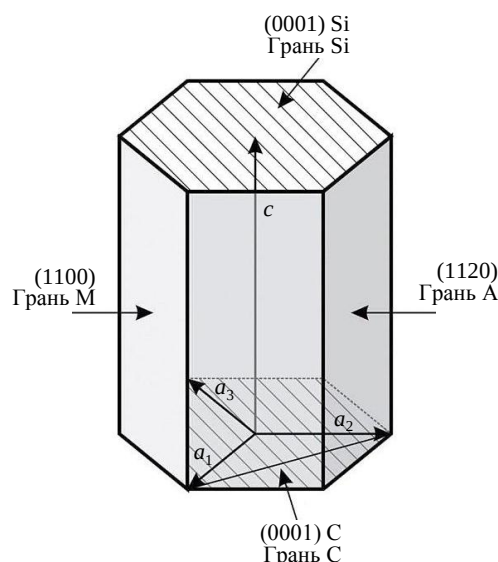


Рис. 3. Основные плоскости гексагонального поли типа SiC

В табл. 2 представлены основные электрофизические свойства распространенных поли типов SiC.

Таблица 2

**Основные электрофизические свойства распространенных поли типов SiC
при комнатной температуре**

Свойства	Значения свойств для поли типов SiC		
	3C-SiC	4H-SiC	6H-SiC
Ширина запрещенной зоны, эВ	2,66	3,26	3,02
Подвижность электронов, $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$:			
перпендикулярно оси c	1000	1020	450
параллельно оси c	1000	1200	100
Подвижность носителя положительного заряда, $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$:			
перпендикулярно оси c	1000	1020	450
параллельно оси c	100	120	100
Скорость дрейфа электронов, $\cdot 10^7 \text{ см/с}$	2	2,2	1,9
Скорость дрейфа носителей положительного заряда, $\cdot 10^7 \text{ см/с}$	1,3	1,3	1,3
Поле пробоя, МВ/см:			
перпендикулярно оси c	1,4	2,2	1,7
параллельно оси c	1,4	2,8	3,0
Относительная диэлектрическая проницаемость:			
перпендикулярно оси c	9,72	9,76	9,66
параллельно оси c	9,72	10,32	10,03

Благодаря более высоким значениям ширины запрещенной зоны и подвижности электронов политип 4H-SiC получил широкое распространение в микроэлектронике и активно используется в силовых устройствах [12–14]. Доступность монокристаллических пластин относительно большого диаметра также способствует производству электронных устройств на основе политипа 4H-SiC.

Полупроводники на основе SiC в микроэлектронных устройствах

Карбидокремниевые полупроводники можно разделить на три группы [15–18]:

- униполярные и биполярные силовые диоды (диоды с барьером Шоттки, рpn-диоды, диоды Шоттки с управляемым переходным барьером, объединенные рpn-диоды и диоды Шоттки);
- униполярные устройства переключения мощности (переходные полевые и металл-оксид-полупроводниковые полевые транзисторы);
- биполярные устройства переключения мощности (переходные и с изолированным затвором транзисторы, тиристоры).

Внутреннее устройство униполярных и биполярных силовых диодов на основе SiC показано на рис. 4, силовых металл-оксид-полупроводниковых транзисторов и тиристоров – на рис. 5, силовых переходных полевых транзисторов – на рис. 6.

При проектировании изделий микроэлектроники из рассмотренных полупроводников на основе карбида кремния выбирают наиболее подходящие варианты в зависимости от области применения и топологии электрической схемы. Например, для коммутационного устройства проектировщик может выбрать переходный полевой, металл-оксид-полупроводниковый полевой, биполярный переходный или биполярный с изолированным затвором транзистор. В настоящее время используют три основные схемы преобразователей: выпрямители и инверторы с коммутацией сетевой частоты; импульсные преобразователи постоянного тока и источники питания; импульсные инверторы. Все схемы нашли применение в двигателях постоянного тока, асинхронных и синхронных двигателях, а также в гибридных и электрических транспортных средствах, возобновляемых источниках энергии, импульсных источниках питания. Благодаря широкой запрещенной зоне, высокой термической стабильности и устойчивости к воздействию коррозионно-активных сред полупроводники на основе SiC позволяют реализовать устройства, которые нельзя получить с помощью обычных полупроводников: мощные микроволновые приборы для коммерческих систем; высокотемпературную электронику для автомобильной, аэрокосмической и энергетической отраслей; микроэлектромеханические датчики для химически активных сред; газовые и химические датчики для двигателей внутреннего сгорания, печей и котлов; солнцезащитные УФ-фотодетекторы.

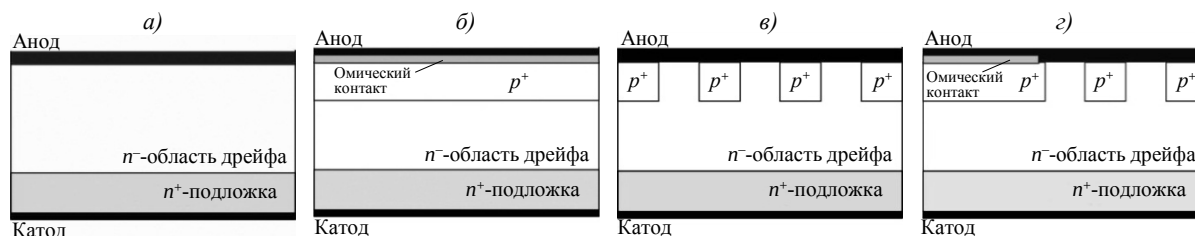


Рис. 4. Униполярные и биполярные силовые диоды на основе SiC: а – диоды с барьером Шоттки; б – рpn-диоды; в – диоды Шоттки с управляемым переходным барьером; г – объединенные рpn-диоды и диоды Шоттки

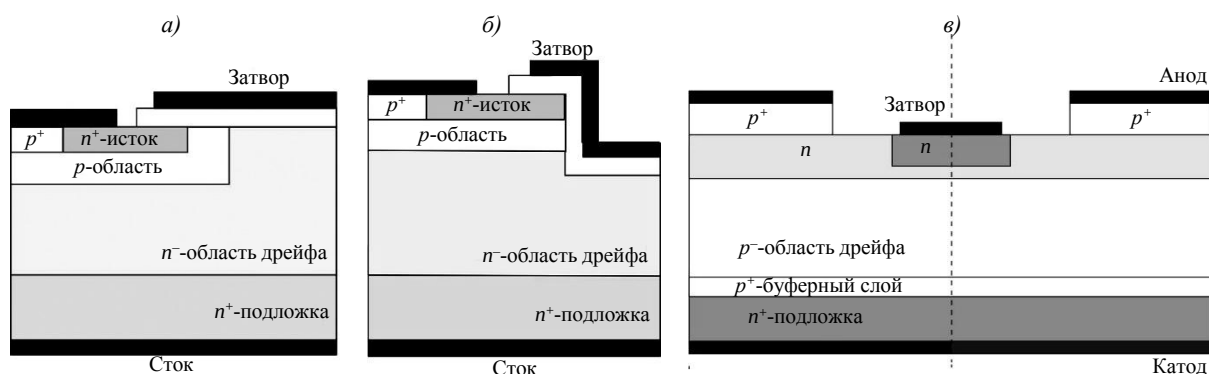


Рис. 5. Планарный (а) и траншейный (б) металл-оксид-полупроводниковые полевые транзисторы, тиристор (в) на основе SiC

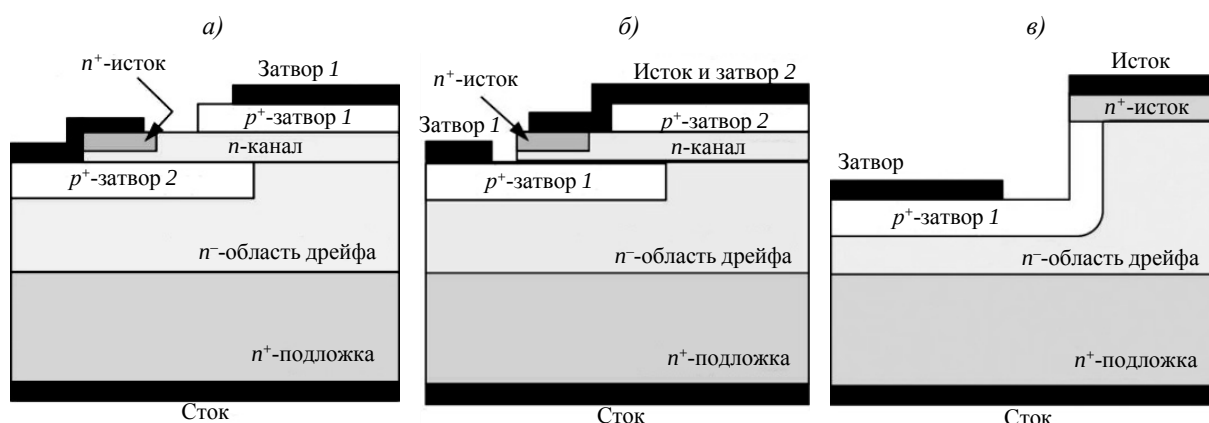


Рис. 6. Переходные полевые транзисторы на основе SiC разного исполнения

Основные способы получения SiC для микроэлектронных устройств

Технологии объемного выращивания кристаллов являются наиболее освоенными методами производства монокристаллических пластин и покрытий на основе карбида кремния, применяемых для изготовления микроэлектронных устройств. В настоящее время наиболее распространены следующие способы получения кристаллов SiC:

- выращивание из расплава;
- сублимация (сублимация затравки);
- химическое газозольное осаждение (ХГО).

На рис. 7 схематично показана печь, используемая для выращивания кристаллов карбида кремния из расплава.

Графитовый тигель заполняется расплавом на основе кремния, затравочный кристалл контактирует с поверхностью расплава или раствора. Температуру затравки делают немного ниже температуры расплава, чтобы обеспечить движущую силу роста кристаллов. Кристаллы выращивают в инертной атмосфере газа, как правило аргона. Затравка и тигель обычно вращаются в противоположных направлениях. Температура выращивания кристаллов SiC составляет ≥ 1750 °C.

В работе [19] исследовали рост кристаллов из раствора при высоком давлении в стандартной печи. Для подавления испарения Si осаждение проводили в атмосфере аргона при высоком давлении (~ 10 МПа). Скорость роста составила $< 0,5$ мм/ч при температуре в печи 2200–2300 °C. Получены небольшие кристаллы SiC.

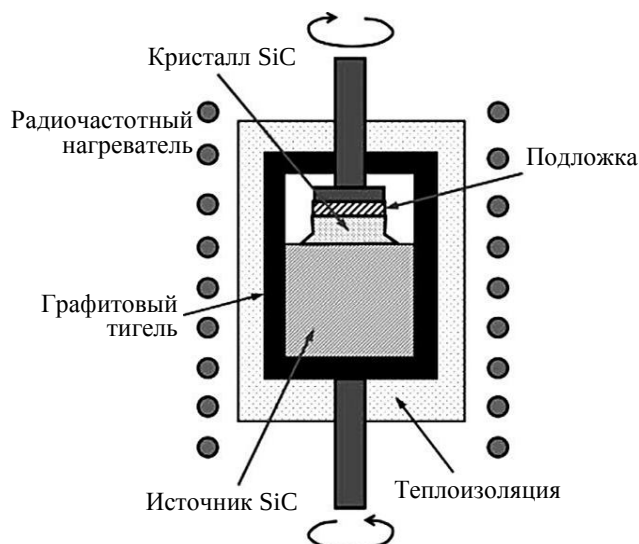


Рис. 7. Печь для выращивания кристаллов SiC из расплава

В работах [20–22] изучен рост кристаллов SiC из расплава с добавлением редкоземельных или переходных металлов, таких как скандий и титан, для увеличения растворимости углерода. С использованием системы для расплава Si–Sc–C или Si–Ti–C при температурах 1750–1900 °C достигнута скорость роста ~0,3 мм/ч. Выращенные кристаллы SiC имеют низкую плотность дислокаций, при этом дефектов в виде микротрубки можно избежать, а винтовые дислокации преимущественно преобразуются в дефекты упаковки Франка в базисных плоскостях. Кристаллы 4H–SiC практически без дислокаций получены в работе [23] путем выращивания в расплаве на кристаллической затравке с гранью (0001).

Однако полученные по данной технологии кристаллы SiC загрязнены атомами применяемых металлов, что затрудняет их использование в микроэлектронике.

Несмотря на большие перспективы, выращивание кристаллов SiC из расплава связано с множеством трудностей. Например, стехиометрической жидкой фазы карбида кремния при атмосферном давлении не существует, а растворимость углерода в расплаве Si составляет всего 15 % при температуре 2800 °C [19]. При такой высокой температуре из-за высокого давления насыщенных паров Si активно испаряется, что делает непрерывный рост кристалла SiC практически невозможным. Кроме того, расплав Si в значительной степени реагирует с графитовым тиглем, который является дополнительным источником углерода.

В настоящее время стандартным способом выращивания кристаллов SiC является метод сублимации затравки. Сублимационное выращивание монокристаллического SiC впервые осуществлено Лели в 1955 г. [24] с помощью оборудования, представленного на рис. 8. Источник SiC размещен вдоль внутренних стенок цилиндрического графитового тигля.

Исходным материалом обычно является порошок карбида кремния. При нагреве тигля до температуры ~2500 °C карбид кремния из источника сублимируется и транспортируется во внутреннюю часть тигля. В практически изотермических условиях многие кристаллы SiC зарождаются случайным образом вдоль путей переноса газа в области роста. В основном образуется политип 6H–SiC, но иногда встречаются смешанные политипы 4H–SiC или 15R–SiC. Выращенные таким образом кристаллы SiC не подходят для использования в микроэлектронике напрямую, однако их можно применять в качестве затравочных кристаллов.

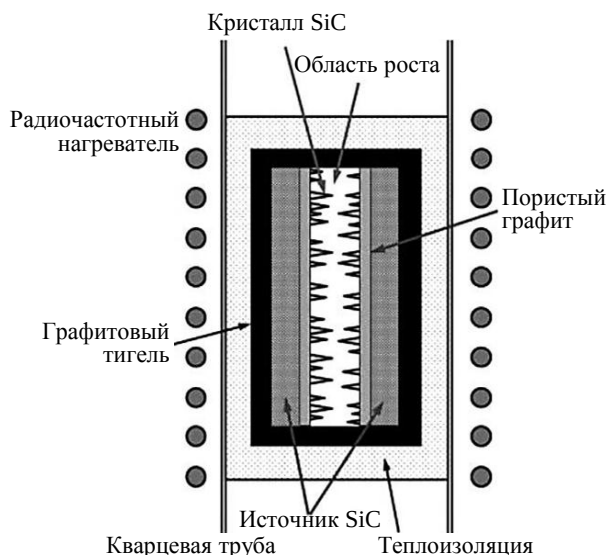


Рис. 8. Печь для выращивания кристаллов SiC методом Лели

Разработан метод сублимации затравки [25]. На рис. 9 схематически показан тигель, используемый для затравочного сублимационного выращивания SiC. Источник карбида кремния (порошок SiC или спеченный поликристаллический SiC) помещается на дно цилиндрического тигля из плотного графита, а затравочный кристалл SiC – вблизи крышки тигля.

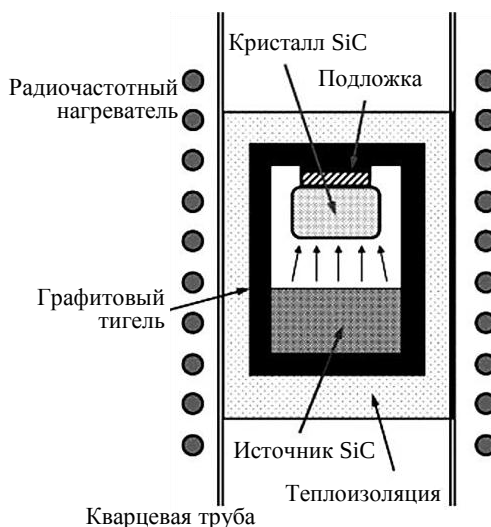


Рис. 9. Оборудование для выращивания кристаллов SiC методом сублимации затравки

Расстояние между верхней гранью источника SiC и затравочным кристаллом составляет 20–40 мм. Тигель нагревают с помощью радиочастотной индукции или резистивным способом до температуры 2300–2400 °С. Тигель теплоизолируют графитовым войлоком или пористым графитом, выбрав соответствующую частоту, при этом избегают прямого нагрева изоляции. Температуру затравки устанавливают на ~100 °С ниже температуры источника, сублимированные частицы SiC конденсируются и кристаллизуются на затравке. Кристаллы SiC обычно выращивают при низком давлении, чтобы улучшить перенос массы от источника к затравке. Для выращивания используют вспомогательные газы (аргон или гелий высокой чистоты).

Технологии выращивания кристаллов методом сублимации в последнее время значительно улучшены. В работе [26] продемонстрирован рост толстых стабильных слоев гексагональных политипов SiC толщиной до 200 мкм на номинально осевых гексагональных подложках с использованием сублимационной эпитаксии. Процесс проводят в вакууме (10^{-3} Па) при температурах от 1700 до 1975 °С, скорость роста кристаллов составляет до 270 мкм/ч для политипа 6H-SiC и 70 мкм/ч для политипа 4H-SiC.

К недостаткам метода сублимационного выращивания кристаллов SiC относятся затрудненная очистка от примесей исходного источника карбида кремния, сложность непрерывной подачи исходного сырья и необходимость контроля стехиометрического соотношения C/Si.

Выращивание кристаллов SiC различных политипов методом ХГО является развивающейся технологией в микроэлектронике. В качестве исходного сырья обычно используют моносилан (SiH_4) и пропан (C_3H_8) или этилен (C_2H_4), газа-носителя – водород или его смесь с аргоном. Скорость роста кристаллов составляет 3–15 мкм/ч при температуре 1500–1650 °С. Процесс ХГО для выращивания кристаллов SiC включает стадии травления подложки и основного эпитаксиального роста. Травление подложки выполняется газами H_2 , HCl/H_2 , $\text{C}_2\text{H}_4/\text{H}_2$ или SiH_4/H_2 при температуре основного роста. Целью травления подложки является устранение поверхностных повреждений и получение регулярных ступенчатых структур. После травления происходит основной рост кристаллов SiC *n*- или *p*-типа (или их мультислоев). На рис. 10 показаны схематичные изображения модификаций реакторов, используемых для получения кристаллов SiC методом ХГО.

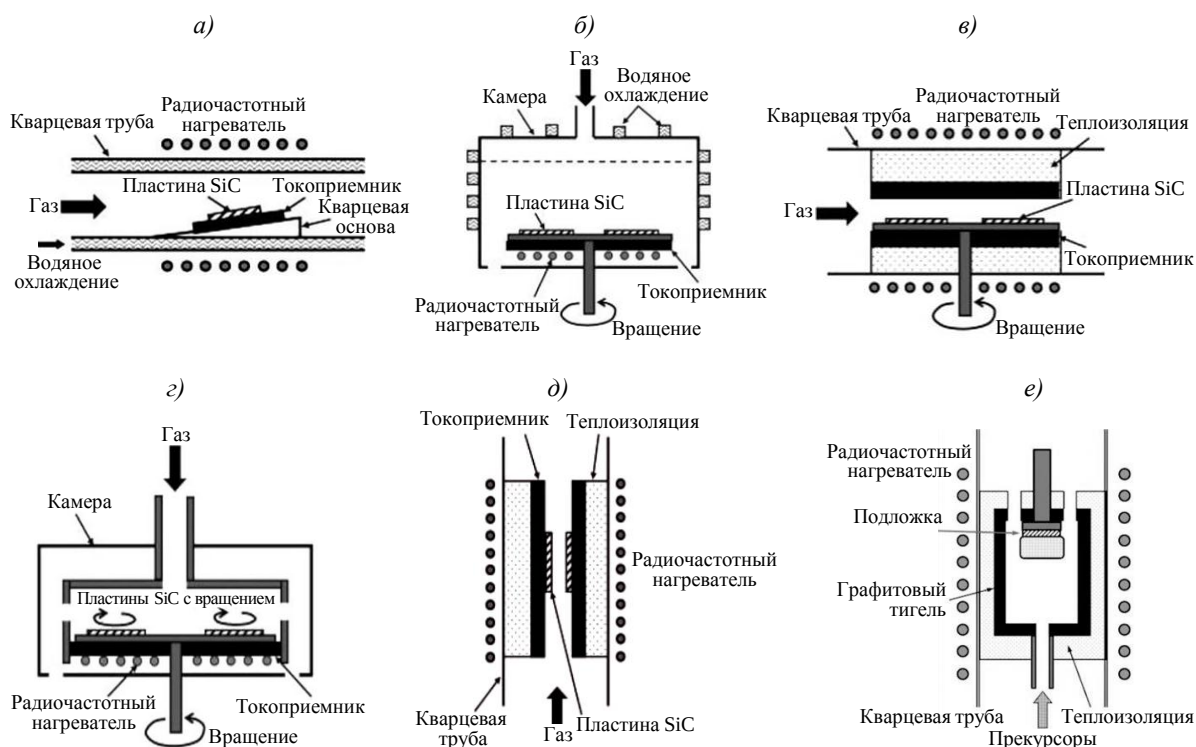


Рис. 10. Модификации реакторов для выращивания кристаллов SiC методом химического газозафазного осаждения: а – горизонтальный с холодными стенками; б – вертикальный с холодными стенками; в – горизонтальный с горячими стенками; г – планетарный с горячими стенками; д – вертикальный трубчатого типа; е – высокотемпературный

Горизонтальные реакторы с холодной стенкой (рис. 10, а) использовали в работах [27, 28], вертикальные (рис. 10, б) – в работе [29]. Конфигурация реакторов такого типа проста, но они обладают недостатками при реализации ХГО. Из-за высокой температуры выращивания кристаллов градиент температуры по нормали к поверхности пластины значительно увеличивается, что вызывает сильное коробление пластин карбида кремния [30]. Сложность вызывает равномерное распределение температуры, так как часть тепла рассеивается за счет инфракрасного излучения, что снижает эффективность обогрева.

Данных проблем можно избежать, используя реактор с горячими стенками, предложенный в работах [31, 32]. В ХГО-реакторах с горячими стенками пластины SiC помещают внутри канала газового потока, образованного в токоприемнике. Токоприемник изготовлен из плотного графита, покрытого поликристаллическим SiC или TaC. Токоприемник окружен теплоизолятором, например пористым графитом. Регулируя используемую частоту, можно осуществить эффективный высокочастотный индукционный (радиочастотный) нагрев токоприемника с минимальными потерями в теплоизоляторе. В ХГО-реакторах с горячими стенками пластины SiC нагреваются с обеих сторон за счет излучения и проводимости. Таким образом, температурный градиент значительно снижается и обеспечивается однородность температуры. Это имеет решающее значение для крупномасштабного производства высококачественных эпитаксиальных пластин. Эффективность нагрева в ХГО-реакторах с горячими стенками также очень высока, так как требуемая радиочастотная мощность намного меньше, чем для ХГО-реакторов с холодными стенками.

В работе [33] осаждение проводили в горизонтальном реакторе с горячими стенками (рис. 10, в). В качестве прекурсора использовали трихлорсилан вместо моносилана, за счет чего скорость роста эпитаксиальных слоев 4H-SiC увеличена до 100 мкм/ч. Трихлорсилан использовали в качестве источника кремния, этилен – источника углерода, азот или триметилалюминий – для допирования *n*- и *p*-типа соответственно. Использование трихлорсилана в качестве источника кремния особенно перспективно, поскольку данное соединение очень стабильно, позволяет контролировать скорость роста для эпитаксиального процесса и обеспечивает низкую плотность дефектов эпитаксиального слоя.

В работе [34] использовали планетарный реактор с горячими стенками (рис. 10, г). Гетероэпитаксиальный слой 3C-SiC выращивали на гребенчатой подложке в системе низкого давления. Перед осаждением карбида кремния поверхность подложки карбонизировали в среде C₂H₂ при повышенной температуре в течение 5 мин, чтобы сохранить тонкую структуру поверхности. Затем гетероэпитаксиальный слой 3C-SiC выращивали на карбонизированном слое с использованием SiH₂Cl₂, C₂H₂ и H₂. При карбонизации и росте кристаллов температура подложки составила ~1350 °C, что немного ниже температуры плавления кремния. Скорость роста кристаллов достигла ~40 мкм/ч.

В работе [35] использовали вертикальный реактор трубчатого типа (рис. 10, д). Данная конфигурация реактора адаптирована к температурам выращивания кристаллов в диапазоне 1650–1850 °C. Точное управление температурным режимом в конструкции токоприемника (включая выбор теплоизоляции) и индукционной катушки, а также частотой связи позволило достичь температуры роста при входной электрической мощности от 4 до 12 кВт. Кристаллы SiC выращивали при пониженном давлении с использованием моносилана и этилена в качестве сырья, водорода – в качестве газа-носителя. Типичное время роста эпитаксиальных слоев составило от 1 до 2 ч. Возможно также более длительное время роста. Например, для выращивания эпитаксиальных слоев

толщиной 100 мм необходимо 4 ч. Показано, что на скорость роста влияют два конкурирующих процесса: подача ростовых частиц и травление водорода. Экспоненциальное увеличение скорости роста с увеличением температуры объясняют высвобождением паров кремния из кластеров, гомогенно зародившихся на входе в токоприемник и действующих в качестве резервуара ростовых частиц.

В работе [36] кристаллы выращивали в ХГО-реакторе вертикального типа с горячими стенками при пониженном давлении. Для осаждения карбида кремния применяли метилтрихлорсилан и водород в соотношении 1:16, донором азота служил аммиак. При температуре 1040 °С и давлении 250 Па наблюдали осаждение политипа 3C–SiC на кремниевую подложку без примесей свободного углерода и кремния. Расход водорода составил 20 л/мин, метилтрихлорсилана 1,25 л/мин, аммиака до 0,77 л/мин. В течение 30 мин получено покрытие толщиной ~900 нм. Установлено, что повышение концентрации азота в покрытии с 0 до 17 % (атомн.) приводит к увеличению размеров зерна, а при концентрации 30 % снижается кристалличность политипа 3C–SiC.

Среди рассмотренных модификаций реакторов для массового производства SiC методом ХГО наиболее часто используют горизонтальный реактор с горячими стенками или планетарный реактор с горячими стенками.

В работах [37, 38] использовали высокотемпературный реактор (рис. 10, *e*). Кристаллы SiC выращивали в вертикальном тигле из графита, где исходное сырье в виде газов подается через зону нагрева к держателю затравочных кристаллов, расположенному вверху. Сырьевым источником для осаждения SiC являются SiH₄ и углеводороды, такие как C₂H₄ и C₃H₈, разбавленные газом-носителем. Конструкция высокотемпературного реактора аналогична конструкции вертикальных ХГО-реакторов, используемых для эпитаксиального роста, но температура выращивания гораздо выше и составляет 2100–2300 °С. Внутри горячей зоны газы разлагаются, образуются кластеры Si и SiC за счет гомогенного зародышеобразования из-за высокого пресыщения газовой фазы. Эти кластеры являются источниками роста кристаллов SiC на затравке. Температура в зоне разложения газов должна быть выше температуры затравочного кристалла, чтобы обеспечить массоперенос и конденсацию на затравке. При выборе газа-носителя необходимо учитывать, что при высокой температуре он не должен взаимодействовать с графитовыми стенками. Давление и скорость роста для высокотемпературного реактора составляют 20–70 кПа и 0,3–0,7 мм/ч соответственно.

В некоторых случаях с целью уменьшения гомогенного зародышеобразования в газовой фазе в качестве сырья используют хлорсодержащие соединения [39]. Получены кристаллы SiC диаметром до 100 мм. Выращивание проводили при температуре 2020 °С и давлении ~150 кПа. В качестве источника Si использовали SiCl₄, источника углерода – CH₄, газа-носителя – Ar и H₂ в соотношении 1:1. Скорость роста кристалла SiC составила до 250 мм/ч. Использование разнообразных химических реагентов в процессе выращивания кристаллов карбида кремния предопределяет возможность протекания химических реакций по различным механизмам [40].

Из проведенного анализа научно-технических литературных данных можно сделать вывод, что метод ХГО, по сравнению с другими способами получения SiC для микроэлектроники, обладает следующими преимуществами:

- возможность контроля соотношения C/Si путем регулирования содержания исходных газов. Низкое соотношение C/Si предпочтительно для предотвращения дефектов в виде микротрубок или увеличения доли азота. Высокое соотношение C/Si эффективно для уменьшения доли азота;
- непрерывная длительная подача исходных газов в заданном соотношении позволяет выращивать крупные кристаллы SiC высокого качества;

– получение полупроводников с заданными характеристиками за счет введения допирующих примесей в виде газа.

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

Заключения

Представлены сравнительные характеристики современных полупроводниковых материалов и основные электрофизические свойства распространенных политипов карбида кремния. Рассмотрены возможности использования и основные способы получения полупроводников карбида кремния для микроэлектронных устройств.

При сравнении способов выращивания кристаллов карбида кремния установлено, что недостатками расплавного способа являются низкие уровни растворимости углерода в расплаве кремния (<15 %) и скорости роста кристаллов, а также испарение кремния и необходимость применения высокого давления. Использование металлов для увеличения растворимости углерода приводит к загрязнению кристаллов SiC атомами металлов, что затрудняет их использование в микроэлектронике.

К недостаткам метода сублимационного выращивания кристаллов SiC относятся сложная очистка исходного источника карбида кремния от примесей, необходимость непрерывной подачи исходного сырья и контроля стехиометрического соотношения C/Si.

Способ ХГО практически лишен недостатков, присущих расплавному и сублимационному методам, и обладает существенными преимуществами: контролируемое соотношение C/Si, непрерывная подача исходных компонентов и возможность допирования примесями кристаллов карбида кремния в процессе выращивания для получения полупроводников с заданными характеристиками.

Для выращивания высококачественных кристаллов SiC необходимо учитывать множество факторов (включая термодинамические и кинетические): механизмы протекающих реакций, процессы эпитаксиального роста, образование дефектов кристаллической решетки. Данные факторы будут более подробно рассмотрены в следующей части статьи.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
2. Каблов Е.Н., Семенова С.Н., Сулейманов Р.Р., Чайкун А.М. Перспективы применения этиленпропилендиенового каучука в составе морозостойкой резины // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-29-36.
3. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексахин В.М. Углепластики на основе бензоксазиновых олигомеров – перспективные материалы // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
4. She X., Huang A., Lucia O. et al. Review of silicon carbide power devices and their applications // IEEE Transactions on Industrial Electronics. 2017. Vol. 64. P. 8193–8205.
5. Maddi H., Yu S., Zhu S. et al. The road to a robust and affordable SiC power MOSFET technology // Energies. 2021. Vol. 14. P. 8283.
6. Harris G. Properties of silicon carbide // INSPEC. Institution of Electrical Engineers, 1995. P. 118.
7. Davis R., Kelner G., Shur M. et al. Thin film deposition and microelectronic and optoelectronic device fabrication and characterization in monocrystalline alpha and beta silicon carbide // Proceedings of the IEEE. 1991. Vol. 79. P. 677–701.

8. Kimoto T. Material science and device physics in SiC technology for high-voltage power devices // Japanese Journal of Applied Physics. 2015. Vol. 54. P. 040103.
9. Cooper J., Agarwal A. SiC Power-Switching Devices – The Second Electronics Revolution? // Proceedings of the IEEE. 2002. Vol. 90. P. 956–968.
10. Pensl G., Clobanu F., Frank T. et al. SiC material properties // International Journal of High Speed Electronics and Systems. 2005. Vol. 4. P. 705–745.
11. Bechstedt F., Käckell P., Zywietz A. et al. Polytypism and Properties of Silicon Carbide // Physica Status Solidi. 1997. Vol. 202. P. 35–62.
12. Powell A., Rowland L. SiC Materials – progress, status, and potential roadblocks // Proceedings of the IEEE. 2002. Vol. 90. P. 942–955.
13. Elasser A., Chow T. Silicon carbide benefits and advantages for power electronics circuits and systems // Proceedings of the IEEE. 2002. Vol. 90. P. 969–986.
14. Friedrichs P. Silicon carbide power-device products – Status and upcoming challenges with a special attention to traditional, nonmilitary industrial applications // Physica Status Solidi. 2008. Vol. 245. P. 1232–1238.
15. Liu L., Wu J., Ren N. 1200-V 4H-SiC merged p-i-n Schottky diodes with high avalanche capability // IEEE Transactions on Electron. 2020. Vol. 67. P. 3679–3684.
16. Li P., Guo J., Lin Z. A Power MOSFET with P-base Schottky diode and built-in channel diode for fast reverse recovery // IEEE Journal of the Electron Devices Society. 2021. Vol. 9. P. 300–305.
17. Rodriguez G.A., Gill L., Mueller J.A. Cascaded SiC JFET topology for high-voltage solid-state circuit breaker applications // IEEE Transactions on Industry Applications. 2022. Vol. 59. P. 2326–2339.
18. Agamy M., Tao F., Elasser A. High speed medium voltage SiC thyristors for pulse power applications // IEEE Transactions on Industry Applications. 2021. Vol. 57. P. 3812–3821.
19. Hofmann D., Muller M. Prospects of the use of liquid phase techniques for the growth of bulk silicon carbide crystals // Materials Science and Engineering. 1999. Vol. 61. P. 29–39.
20. Syväjärvi M., Yakimova R., Radamson H.H. et al. Liquid phase epitaxial growth of SiC // Journal of Crystal Growth. 1999. Vol. 197. P. 147–154.
21. Kamei K., Kusunoki K., Yashiro N. et al. Solution growth of single crystalline 6H, 4H-SiC using Si-Ti-C melt // Journal of Crystal Growth. 2009. Vol. 311. P. 855–858.
22. Yamamoto Y., Harada S., Seki K. et al. High-efficiency conversion of threading screw dislocations in 4H-SiC by solution growth // Applied Physics Express. 2012. Vol. 5. P. 5501–5504.
23. Danno K., Shirai T., Seki A. et al. Solution growth on 4H-SiC (1100) for lowering density of threading dislocations // Presented at 15th International Conference on Defects Recognition, Imaging and Physics in Semiconductors. Warsaw, 2013. P. 235.
24. Lely J. Darstellung von Einkristallen von Siliciumcarbid und Beherrschung von Art und Menge der eingebauten Verunreinigungen // Berichte der deutschen keramischen Gesellschaft. 1955. Vol. 32. P. 229–236.
25. Tairov Y., Tsvetkov V. General principles of growing large-size single crystals of various silicon carbide polytypes // Journal of Crystal Growth. 1981. Vol. 52. P. 146–150.
26. Jokubavicius V., Sun J., Liu X. et al. Growth optimization and applicability of thick on-axis SiC layers using sublimation epitaxy in vacuum // Journal of Crystal Growth. 2016. Vol. 478. P. 159–162.
27. Burk A., Rowland L. Homoepitaxial VPE growth of SiC active layers // Physica Status Solidi. 1997. Vol. 202. P. 263–279.
28. Kimoto T., Itoh A., Matsunami H. Step-controlled epitaxial growth of high-quality SiC layers // Physica Status Solidi. 1997. Vol. 202. P. 247–262.
29. Rupp R., Makarov Y., Behner H., Wiedenhofer A. Silicon carbide epitaxy in a vertical CVD reactor: experimental results and numerical process simulation // Physica Status Solidi. 2005. Vol. 202. P. 281–304.
30. Landini B.E., Brandes G.R. Characteristics of homoepitaxial 4H-SiC films grown on c-axis substrates offcut towards <1100> or <1120> // Applied Physics Letters. 1999. Vol. 74. P. 2632–2634.
31. Kordina O., Hallin C., Henry A. et al. Growth of SiC by «Hot-Wall» CVD and HTCVD // Physica Status Solidi. 1997. Vol. 202. P. 321–334.

32. Henry A., Hassan J., Bergman J.P. et al. Thick silicon carbide homoepitaxial layers grown by CVD techniques // *Chemical Vapor Deposition*. 2006. Vol. 12. P. 475–482.
33. La Via F., Izzo G., Mauceri M. et al. 4H-SiC epitaxial layer growth by trichlorosilane (TCS) // *Journal of Crystal Growth*. 2008. Vol. 311. P. 107–113.
34. Hagasawa H., Yagi K., Kawahara T. et al. Hetero- and homo-epitaxial growth of 3C-SiC for MOS-FETs // *Microelectronic Engineering*. 2006. Vol. 83. P. 185–188.
35. Ellison A., Zhang J., Henry A., Janzén E. Epitaxial growth of SiC in a chimney CVD reactor // *Journal of Crystal Growth*. 2002. Vol. 236. P. 225–238.
36. Latha H., Udayakumar A., Prasad V. Microstructure and electrical properties of nitrogen doped 3C-SiC thin films deposited using methyltrichlorosilane // *Materials Science in Semiconductor Processing*. 2015. Vol. 29. P. 117–123.
37. Ellison A., Zhang J., Peterson J. et al. High temperature CVD growth of SiC // *Materials Science and Engineering*. 1999. Vol. 62. P. 113–120.
38. Kito Y., Makino E., Ikeda K. et al. SiC HTCVD simulation modified by sublimation etching // *Materials Science Forum*. 2006. Vol. 527–529. P. 107–110.
39. Fanton M., Snyder D., Weiland B. et al. Growth of nitrogen-doped SiC boules by halide chemical vapor deposition // *Journal of Crystal Growth*. 2006. Vol. 287. P. 359–362.
40. Сидоров Д.В., Шавнев А.А., Мелентьев А.А. Формирование карбидокремниевых покрытий методом химического газофазного осаждения (обзор). Часть 2 // *Труды ВИАМ*. 2022. № 2 (108). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-88-89.

References

1. 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: December 18, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
2. Kablov E.N., Semenova S.N., Suleymanov R.R., Chaykun A.M. Prospects for the use of ethylene-propylene-diene rubber as part of cold resistant rubber. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 18, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-29-36.
3. Kablov E.N., Valueva M.I., Zelenina I.V., Khmel'nitskiy V.V., Aleksashin V.M. Carbon plastics based on benzoxazine oligomers – perspective materials. *Trudy VIAM*, 2020, no. 1 (85), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 18, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
4. She X., Huang A., Lucia O. et al. Review of silicon carbide power devices and their applications. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, 2017, vol. 64, pp. 8193–8205.
5. Maddi H., Yu S., Zhu S. et al. The road to a robust and affordable SiC power MOSFET technology. *Energies*, 2021, vol. 14, p. 8283.
6. Harris G. Properties of silicon carbide. *INSPEC. Institution of Electrical Engineers*, 1995, p. 118.
7. Davis R., Kelner G., Shur M. et al. Thin film deposition and microelectronic and optoelectronic device fabrication and characterization in monocrystalline alpha and beta silicon carbide. *Proceedings of the IEEE*, 1991, vol. 79, pp. 677–701.
8. Kimoto T. Material science and device physics in SiC technology for high-voltage power devices. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2015, vol. 54, p. 040103.
9. Cooper J., Agarwal A. SiC Power-Switching Devices – The Second Electronics Revolution? *Proceedings of the IEEE*, 2002, vol. 90, pp. 956–968.
10. Pensl G., Clobanu F., Frank T. et al. SiC material properties. *International Journal of High Speed Electronics and Systems*, 2005, vol. 4, pp. 705–745.
11. Bechstedt F., Käckell P., Zywiets A. et al. Polytypism and Properties of Silicon Carbide. *Physica Status Solidi*, 1997, vol. 202, pp. 35–62.
12. Powell A., Rowland L. SiC Materials – progress, status, and potential roadblocks. *Proceedings of the IEEE*, 2002, vol. 90, pp. 942–955.

13. Elasser A., Chow T. Silicon carbide benefits and advantages for power electronics circuits and systems. *Proceedings of the IEEE*, 2002, vol. 90, pp. 969–986.
14. Friedrichs P. Silicon carbide power-device products – Status and upcoming challenges with a special attention to traditional, nonmilitary industrial applications. *Physica Status Solidi*, 2008, vol. 245, pp. 1232–1238.
15. Liu L., Wu J., Ren N. 1200-V 4H-SiC merged p-i-n Schottky diodes with high avalanche capability. *IEEE Transactions on Electron*, 2020, vol. 67, pp. 3679–3684.
16. Li P., Guo J., Lin Z. A Power MOSFET with P-base Schottky diode and built-in channel diode for fast reverse recovery. *IEEE Journal of the Electron Devices Society*, 2021, vol. 9, pp. 300–305.
17. Rodriguez G.A., Gill L., Mueller J.A. Cascaded SiC JFET topology for high-voltage solid-state circuit breaker applications. *IEEE Transactions on Industry Applications*, 2022, vol. 59, pp. 2326–2339.
18. Agamy M., Tao F., Elasser A. High speed medium voltage SiC thyristors for pulse power applications. *IEEE Transactions on Industry Applications*, 2021, vol. 57, pp. 3812–3821.
19. Hofmann D., Muller M. Prospects of the use of liquid phase techniques for the growth of bulk silicon carbide crystals. *Materials Science and Engineering*, 1999, vol. 61, pp. 29–39.
20. Syväjärvi M., Yakimova R., Radamson H.H. et al. Liquid phase epitaxial growth of SiC. *Journal of Crystal Growth*, 1999, vol. 197, pp. 147–154.
21. Kamei K., Kusunoki K., Yashiro N. et al. Solution growth of single crystalline 6H, 4H-SiC using Si-Ti-C melt. *Journal of Crystal Growth*, 2009, vol. 311, pp. 855–858.
22. Yamamoto Y., Harada S., Seki K. et al. High-efficiency conversion of threading screw dislocations in 4H-SiC by solution growth. *Applied Physics Express*, 2012, vol. 5, pp. 5501–5504.
23. Danno K., Shirai T., Seki A. et al. Solution growth on 4H-SiC (1100) for lowering density of threading dislocations. *Presented at 15th International Conference on Defects Recognition, Imaging and Physics in Semiconductors*. Warsaw, 2013, p. 235.
24. Lely J. Darstellung voneinkristallen von silicium carbide und beherrschung von art und menge der eingebauten verunreinigungen. *Berichte der deutschen keramischen gesellschaft*, 1955, vol. 32, pp. 229–236.
25. Tairov Y., Tsvetkov V. General principles of growing large-size single crystals of various silicon carbide polytypes. *Journal of Crystal Growth*, 1981, vol. 52, pp. 146–150.
26. Jokubavicius V., Sun J., Liu X. et al. Growth optimization and applicability of thick on-axis SiC layers using sublimation epitaxy in vacuum. *Journal of Crystal Growth*, 2016, vol. 478, pp. 159–162.
27. Burk A., Rowland L. Homoepitaxial VPE growth of SiC active layers. *Physica Status Solidi*, 1997, vol. 202, pp. 263–279.
28. Kimoto T., Itoh A., Matsunami H. Step-controlled epitaxial growth of high-quality SiC layers. *Physica Status Solidi*, 1997, vol. 202, pp. 247–262.
29. Rupp R., Makarov Y., Behner H., Wiedenhofer A. Silicon carbide epitaxy in a vertical CVD reactor: experimental results and numerical process simulation. *Physica Status Solidi*, 2005, vol. 202, pp. 281–304.
30. Landini B.E., Brandes G.R. Characteristics of homoepitaxial 4H-SiC films grown on c-axis substrates offcut towards <1100> or <1120>. *Applied Physics Letters*, 1999, vol. 74, pp. 2632–2634.
31. Kordina O., Hallin C., Henry A. et al. Growth of SiC by «Hot-Wall» CVD and HTCVD. *Physica Status Solidi*, 1997, vol. 202, pp. 321–334.
32. Henry A., Hassan J., Bergman J.P. et al. Thick silicon carbide homoepitaxial layers grown by CVD techniques. *Chemical Vapor Deposition*, 2006, vol. 12, pp. 475–482.
33. La Via F., Izzo G., Mauceri M. et al. 4H-SiC epitaxial layer growth by trichlorosilane (TCS). *Journal of Crystal Growth*, 2008, vol. 311, pp. 107–113.
34. Hagasawa H., Yagi K., Kawahara T. et al. Hetero- and homo-epitaxial growth of 3C-SiC for MOS-FETs. *Microelectronic Engineering*, 2006, vol. 83, pp. 185–188.
35. Ellison A., Zhang J., Henry A., Janzén E. Epitaxial growth of SiC in a chimney CVD reactor. *Journal of Crystal Growth*, 2002, vol. 236, pp. 225–238.

36. Latha H., Udayakumar A., Prasad V. Microstructure and electrical properties of nitrogen doped 3C-SiC thin films deposited using methyltrichlorosilane. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2015, vol. 29, pp. 117–123.
37. Ellison A., Zhang J., Peterson J. et al. High temperature CVD growth of SiC. *Materials Science and Engineering*, 1999, vol. 62, pp. 113–120.
38. Kito Y., Makino E., Ikeda K. et al. SiC HTCVD simulation modified by sublimation etching. *Materials Science Forum*, 2006, vol. 527–529, pp. 107–110.
39. Fanton M., Snyder D., Weiland B. et al. Growth of nitrogen-doped SiC boules by halide chemical vapor deposition. *Journal of Crystal Growth*, 2006, vol. 287, pp. 359–362.
40. Sidorov D.V., Shavnev A.A., Melentev A.A. Formation of silicon carbide coatings by chemical vapor deposition (review). Part 2. *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 18, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-88-89.

Информация об авторах

Сидоров Денис Викторович, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Грунин Алексей Александрович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Шавнев Андрей Александрович, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Denis V. Sidorov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksey A. Grunin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 13.02.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.02.2024.

The article was submitted 13.02.2024; approved and accepted for publication after reviewing 19.02.2024.

Научная статья

УДК 667.6

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-117-124

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРОТИВОКОРРОЗИОННОЙ ЗАЩИТЫ КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКИМИ ЭМАЛЯМИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛЕЙ ВНС-2 И ВНС-5

Э.К. Кондрашов¹, А.А. Козлова¹

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

Аннотация. Исследована эффективность применения кремнийорганических эмалей различных марок для противокоррозионной защиты сварных соединений из сталей ВНС-2 и ВНС-5, работающих при высоких температурах. Проведена оценка свойств покрытий на основе кремнийорганических эмалей после воздействия солевого тумана, влажности и знакопеременных температур. По результатам исследования выбраны наиболее эффективные эмали, обеспечивающие надежную защиту сталей в сложных эксплуатационных условиях.

Ключевые слова: лакокрасочные материалы, коррозионное растрескивание, сварные соединения, коррозионностойкая сталь, кремнийорганическая эмаль, адгезия, термостойкость

Для цитирования: Кондрашов Э.К., Козлова А.А. Эффективность противокоррозионной защиты кремнийорганическими эмалями сварных соединений из сталей ВНС-2 и ВНС-5 // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-117-124.

Scientific article

EFFICIENCY OF ANTICORROSIVE PROTECTION BY ORGANIC SILICON ENAMELS OF WELDED CONNECTIONS OF VNS-2 AND VNS-5 STEELS

E.K. Kondrashov¹, A.A. Kozlova¹

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 effectiveness of using organic silicon enamels of various grades for anticorrosive protection of welded connections steels VNS-2 and VNS-5 working at high temperatures has been studied. The assessment of properties of coatings on the basis of organic silicon enamels after exposure to salt spraying, humidity, sign-variable temperatures is carried out. By results of the study the most effective enamels providing reliable protection of steels in difficult operating conditions are chosen.

Keywords: paint-and-lacquer coatings, corrosion cracking, welded connections, corrosion-resistant steel, organic silicon enamel, adhesion, thermal stability

For citation: Kondrashov E.K., Kozlova A.A. Efficiency of anticorrosive protection by organic silicon enamels of welded connections of VNS-2 and VNS-5 steels. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-117-124.

Введение

В середине 1960-х гг. в ОКБ им. А.И. Микояна создали самолет нового класса – высотный скоростной истребитель-перехватчик МиГ-25П, на его базе – высотный разведчик МиГ-25Р. Расчетным режимом работы двигателей была высота >20 км и скорость, превышающая звуковой барьер в ~3 раза. На таких скоростях машина встречается с новым барьером – тепловым, связанным с кинетическим нагревом элементов конструкции самолета и двигателей (носовая часть нагревалась до температуры ~300 °С). Поэтому пришлось активно применять сталь, в частности для обшивки используют сваренные между собой листы нержавеющей стали вместо дюралюминиевых приклепанных [1].

Одной из главных задач при создании изделий авиационной техники является повышение надежности конструкции, что достигается благодаря применению материалов, превосходящих по своим механическим характеристикам используемые аналоги [2–6]. Конструкция планера сверхзвукового самолета МиГ-25 на 80 % состоит из нержавеющей стали, 11 % приходится на алюминиевые сплавы, 8 % – на титановые и лишь 1 % – на другие материалы. Центральная часть фюзеляжа – цельносварной агрегат из нержавеющей сталей марок ВНС-2, ВНС-4 и ВНС-5, разработанных в это же время в ВИАМ [7–9].

Проблема защиты от щелевой коррозии межшовного пространства сварных конструкций из стали типа ВНС-2 при точечной электросварке успешно решена за счет применения кремнийорганического антикоррозионного сварочного состава КСП-2АК [10], который обеспечивает сохранение прочности сварной точки в различных климатических условиях при температурах <250 °С. В этом случае для защиты всей поверхности сварной конструкции можно использовать покрытия на основе эпоксидных пленкообразователей. Более сложной задачей является обеспечение противокоррозионной защиты сварных соединений из сталей ВНС-2 и ВНС-5 в элементах конструкций авиационной техники, работающих в интервале температур 300–600 °С. Для противокоррозионной защиты сварных соединений при этих температурах могут использоваться только кремнийорганические эмали, которые по таким основным свойствам, как диффузионная проницаемость для воды, кислорода, ионов электролита и адгезия к защищаемой поверхности [11], существенно уступают эпоксидным покрытиям.

Цель данной работы – оценка эффективности применения и выбор наиболее эффективных кремнийорганических эмалей для противокоррозионной защиты сварных соединений из сталей ВНС-2 и ВНС-5.

Материалы и методы

Исследованы эмали:

- КО-814 алюминиевая (5 мас. ч. алюминиевой пудры ПАП-2 на 100 мас. ч. кремнийорганического лака КО-85);
- КО-88К алюминиевая (21 мас. ч. алюминиевой пудры ПАП-2 и 7 мас. ч. стабилизатора МФСН-В на 100 мас. ч. кремнийорганического лака КО-08);
- КО-856 (5 мас. ч. отвердителя А-39 марки А на 100 мас. ч. полуфабриката эмали);
- КО-818К на основе кремнийорганического лака КО-08 (6 мас. ч. стабилизатора МФСН-В на 100 мас. ч. полуфабриката эмали).

Эмали получали непосредственно перед применением.

Для изготовления сварных образцов из стали ВНС-2 использовали листы, профили и пластины толщиной 1,5; 2,5 и 3 мм соответственно. Профили и пластины изготовлены из поковок с помощью фрезерования, а затем подвергнуты противокоррозионному старению по специальной технологии.

Подготовленные таким образом заготовки пластин и листов сваривали в замок, а заготовки профилей – встык методом аргоно-дуговой электросварки с присадкой ЭП-659. Сварной шов при сварке профилей встык зачищали заподлицо с двух сторон.

Для изготовления сварных образцов из стали ВНС-5 использовали горячекатаный лист толщиной 4 мм. Заготовки из листа отжигали, фрезеровали до толщины 2,5 мм и шлифовали до толщины 2 мм. После термообработки и правки заготовки подвергали обдувке корундом, кромки с одной стороны разделявали под сварку на 1 мм по толщине. Затем заготовки сваривали методом аргоно-дуговой электросварки с присадкой 08Х20НГ6, сварные швы зачищали щетками из нержавеющей стали и разрезали на образцы, которые подвергали пассивации.

Качество сварных соединений проверяли методом рентгенографического контроля.

На подготовленные соединения в зависимости от условий эксплуатации и технологических требований нанесены двухслойные покрытия. Образцы из стали ВНС-2 окрашены эмалью КО-814 (толщина покрытия 25 мкм), образцы из стали ВНС-5 – эмалями КО-88К, КО-856 и КО-818К (толщина покрытий 40–45 мкм).

Двухслойные покрытия на основе эмалей КО-88К и КО-818К подвергали искусственной сушке в течение 2 ч при температуре 200 °С; двухслойное покрытие на основе эмали КО-856 – естественной сушке в течение 5 сут.

Результаты и обсуждение

Стойкость к коррозионному растрескиванию сварных соединений из стали ВНС-2 оценивали по времени до появления видимой трещины при осмотре с помощью бинокулярного микроскопа с увеличением $\times 16$.

Сварные образцы нагревали при температуре 300 °С в течение 48 ч для обезводороживания и в течение 500 ч для оценки эксплуатационного нагрева (ГОСТ 33291–2015), а также испытывали в камерах солевого тумана (ГОСТ 9.401–2018), тропического климата (СТП 1-595-20-100) и в промышленной атмосфере на стенде Московского центра климатических испытаний НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

После климатических испытаний в течение одного года на сварных соединениях до и после воздействия температуры 300 °С, включая образцы без покрытия, коррозионного растрескивания не выявлено.

При оценке влияния условий в камерах солевого тумана и тропического климата получили большой разброс данных по времени до появления трещин для образцов, подвергнутых одинаковой термической обработке. Поэтому в табл. 1 приведены минимальные значения времени до появления трещины, выявленной хотя бы у одного образца.

Таблица 1

Эффективность применения эмали КО-814 для защиты сварных соединений из стали ВНС-2 от коррозионного растрескивания

Покрытие	Воздействие температуры 300 °С в течение, ч		Время до появления трещины, сут, на сварном соединении			
			пластина–лист		профиль	
	48	500	КСТ	КТК	КСТ	КТК
Без покрытия	–	–	11	20	14	151
	+	–	11	20	52	65
	–	+	11	20	11	20
Эмаль КО-814	–	–	138	139	200	220
	+	–	158	65	121	151
	–	+	34	65	121	65
	+	+	52	65	121	151

Примечание. КСТ и КТК – камеры солевого тумана и тропического климата соответственно.

Сварные соединения из стали ВНС-5, работающие при температурах 500 и 600 °С в течение 500 и 100 ч соответственно, предполагалось защищать от коррозии эмалью КО-88К, которая, согласно результатам применения в газотурбинных двигателях, считалась наиболее термостойкой. Однако более высокую термостойкость (700 °С в течение 100 ч) имеет покрытие на основе эмали КО-818К [12]. Кроме того, целесообразно исследовать эмаль КО-856, которая не требует искусственной сушки.

В табл. 2–4 представлены результаты сравнительных испытаний покрытий на основе эмалей КО-88К, КО-818К и КО-856. При определении адгезии и термостойкости кремнийорганических покрытий поверхность сварного шва предварительно подготавливали путем зачистки щетками из нержавеющей стали.

Таблица 2

Адгезия кремнийорганических покрытий к сварному соединению из стали ВНС-5

Эмаль	Адгезия, балл, к поверхности					
	стали			сварного шва		
	до увлажнения	после увлажнения, сут		до увлажнения	после увлажнения, сут	
		1	18		1	18
КО-88К	2	2	2	2	2	2
КО-818К	2	2	3	2	2	3
КО-856	2	3	2	2	3	3

Таблица 3

Термостойкость кремнийорганических покрытий на сварных соединениях из стали ВНС-5

Эмаль	Состояние покрытия после нагрева	
	при 500 °С в течение 500 ч	при 600 °С в течение 100 ч
КО-88К	Без изменения	Отслаивание покрытия по сварному шву
КО-818К		Без изменения
КО-856		

Таблица 4

Противокоррозионные свойства кремнийорганических покрытий на сварных соединениях из стали ВНС-5

Подготовка поверхности сварного шва	Эмаль	Внешний вид покрытия после испытания в течение		
		1 цикла	3 циклов	5 циклов
Без дополнительной обработки	КО-88К	Без изменений	Местами отслаивание по шву	Отслаивание по шву, слабые точки коррозии на поверхности
	КО-818К		Темные точки на поверхности	Бронзующие точки коррозии по шву, отдельные – на поверхности
	КО-856		Точки коррозии по шву, отдельные – на поверхности	Сильная коррозия по шву, точки коррозии на поверхности
Зачистка щетками из нержавеющей стали	КО-88К	Без изменений	Слабые точки коррозии по шву, отдельные – на 50 % поверхности	Местами отслаивания по шву и на 10 % поверхности
	КО-818К		Темные точки на поверхности	Слабые бронзующие точки по шву, отдельные – на поверхности
	КО-856		Точки коррозии по шву, отдельные – на поверхности	Точки коррозии по шву, отдельные – на поверхности

Противокоррозионные свойства покрытий оценивали по результатам циклических испытаний. В течение каждого цикла испытаний образцы охлаждали при температуре $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч, нагревали при температурах 500 и $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 100 и 20 ч соответственно и экспонировали в камере тропического климата в течение 7 сут. После циклических испытаний образцы изучали с помощью бинокулярного микроскопа с увеличением $\times 16$.

Анализ влияния коррозионноактивных сред, сварочных напряжений и повышенных температур на сварные соединения пластин и листов, а также профилей из стали ВНС-2 показал, что эффективность противокоррозионной защиты с помощью эмали КО-814 является высокой. Время до возникновения коррозионного растрескивания сварного шва для двух типов соединений с эмалью КО-814 после эксплуатационного нагревания при температуре $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 500 ч, а также испытания в камерах солевого тумана и тропического климата в ≥ 3 раза больше, чем для образцов без покрытия.

При этом продолжительность периода до начала коррозионного растрескивания для профилей без покрытия и с покрытием при испытаниях в камере солевого тумана составляет 11 и 121 сут соответственно. Учитывая, что у образцов без покрытия после обезводороживания при температуре $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 48 ч, эксплуатационного нагревания при температуре $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 500 ч и экспозиции в промышленной атмосфере в течение 1 года не выявлено следов коррозионного растрескивания, применение кремнийорганической эмали КО-814 естественной сушки для защиты сварных соединений из стали ВНС-2, работающих при температуре $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ длительно, можно считать эффективным.

Наиболее стабильные значения адгезии (табл. 2) в процессе увлажнения как к поверхности стали ВНС-5, так и к сварному шву имеет покрытие на основе эмали КО-88К. Однако способность к адгезии полностью утрачена на сварном шве после воздействия температуры $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 100 ч (табл. 3). Адгезия к подложке является определяющим фактором работоспособности покрытий на основе полиорганосилоксанов. После горячей сушки такие покрытия обладают высоким уровнем внутренних напряжений, а после воздействия температур $300\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ возникают дополнительные внутренние напряжения, которые стремятся разрушить связи на границе «покрытие–подложка», обеспечивающие высокую адгезию. Кроме того, адгезия будет снижаться при работе во влажных условиях в связи с возможными ошибками при подготовке поверхности перед окраской в случае отсутствия развитой шероховатой поверхности подложки.

Недостаточная термостойкость покрытия на основе эмали КО-88К для сварного соединения из стали ВНС-5 зафиксирована также при циклических испытаниях (табл. 4). Надежная защита достигнута при использовании наиболее термостойкой эмали КО-818К ($700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 100 ч), хотя в этом случае в качестве пленкообразователя используется тот же кремнийорганический лак КО-08, что и в эмали КО-88К. Это объясняется тем, что в рецептуре эмали КО-818К применяются неорганические дисперсные наполнители, которые можно отнести как к катализаторам, так и антикатализаторам процесса термоокислительной деструкции [13]. Данное свойство неорганических дисперсных наполнителей учитывали при разработке рецептур не только эмалей КО-818К и КО-856, но и других термостойких лакокрасочных покрытий [14, 15].

Для покрытий, эксплуатируемых при повышенных температурах, особенно при температурах $>300\text{ }^{\circ}\text{C}$, большое значение имеет такой показатель, как коэффициент излучения, который определяет количество тепловой энергии, излучаемой нагретой поверхностью. Чем выше коэффициент излучения покрытия, тем больше тепловой энергии будет излучать в окружающую среду защищенная этим покрытием поверхность.

Все силикатные покрытия плиток и лакокрасочные покрытия на внешней поверхности МКС «Буран» имели коэффициент излучения $\geq 0,8$ [16].

Среди изученных в данной работе покрытий максимальный коэффициент излучения ($\geq 0,8$) имело покрытие на основе эмали КО-818К, минимальный ($\sim 0,5$) – на основе эмали КО-88К.

Заключения

Обеспечение защиты сварных соединений от коррозии всегда считали сложной задачей. Даже для защиты сварных соединений из алюминиевых сплавов в качестве первичного слоя систем покрытий применяют грунтовки с антикоррозионными пигментами, чаще всего грунтовку ВЛ-02, содержащую триоксихромат или тетраоксихромат цинка. Поэтому до проведения исследований эффективность применения кремнийорганических эмалей, не содержащих антикоррозионные пигменты, для защиты от коррозии сварных соединений различных типов из сталей ВНС-2 и ВНС-5 вызывала сомнение. Однако результаты исследований показали, что применение кремнийорганических эмалей позволяет обеспечить эффективную противокоррозионную защиту.

Кремнийорганическая эмаль КО-814 алюминиевая естественной сушки позволяет повысить в ≥ 3 раза стойкость к коррозионному растрескиванию сварных соединений различных типов из стали ВНС-2 после воздействия температуры 300 °С в течение 500 ч, камер солевого тумана и тропического климата.

Применение кремнийорганической эмали КО-818К обеспечивает эффективную противокоррозионную защиту сварного соединения из стали ВНС-5 после циклического воздействия отрицательных (–50 °С) и положительных (+600 °С) температур, а также экспозиции в камере тропического климата при общей продолжительности нагревания 500 и 100 ч при температурах 500 и 600 °С соответственно.

Результаты исследований позволили применить эмаль КО-818К для защиты стальных паяных сотовых панелей щитков элевона МКС «Буран», работающих при температуре 500 °С [12].

Кремнийорганическую эмаль КО-856 естественной сушки можно применять для ремонта сварных соединений из стали ВНС-5 в процессе эксплуатации.

Дополнительная зачистка сварного шва стали ВНС-5 щетками из нержавеющей стали повышает эффективность противокоррозионной защиты, особенно при использовании эмалей КО-88К и КО-856.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список источников

1. Микоян С.А. Воспоминания военного летчика-испытателя. М.: Техника – молодежи, 2002. 478 с.
2. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
3. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
4. Оглодков М.С., Романенко В.А., Бенариев И., Рудченко А.С., Григорьев М.В. Исследование промышленных полуфабрикатов из перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.

5. Колобков А.С., Малаховский С.С. Самозалечивающиеся композиционные материалы (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 1 (73). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-47-54.
6. Бенариев И., Антипов В.В., Хасиков Д.В., Оглодков М.С., Савичев И.Д., Кузнецова П.Е. Исследование структуры и свойств экономнолегированного алюминиевого сплава системы Al–Mg–Sc–Zr, изготовленного методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-23-35.
7. Попова Л.С., Потак Я.М., Вознесенская Н.М., Транцевич Я.В. Высокопрочная сталь ВНС-5 для ответственных деталей // Авиационная промышленность. 1968. № 4. С. 57–58.
8. Вознесенская Н.М., Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенитно-мартенситного класса // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 7. С. 34–37.
9. Громов В.И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тонышева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 159–174. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174.
10. Кондрашов Э.К., Малова Н.Е., Веренинова Н.П. Антикоррозионные сварочные составы для защиты нахлесточных сварных соединений алюминиевых сплавов и сталей // Коррозия: материалы, защита. 2015. № 6. С. 6–12.
11. Кондрашов Э.К. Лакокрасочные материалы и покрытия на их основе в машиностроении. М.: Пэйнт-Медиа, 2021. 256 с.
12. Молотова В.А. Промышленное применение кремнийорганических лакокрасочных покрытий. М.: Химия, 1978. 112 с.
13. Каблов Е.Н. Доспехи для Бурана. Материалы и технологии ВИАМ для МКС «Энергия – Буран». М.: ВИАМ, 2013. 128 с.
14. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения // Вестник Российского фонда фундаментальных исследований. 2017. № 3 (95). С. 97–105.
15. Каблов Е.Н. Без новых материалов – нет будущего // Металлург. 2013. № 12. С. 4–8.
16. Гофин М.Я. Жаростойкие и теплозащитные конструкции многоразовых аэрокосмических аппаратов. СПб.: ТФ «Мир», 2003. 671 с.

References

1. Mikoyan S.A. *Memoirs of a military test pilot*. Moscow: Technology for Youth, 2002, 478 p.
2. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
3. Kablov E.N. The key problem is materials. *Trends and guidelines for innovative development of Russia*. Moscow: VIAM, 2015, pp. 458–464.
4. Oglodkov M.S., Romanenko V.A., Benarieb I., Rudchenko A.S., Grigoryev M.V. Study of industrial semi-finished products from advanced aluminum-lithium alloys for aircraft products. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 11, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
5. Kolobkov A.S., Malakhovskiy S.S. Self-healing composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 1 (73), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 15, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-47-54.
6. Benarieb I., Antipov V.V., Khasikov D.V., Oglodkov M.S., Savichev I.D., Kuznetsova P.E. Study of structure and properties of sparinly alloyed aluminum alloy of Al–Mg–Sc–Zr system produced by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 11, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-23-35.

7. Popova L.S., Potak Ya.M., Voznesenskaya N.M., Trantsevich Ya.V. High-strength steel VNS-5 for critical parts. *Aviatsionnaya promyshlennost*, 1968, no. 4, pp. 57–58.
8. Voznesenskaya N.M., Kablov E.N., Petrakov A.F., Shalkevich A.B. High-strength corrosion-resistant steels of the austenitic-martensitic class. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2002, no. 7, pp. 34–37.
9. Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Pokrovskaya N.G., Tonyшева O.A. High-strength constructional and corrosion-resistant steels developed by VIAM for aviation engineering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 159–174. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174.
10. Kondrashov E.K., Malova N.E., Vereninova N.P. Anti-corrosion welding compounds for the protection of lap welded joints of aluminum alloys and steels. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2015, no. 6, pp. 6–12.
11. Kondrashov E.K. *Paints and varnishes and coatings based on them in mechanical engineering*. Moscow: Paint-Media, 2021, 256 p.
12. Molotova V.A. *Industrial application of organosilicon paint and varnish coatings*. Moscow: Khimiya, 1978, 112 p.
13. Kablov E.N. *A armor for Buran. VIAM materials and technologies for the ISS «Energia – Buran»*. Moscow: VIAM, 2013, 128 p.
14. Kablov E.N. Formation of domestic space materials science. *Vestnik Rossiyskogo fonda fundamentalnykh issledovaniy*, 2017, no. 3 (95), pp. 97–105.
15. Kablov E.N. Without new materials there is no future. *Metallurg*, 2013, no. 12, pp. 4–8.
16. Gofin M.Ya. *Heat-resistant and heat-protective structures of reusable aerospace vehicles*. St. Petersburg: TF «Mir», 2003, 671 p.

Информация об авторах

Кондрашов Эдуард Константинович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Козлова Алеся Александровна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Eduard K. Kondrashov, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Alesya A. Kozlova, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 29.01.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.01.2024.
The article was submitted 29.01.2024; approved and accepted for publication after reviewing 30.01.2024.



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



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





МОДИФИКАТОР АЛЮМИНАТ КОБАЛЬТА МАРОК АК-1, АК-2, АК-3

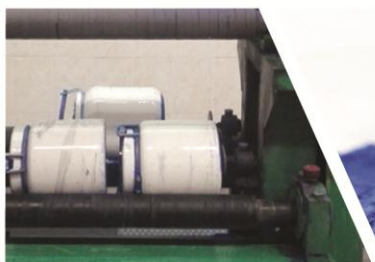
ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ
МАКРОСТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

**СОДЕРЖАНИЕ СВОБОДНОГО КОБАЛЬТА
В МОДИФИКАТОРЕ – МЕНЕЕ 2%,
ЧТО ПОЗВОЛЯЕТ ИСКЛЮЧИТЬ
ЕГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ
С РАСПЛАВЛЕННЫМ МЕТАЛЛОМ
И ПОЛУЧИТЬ ОТЛИВКУ БЕЗ
ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ.**

При производстве алюмината кобальта марок АК-1, АК-2, АК-3 используются исходные материалы с низким содержанием щелочных металлов, что приводит к увеличению живучести суспензии при изготовлении керамических оболочковых форм.

Производственные мощности

3 000 кг алюмината кобальта
в год



КЕРАМИЧЕСКАЯ
ФОРМА



А Б

Лопатка, полученная
без модификатора
(А)
и с модификатором
(Б)

Показатели	Значения показателей алюмината кобальта марки		
	АК-1	АК-2	АК-3
Массовая доля свободного кобальта, % (не более)	2	2	2
Удельная поверхность, см ² /г	4500–6500	8000–10000	10000–12000

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЛЮМИНАТА КОБАЛЬТА ОБЕСПЕЧИВАЕТ:

- повышение плотности;
- снижение ликвационной неоднородности;
- измельчение макрозерна и фрагментов микроструктуры металла отливок.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru



АЛЮМИНИЕВЫЕ ДЕФОРМИРУЕМЫЕ СПЛАВЫ

**РАЗРАБОТКА НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ
ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ
И ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ НИХ, СЛОИСТЫХ
АЛЮМОСТЕКЛОПЛАСТИКОВ (СИАЛ)**

Сопровождение промышленного производства, решение научных и технических задач в области материаловедения алюминиевых сплавов.

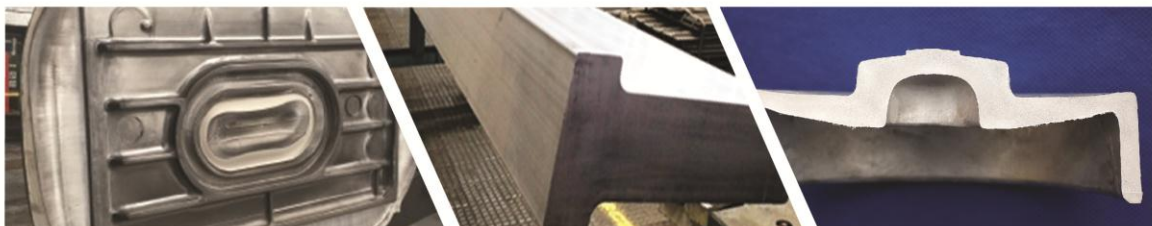
Термическая обработка полуфабрикатов
и деталей из алюминиевых сплавов

до **30 000 кг** заготовок деталей
в год

Металлографический анализ структуры
алюминиевых сплавов

300 шт. образцов
в год

Полуфабрикаты из новых алюминиевых деформируемых сплавов



Гибридные материалы на основе листов алюминия



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- разработку и технологическое сопровождение производства алюминиевых деформируемых сплавов и слоистых алюмо-стеклопластиков (СИАЛ);
- проведение работ по выявлению причин разрушения изделий и производственного брака полуфабрикатов из алюминиевых деформируемых сплавов;
- проведение термической обработки алюминиевых сплавов.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru



ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ИХ ПЕРЕРАБОТКИ

ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ НА ВЫСОКОМ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ УРОВНЕ



Производственные
мощности:

60 000 м² углеродных тканей
в год

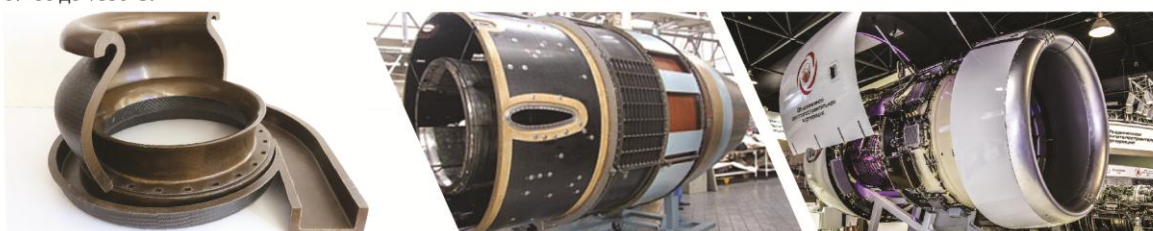
9 пропиточных линий

350 000 м² препрегов
в год

90 000 кг связующих
в год



В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны углепластики, стеклопластики и органопластики с рабочей температурой от -60 до +350°C.



Разработанные материалы применяются в различных изделиях авиационного назначения.

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- углеродные ткани – ВТкУ-2.200, ВТкУ-2.280, ВТкУ-2.200Т, ВТкУ-3;
- углепластики – ВКУ-39/ВТкУ-2.200, ВКУ-39/ВТкУ-2.280, ВКУ-29/ВТкУ-3, ВКУ-28/SYT55(S), ВКУ-25/SYT49S, ВКУ-30K.UMT49, ВКУ-30K.SYT49(S), ВКУ-57, ВКУ-45Ж/UMT-12K.ОЖН, ВКУ-45/UMT-3K.PTH, ВСП-3M/SYT55(S)-12K, ВСП-3M/ВТкУ-2.280, КМУ-11-M-2.200, ВКУ-38ТР, ВКУ-38ЖН;
- стеклопластики – ВПС-48/7781, ВПС-48/120, серия КМКС-2м. и КМКС-4, ВПС-53/120, ВПС-53/Т-25, ВСП-3М/Т-25, ВПС-31, ВПС-47/7781, ВПС-59/290, ВПС-42ПТ-64, ВПС-39П, СТ-69Н;
- органопластики – Органит 11ТЛ, Органит 12Т(М), ВКО-20, ВКО-2ТБ, Оргалон АФ-1М;
- гибридные материалы – ВКГ-5, ВСП-3М/ВБМПН-10-400/SYT45-3К.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

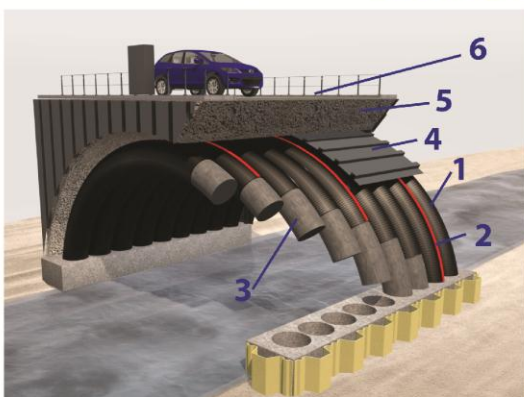
на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru

**РАЗРАБОТАНЫ И РЕАЛИЗОВАНЫ
В КОНСТРУКЦИЯХ ПОЛИМЕРНЫЕ
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ
ДЛЯ ГРАЖДАНСКИХ ОТРАСЛЕЙ
ПРОМЫШЛЕННОСТИ**



БЫСТРОВОЗВОДИМЫЙ МОСТ



- 1 – арочные элементы (углепластик ВКУ-51);
- 2 – датчики контроля напряженно-деформированного состояния на базе информкомпозитов;
- 3 – бетон;
- 4 – профнастил (стеклопластик ВПС-58);
- 5 – песчано-гравийная смесь;
- 6 – дорожное покрытие.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- углеродные ткани – ВТКУ-2.200, ВТКУ-2.280, ВТКУ-2.200Т, ВТКУ-3;
- строительство быстровозводимых мостов с применением арочных оболочек из углепластика и листов профилированного настила до 20 м в соответствии с проектной документацией на мост «под ключ»;
- систему мониторинга мостового сооружения «под ключ» (ТУ26.51-014-07545412–2017) для отслеживания нагружения в режиме «реального времени»;
- лицензию на изготовление связующего ВСВ-43, арочных элементов из ВКУ-51, профнастила из ВПС-58;
- системы мониторинга.

ПКМ ДЛЯ СИЛОВЫХ СБОРОК



ПРЕИМУЩЕСТВА ИЗДЕЛИЙ:

- класс горючести – трудногорючие;
- водопоглощение 0,1%;
- высокая стойкость к агрессивным средам и коррозии.

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- эпоксидное связующее ВСЭ-39 (пултрузия/инфузия);
- стеклопластик ВПС-61;
- опорные плиты;
- углепластик ВКУ-49;
- электроизолирующие стяжки.

МАССА ИЗДЕЛИЯ
СНИЖЕНА НА

35%
(С 80 ДО 50 КГ)



ГЕРМЕТИЗИРУЮЩИЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
ГЕРМЕТИЗИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ, РЕЗИН
И ПОЛИМЕРНЫХ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ
И ОГНЕЗАЩИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ
СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ.
ВЕДЕТСЯ РАЗРАБОТКА РЕЦЕПТУР
ДАННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ТЕХНОЛОГИЙ
ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ

Производственные
мощности

5 000 кг полисульфидных герметиков в год
20 000 кг силиконовых герметиков в год

10 000 кг полимерных теплозащитных и огнезащитных материалов в год



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- тиоколовые герметики: ВЭР-1, ВИТЭФ-1Б, ВИТЭФ-2НТ, ВТК-1-29, ВГМ-Л;
- силиконовые герметики: ВИКСИНТ КТМ, Пеногерметик ВПГ-300М, ВИКСИНТ У-20-92, ВИКСИНТ У-20-99, ВГМ-Л-3;
- полимерные теплозащитные и огнезащитные материалы: 1-ВШ, ВШ-4, ВЗО-9, ВЗО-9Х, ВОЗП-4, ВШ-РС-1, ТЗР-5М, ВТИ-3, ВШ-27Ф;
- теплоаккумулирующие материалы: В-ТАМ-50, ВТА-55, В-ТАМ-80, В-ТАМ-130;
- резина: ВР-38М, ВР-42;
- профилактические составы: ВИПС-1.

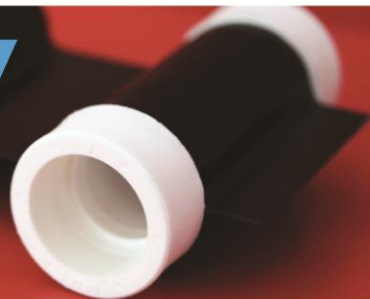
Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru

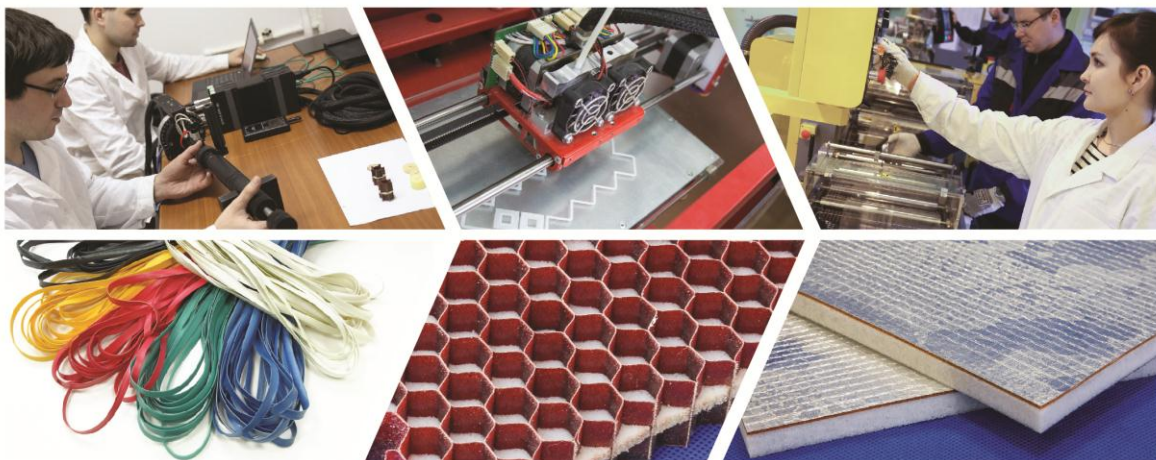
ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

**ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
СОВРЕМЕННЫХ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫХ
ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ
И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ**



**Производственные
мощности**

до 5 000 кг	литьевых термопластов в год	5 000 м ²	тканепленочных материалов в год
500 кг	вибропоглощающих материалов в год	750 м ²	акустических материалов в год
200 кг	термопластичных композиций для 3D-печати в год	2 250 м ²	ССП покрытия в год
до 5 000 кг	полировочных и шлифовальных паст в год		



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- литьевые термопласты и термозластопласты марок: ПК-М-2, ВТП-1-Л, ВТП-5, ВТП-7, ПА-12-Л, ВТЭП-1-Л, ВТЭП-3-Л, ВТП-12;
- термопластичные ПКМ марок: КТМС-1П, ВПС-38-Т, ВКУ-65, ВКУ-71;
- термопластичные композиции для 3D-печати: ВТП-9, филамент на основе ПА-12Л, филамент на основе ПЭЭК;
- полировочная паста ВИАМ-3;
- шлифовальная паста М-20;
- вибропоглощающие материалы: ВТП-1В, ВТП-2В, ВТП-3В;
- звукопоглощающие материал-конструкция марки ВЗМК-1 и композиционная декоративная панель марки ВТИ-26;
- тканепленочные материалы марок: ВРТ-9, ВРТ-10, ВРТ-11, ВРТ-12, Полиплекс;
- пенопласты: ВПП-1, ВПП-5, ВПП-5/1.

КОМПЛЕКСНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И КВАЛИФИКАЦИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУФАБРИКАТОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ



Испытательный центр
НИИЦ «Курчатовский
институт» – ВИАМ
включает в себя:

>700 единиц испытательного
оборудования

>1000 видов исследований
и испытаний

>400 единиц исследовательского
оборудования



Испытательный центр аккредитован Федеральным агентством воздушного транспорта (Росавиация) в качестве технического компетентного испытательного центра



Испытательный центр аккредитован в национальной системе аккредитации (Росаккредитация)

Испытательный центр аттестован филиалом ФГБУ «46 ЦНИИ» Минобороны России в качестве испытательного подразделения, соответствующего требованиям к технической компетентности и независимости, предъявляемым в руководящем документе РД В 319.02.70-08 «Аппаратура, приборы, устройства военного назначения. Требования к испытательным подразделениям и порядок их аттестации» (включая ГОСТ ISO/IEC 17025–2019 «Общие требования к компетентности испытательных и калибровочных лабораторий»)



Техническая компетенция Испытательного центра признана Российским морским регистром судоходства

ИЦ ПРЕДЛАГАЕТ:

- физико-механические испытания;
- спектральные, химико-аналитические исследования;
- разработку и поставку стандартных образцов материалов;
- исследования теплофизических свойств;
- исследования методами неразрушающего контроля;
- исследования на климатическую, микробиологическую стойкость и пожаробезопасность;
- металлофизические исследования;
- проведение натурных климатических испытаний в климатических зонах:
 - умеренно теплый климат с мягкой зимой (РФ, г. Геленджик);
 - умеренный климат (РФ, г. Москва);
 - тропический климат (Республика Куба);
 - тропический сухой климат (Исламская Республика Иран);
 - влажный тропический климат (Китайская Народная Республика).

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; isp.viam.ru



ТРЕБОВАНИЯ К РУКОПИСИ СТАТЬИ ПРИ ПОДГОТОВКЕ К ИЗДАНИЮ

1. Рукопись предоставляется в Редакционно-издательский отдел НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на бумажном и электронном носителях (программное обеспечение не ниже Windows'2003).

2. На рукопись должно быть оформлено Экспертное заключение о возможности опубликования в открытой печати.

3. Рукопись должна быть подписана всеми авторами статьи.

4. К каждой рукописи на отдельной странице на русском и английском языках предоставляется реферат (объемом 500–600 знаков, включая пробелы), в котором кратко излагается основное содержание работы, и ключевые слова.

5. Фамилии авторов и название статьи должны иметь перевод на английский язык.

6. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества (полностью), должности, номера телефона и адреса электронной почты.

7. Рекомендуются следующая структура рукописи:

- заголовок статьи;
- сведения об авторах;
- реферат;
- ключевые слова;
- введение;
- материалы и методы;
- результаты;
- обсуждение и заключения;
- благодарности (при необходимости);
- список литературы.

8. Рекомендуемый объем рукописи от – 15 000 до 30 000 знаков, включая пробелы.

9. Основные технические параметры рукописи:

- шрифт – Times New Roman;
- размер шрифта – 12;
- интервал – 1,5;
- поля: верхнее – 2; нижнее – 2,5; левое – 2,5; правое – 2,5;
- автоматическая расстановка переносов;
- набор формул в Microsoft Equation 3.0;
- штриховые рисунки должны быть выполнены в программе Microsoft Power Point или Microsoft Excel. На каждый рисунок должна быть ссылка в тексте;
- микроструктуры, фотографии приборов, оборудования должны быть представлены в электронном виде в программе Photoshop JPEG;
- размер иллюстраций не должен превышать формат А4;
- таблицы должны быть выполнены в программе Microsoft Word, пронумерованы и иметь тематические заголовки. На каждую таблицу должна быть ссылка в тексте;
- единицы измерения физических величин должны быть приведены в системе СИ.

10. Форма подачи рукописи:

- текст на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом;
- пронумерованные рисунки на бумажном носителе и в электронном виде отдельными файлами;
- пронумерованные подписи к рисункам на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом.

11. Список литературы, завершающий рукопись, должен быть тщательно выверен и унифицирован в соответствии с ГОСТ 7.0.5–2008.

Список литературы должен включать не менее 15 источников.

Последовательность ссылок в тексте должна строго соответствовать последовательности приведенного списка литературы.

Ссылки на неопубликованные работы (отчеты научно-исследовательских учреждений и заводов, стандарты предприятия и т. п.) не допускаются.

Допускается не более одной ссылки на работы, принятые к печати, с указанием номера издания, в котором планируется публикация.

Соблюдение данных правил облегчает работу научного редактора, рецензента и редактора, ускоряет подготовку статьи к печати.

По рекомендации научного редактора или рецензента статья может быть направлена авторам на доработку. После доработки авторы должны представить в редакцию первоначальный и доработанный варианты статьи с ответами на все вопросы и замечания научного редактора или рецензента.

Статья, находящаяся на доработке у авторов более одного месяца, рассматривается и принимается к публикации как вновь поступившая.

ТРУДЫ ВИАМ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09
E-mail: admin@viam.ru
www.ВИАМ.РФ; www.viam.ru