

№2
(96)
2021



ISSN 2307-6046

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«ВСЕРОССИЙСКИЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ИНСТИТУТ АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ТРУДЫ ВИАМ



ТРУДЫ ВИАМ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ЖУРНАЛ

ИЗДАЕТСЯ С 2013 ГОДА

№2 (96) февраль 2021

Учредитель периодического издания:

ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ

Редакционный совет

Председатель совета – главный редактор:

Каблов Е.Н. академик РАН, профессор (ФГУП «ВИАМ»)

Заместитель председателя совета – заместитель главного редактора:

Антипов В.В. канд. техн. наук (ФГУП «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)

Лаптев А.Б. докт. техн. наук (ФГУП «ВИАМ»)

Леонтьев Л.И. академик РАН, профессор (РАН)

Ночовная Н.А. докт. техн. наук (ФГУП «ВИАМ»)

Пенязьков О.Г. академик НАН Беларуси, профессор (Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова, Беларусь)

Петрова А.П. докт. техн. наук, профессор (ФГУП «ВИАМ»)

Райтер Г. докт. наук (ALD Vacuum Technologies GmbH, Германия)

Старцев В.О. докт. техн. наук (ФГУП «ВИАМ»)

Стороженко П.А. чл.-корр. РАН, профессор (АО «ГНИИХТЭОС»)

Тимофеев А.Н. докт. техн. наук (ОАО «Композит»)

Аграфенина Е.А. ответственный секретарь (ФГУП «ВИАМ»)

Издатель: ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ

Редакция:

редакторы – Е.А. Аграфенина, Ю.В. Коломиец;

корректор – И.С. Туманова; верстка – М.С. Закржевская

Ответственный за выпуск – Д.С. Лаврищев

Адрес редакции:

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, 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 № ФС77-52548 от 21.01.2013 г.

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).

Журнал входит в Международную ассоциацию издателей (PILA – Publishers International Linking Association) и участвует в проекте CrossRef.

Всем статьям, публикуемым в журнале, присваиваются индексы DOI (Digital Object Identifier).

ТРУДЫ ВИАМ

TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ**CONTENTS**Легкие сплавыLight-metal alloys

Леонов А.А., Трофимов Н.В., Дуюнова В.А.,
Уридия З.П. Тенденции развития литей-
ных магниевых сплавов с повышенной
температурой воспламенения (обзор)

3 Leonov A.A., Trofimov N.V., Duyunova V.A.,
Uridiya Z.P. Trends in the development of
cast magnesium alloys with an increased
ignition temperature (review)

Железина Г.Ф., Колобков А.С., Кулагина Г.С.,
Кан А.Ч. Демпфирующие свойства ги-
бридных слоистых металлополимерных
материалов на основе алюминиевых, ти-
тановых сплавов и слоев органопластика

10 Zhelezina G.F., Kolobkov A.S., Kulagina G.S.,
Kan A.Ch. Damping properties of hybrid
layered metal-polymer materials based on
aluminum, titanium alloys and organoplas-
tics layers

Полимерные материалыPolymer materials

Барботько С.Л., Боченков М.М., Воль-
ный О.С., Коробейничев О.П., Шмаков А.Г.
Оценка эффективности антипиренов, пер-
спективных для создания новых полимер-
ных композиционных материалов, предна-
значенных для авиационной техники

20 Barbotko S.L., Bochenkov M.M., Volnyj O.S.,
Korobeinichev O.P., Shmakov A.G. Evalua-
tion of the effectiveness of the fire retard-
ants, promising for the creation of new
polymer composite materials intended for
aviation techniques

Композиционные материалыComposite materials

Певчев Д.И., Горбовец М.А., Рыжков П.В.,
Курбаткина Е.И. Исследование характе-
ристик прочности дисперсноупрочнен-
ного металлического композиционного
материала марки ВКМ22

30 Pevchev D.I., Gorbovets M.A., Ryzhkov P.V.,
Kurbatkina E.I. Investigation of the strength
characteristics dispersion-strengthened
metal-ceramic composite material VKM22

Гуляев И.Н., Зеленина И.В., Валевин Е.О.,
Хасков М.А. Влияние климатического
старения на свойства высокотемпера-
турных углепластиков

39 Gulyev I.N., Zelenina I.V., Valevin E.O.,
Khaskov M.A. Influence of climatic ageing
on the properties of high-temperature car-
bon fiber reinforced plastics

Защитные и функциональные
покрытияProtective and functional
coatings

Конокотин С.П., Назаркин Р.М. Влияние
примесей внедрения в сплавах мишеней
системы Zr-Y на качество теплозащит-
ного керамического покрытия

52 Konokotin S.P., Nazarkin R.M. The influence
of interstitial impurities in the Zr-Y target
alloys on the heat resisting ceramic coating
quality

Горлов Д.С., Заклякова О.В., Алексан-
дров Д.А., Будиновский С.А. Повышение
фреттингостойкости интерметаллидного
сплава Ti₂AlNb

62 Gorlov D.S., Zaklyakova O.V., Aleksan-
drov D.A., Budinovskii S.A. Improving of fret-
ting resistance intermetallic Ti₂AlNb alloy

Александров Д.А., Горлов Д.С., Будиновский С.А. Применение комплекса ионно-плазменных технологий для защиты лопаток компрессора вертолетного газотурбинного двигателя от эрозионного износа и фреттинга

71 Alexandrov D.A., Gorlov D.S., Budinovskii S.A. Application of a complex of ion-plasma technologies to protect the compressor blades of a helicopter gas-turbine engine from erosion wear and fretting

Яцюк И.В., Доронин О.Н., Куко И.С. Вторичная переработка литых трубных катодов при получении металлопорошковой композиции для газотермического напыления покрытий

81 Iatsyuk I.V., Doronin O.N., Kuko I.S. Secondary processing of cast tube cathodes when obtaining a metal powder composition for the gas-thermal spray of coatings

Испытания материалов

Material tests

Зуев А.В., Заричняк Ю.П., Баринов Д.Я. Определение теплопроводности теплозащитного материала на основе волокон оксида кремния

88 Zuev A.V., Zarichnyak Yu.P., Barinov D.Ya. Measurement of thermophysical properties rigid fiber insulation

Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 2. Основные тенденции

99 Laptev A.B., Pavlov M.R., Novikov A.A., Slavin A.V. Current trends in the development of testing materials for resistance to climatic factors (review). Part 2. Main trends

Кутырев А.Е., Чесноков Д.В., Антипов В.В., Вдовин А.И. Исследование применения комбинированного анодного растворения алюминиевых сплавов с невысокой склонностью к МКК на примере сплава системы Al–Li–Cu с целью прогнозирования потери механических свойств при атмосферной коррозии

109 Kutyrev A.E., Chesnokov D.V., Antipov V.V., Vdovin A.I. A study of the use of combined anodic dissolution of aluminum alloys with not high sensibility to IGC evidence from alloy of Al–Li–Cu system with the purpose of predicting loss of mechanical properties at atmospheric corrosion

УДК 669.018.28:669.721.5

А.А. Леонов¹, Н.В. Трофимов¹, В.А. Дуюнова¹, З.П. Уридия¹**ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ЛИТЕЙНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРОЙ ВОСПЛАМЕНЕНИЯ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9

Представлены тенденции развития литейных магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения и огнестойкостью. Приведены основные мировые компании и институты – разработчики литейных магниевых сплавов. Рассмотрены разработанные сплавы с указанием их химических составов, механических характеристик при комнатной и повышенных температурах и коррозионной стойкости, а также области применения в изделиях и конструкциях различных отраслей промышленности. Представленные разработки магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения позволяют расширить сферу их использования.

Ключевые слова: обзор, температура воспламенения, огнестойкость, жаропрочность, магниевые сплавы, легирующие элементы.

A.A. Leonov¹, N.V. Trofimov¹, V.A. Duyunova¹, Z.P. Uridiya¹**TRENDS IN THE DEVELOPMENT OF CAST MAGNESIUM ALLOYS WITH AN INCREASED IGNITION TEMPERATURE (review)**

Trends in the development of cast magnesium alloys with increased temperature, ignition and fire resistance are presented. The main world companies and institutions - developers of casting magnesium alloys are presented. The developed alloys are considered, indicating their chemical characteristics, mechanical characteristics at high and high temperatures and corrosion resistance, as well as the use of materials and design aspects of industry. The presented magnesium alloys with an increased ignition temperature allow expanding the scope of their use.

Keywords: overview, ignition temperature, fire resistance, thermal stability, magnesium alloys, alloying elements.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время в странах Европейского союза и США признано экономически и технологически выгодным расширение применения пожаробезопасных высокопрочных магниевых сплавов нового поколения в конструкциях авиационных изделий при условии, что они прошли комплекс испытаний в соответствии с требованиями Aircraft Materials Fire Test Handbook-DOT/FAA/AR-00/12 (Справочник по тестам на воспламеняемость для авиационных материалов Федерального управления гражданской авиации США). В США разработаны новые пожаробезопасные сплавы на основе магния, содержащие редкоземельные металлы (РЗМ), кальций и другие элементы, значительно повышающие «опасную» температуру воспламенения магниевых сплавов до 850 °С.

Совершенствование магниевых сплавов и их применение в отраслях авиационной и автомобильной промышленности является актуальной задачей.

К изделиям из магния предъявляются очень высокие требования ввиду его специфики – он подвержен окислению на воздухе при воздействии высоких температур.

Для создания нового поколения изделий авиационно-космической техники требуются сплавы с повышенными прочностными эксплуатационными характеристиками, не уступающие по своим показателям серийным сплавам, используемым в России и за рубежом, а именно сплавы с высокими механическими свойствами при комнатной и повышенных температурах.

С целью увеличения температуры воспламенения магниевых сплавов разработчики применяют комплексное легирование различными элементами – как тугоплавкими, так и РЗМ.

Для оценки мирового уровня и тенденций развития литейных магниевых сплавов проведен анализ опубликованной научно-технической литературы. Предметом поиска являлись пожаробезопасные сплавы с высокой температурой воспламенения и повышенными механическими характеристиками, по сравнению с серийными магниевыми сплавами [1–10].

Отечественные сплавы

После анализа научно-технической литературы, а также патентов российских разработчиков установлено, что для увеличения температуры воспламенения магниевых сплавов с одновременным повышением механических характеристик в качестве легирующих элементов используют РЗМ, а в качестве добавки – дополнительно кальций для измельчения структуры.

Российским институтом металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН) разработан сплав на магниевой основе с РЗМ. При общем содержании РЗМ до 14% сплав состоит из следующих компонентов, % (по массе): 3–6 иттрия; 5–7 гадолиния; 1–5 самария и 0,2–0,6 циркония. Сплав обладает высокими механическими характеристиками при комнатной и повышенной температурах, что свидетельствует о его возможном сопротивлении при воздействии прямого огня. Такие характеристики сплава достижимы при соблюдении определенного количества легирующих элементов и термической обработки [10].

Корпорация ВСМПО-АВИСМА предлагает два литейных магниевых сплава. Один из них обладает повышенной сопротивляемостью ползучести благодаря его оптимально подобранному составу. Так, пониженное содержание алюминия (2,6–3,4% (по массе)) повышает жаропрочность сплава. При его изготовлении также используется легатура системы Al–Zn–Mg–Si, которая, по мнению разработчиков, лучше усваивается магнием [11]. Состав второго сплава отличается наличием кальция, введение которого в количестве 0,05–0,1% (по массе) положительно влияет на его механические свойства, так как кальций в магниевых сплавах способствует дополнительному измельчению структуры, оказывая модифицирующий эффект [12].

Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС» разработан магниевый сплав с указанными легирующими элементами, % (по массе): 3–4 иттрия; 3–4,5 неодима; 0,15–0,8 цинка и 0,4–1,0 циркония. Сплав термически обрабатывается по режиму T6 и рекомендуется для использования в авиационной промышленности в деталях, эксплуатируемых при повышенных температурах [13].

Зарубежные сплавы

Среди зарубежных разработчиков ряда сплавов на магниевой основе можно отметить компанию Magnesium Electron (Великобритания). Первый состав сплава содержит следующие легирующие компоненты, % (по массе): 2–6 иттрия; 0,05–4,0 неодима; до 1 гадолиния; до 1 диспрозия; до 1 эрбия; 0,05–1 циркония; 0,1 легкоплавких цинка и марганца; не более 0,3 алюминия и лития; 0–0,02 иттербия и 0–0,04 самария; остальное –

магний и примеси. Общее содержание редкоземельных элементов (РЗЭ) гадолиния, диспрозия и эрбия составляет 0,3–12% (по массе). Скорость коррозии сплава 0,8 мг/см²/день). Сплав содержит РЗМ и позиционируется как огнестойкий сплав, обладающий хорошей жидкотекучестью, пластичностью и обрабатываемостью резанием [14].

Компанией Magnesium Electron также представлен ряд сплавов, насыщенных РЗМ. В составе разработанного магниевых сплава, помимо стандартных легкоплавких элементов, таких как цинк, цирконий и алюминий, в различных процентных соотношениях содержатся ~15 элементов из группы РЗМ. Сплав с высоким насыщением РЗЭ эрбия (до 7,35% (по массе)) имеет предел кратковременной прочности 348 МПа, предел текучести 276 МПа и предел длительной прочности 100 МПа при температуре 250 °С. Однако ввиду высокого содержания в составе сплава элемента эрбия, плотность которого составляет ~9 г/см³, сплав также обладает высокой плотностью и является самым дорогостоящим [15].

Компанией Dead Sea Magnesium (Израиль) разработан состав сплава на магниевой основе с повышенными механическими свойствами при температурах до 250 °С и хорошей коррозионной стойкостью при воздействии солевого тумана. В состав сплава входят следующие легирующие компоненты, % (по массе): 2,5–3,5 неодама; до 2,6 иттрия; до 0,8 цинка; до 0,25 кальция и до 0,8 циркония. Разработчиками выявлена закономерность влияния цинка на относительное удлинение: при содержании в составе сплава 0,6% (по массе) цинка его относительное удлинение увеличивается до 5% при сохранении кратковременной прочности относительно сплава без содержания цинка. Сплав на магниевой основе содержит мелкозернистую структуру за счет модифицирования цирконием. Введение в расплав циркония ограничено 1% (по массе) ввиду его недостаточной усвояемости и осаждения в технологическом процессе выплавки сплава при температуре 720–800 °С. Для представленного сплава оптимальным является содержание циркония в диапазоне от 0,6 до 0,8% (по массе). Патентообладатели заверяют, что при легировании сплава в указанном диапазоне его структура – мелкозернистая и цирконий полностью растворяется в магнии. Содержание в составе неодама увеличивает прочность сплава в результате его последующей термической обработки, а цинк положительно влияет на коррозионную стойкость. В сплаве отсутствуют дорогостоящие РЗМ, что делает возможным его использование в широком спектре различных номенклатур деталей из литых сплавов. Разработанный сплав – стойкий к окислению, поэтому не требует содержания в литейных формах ингибиторов горения при изготовлении малогабаритных отливок. Сплав обрабатывается термическим путем – с высокой температурой закалки типа Т61 (при температуре 525–530 °С в течение 7–10 ч) с последующим охлаждением в горячей воде либо в потоке воздуха. Для получения необходимых высоких механических свойств при повышенных температурах необходимо искусственное старение сплава: в течение 9–10 ч – при температуре от 200 до 250 °С и в течение до 20 ч – при температуре до 200 °С. Данный сплав обладает следующими механическими характеристиками на вырезанных образцах: предел кратковременной прочности 275 МПа, относительное удлинение не менее 5% и предел текучести 200 МПа [16].

Второй сплав, представленный компанией Dead Sea Magnesium, предназначен для эксплуатации в температурном диапазоне 175–250 °С. Повышения температуры воспламенения сплава до 700 °С и его жаропрочных свойств достигают путем комплексного легирования РЗМ (Nd, Y). По сравнению с предыдущим сплавом, данный сплав обладает повышенными пластичностью (относительное удлинение 10%), коррозионной стойкостью (скорость коррозии 0,17 мг/см²/день) и пределом прочности до 285 МПа [17].

Активно разрабатывают сплавы и в Азиатских странах, в основном в Китае. Китайскими разработчиками представлено несколько магниевых сплавов, позиционируемых как пожаробезопасные. Представлен сплав, в состав которого входят следующие

компоненты, % (по массе): 8,0–10,0 гадолия; 2,0–4,0 иттрия и 0,4–0,6 циркония. Сплав воспламеняется при температуре ~700 °С и предназначен для эксплуатации при повышенных температурах. Одним из его недостатков является длительная высокотемпературная обработка [18].

Следует также отметить сплав на магниевой основе китайского университета Henan Polytechnic University, имеющий предел кратковременной прочности до 180 МПа при температуре 300 °С. Повышенные механические свойства сплава обеспечиваются благодаря наличию в его составе дорогостоящего элемента гольмия из группы РЗМ (8–12% (по массе)), а также он содержит 3–6% (по массе) неодима. Разработанный сплав находит ограниченное применение из-за высокой стоимости [19].

Китайской компанией Jiangsu Favour Automotive New Stuff Sci Tech Co, Ltd разработаны сплавы на магниевой основе с высокими механическими характеристиками при комнатной и повышенных температурах. Сплав системы Mg–Re–Y, предназначенный для гравитационного литья, содержит в своем составе следующие компоненты, % (по массе): 4,0–10,0 рения; 2,0–6,0 цинка; 0,5–1,2 алюминия и 0,1–0,3 марганца, а также добавки титана и бора в количестве 0,01–0,08% (по массе). Сплав имеет механические характеристики: при комнатной температуре предел прочности при растяжении составляет 298 МПа, относительное удлинение 16%; при температуре 200 °С предел прочности при растяжении составляет 216 МПа, относительное удлинение 22%. Сплав системы Mg–Er получают из следующих химических компонентов, % (по массе): 4,0–8,5 эрбия; 1,2–5,1 цинка; 0,5–1,2 алюминия и 0,1–0,3 марганца. Способ получения включает стадию предварительного приготовления лигатуры Mg–Er. Технология изготовления заключается в следующей последовательности введения элементов: добавление в чистый магний при температуре 700 °С чистого цинка, лигатур Mg–Er и Mg–Mn, а затем дальнейшее перемешивание; после этого нагрев до температуры 730 °С и добавление промышленного чистого алюминиевого слитка, а также лигатур Al–Ti, Al–Ti–B и Al–B. Сплав подвергается рафинированию в среде флюса и обладает следующими характеристиками: при комнатной температуре предел прочности при растяжении составляет 299 МПа, относительное удлинение 19%; при температуре 200 °С предел прочности при растяжении составляет 210 МПа, относительное удлинение 24%, что удовлетворяет высоким требованиям к изделиям в аэрокосмической отрасли [20].

В разработке специалистов китайского университета Henan University Science and Technology описан сплав на магниевой основе с РЗМ и повышенной температурой воспламенения, содержащий алюминий, а также следующие элементы, % (по массе): 0–2,5 самария; 5,0–6,5 гадолия и 0,7–1,3 цинка; остальное – магний в соответствии с массовым процентом. Сплав обладает механическими характеристиками: предел прочности при растяжении до 288 МПа при комнатной температуре и до 200 МПа при повышенной температуре (300 °С), воспламенение сплава происходит при температуре не менее 700 °С. Другой представленный сплав содержит, % (по массе): 0,5–0,9 сурьмы; 6,5–6,7 самария; 1,5–1,7 гадолия и 1,1–1,3 цинка. При температуре до 680 °С представленный сплав не воспламеняется. Кроме того, обладает превосходными характеристиками прочности: 200 МПа при температуре 300 °С, предел кратковременной прочности составляет до 292 МПа [21].

Группа Фушэн Пэна в Университете Чунцина (Китай) успешно разработала литой магниевый сплав с относительным удлинением >10% следующего состава, % (по массе): 10 гадолия; 2 иттрия; 1 цинка и 0,5 циркония. Сплав с пределом прочности при растяжении 295 МПа и пластичностью 10,2% находится в состоянии максимального старения, но ввиду большого содержания гадолия обладает высокой плотностью. Кроме того, разработан сплав (состав, % (по массе): 10 гадолия; 1 цинка и 0,5 циркония) без содержания Y с пределом кратковременной прочности 303 МПа и пластичностью 6,6% в состоянии пикового старения. Сплав, термически обработанный при

температуре 420 °С в течение 12 ч, демонстрирует высокие механические свойства. Температура воспламенения сплава составляет не менее 700 °С [22, 23].

Разработчик из китайского университета Shanghai Jiao Tong University также представил ряд литейных магниевых сплавов. Высокопрочный сплав состава, % (по массе): 12 гадолия; 0,8 цинка и 0,4 циркония, отлитый в песчаные формы, имеет предел кратковременной прочности 300 МПа и относительное удлинение 2,6%. Наибольшей прочности сплав достигает при его обработке при температуре 530 °С в течение 18 ч с последующим искусственным старением при температуре 225 °С в течение 8 ч. Сплав рекомендуется использовать при повышенных температурах – до 250 °С [24]. Высокопластичный литой сплав состава, % (по массе): 2 цинка; 0,4 циркония; 0,5 неодима и 0,2 иттрия, имеет высокое относительное удлинение разрушения (до 35%) и предел прочности не менее 295±5 МПа. Заявленная пластичность для сплава химического состава, % (по массе): Mg–2Zn–0,2Y–0,5Nd–0,4Zr, в литом состоянии выше, чем для большинства магниевых сплавов в литом состоянии. Термическая обработка проведена по следующему режиму: при температуре 430 °С в течение 12 ч с закалкой в потоке воздуха [25].

Заключения

По результатам анализа мировых тенденций в области развития магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения выявлено следующее:

- повышения температуры воспламенения, прочностных и жаропрочных свойств магниевых сплавов достигают путем комплексного легирования РЗМ;
- в качестве легирующих РЗМ особенно часто используют иттрий, неодим, лантан и церий, а также более дорогостоящие и редкие металлы, такие как гадолиний, диспрозий, иттербий, гольмий, эрбий и самарий;
- для повышения прочностных характеристик сплавов применяют высокотемпературную термическую обработку в диапазоне температур от 500 до 530 °С в течение 7–10 ч с последующей закалкой в горячей воде либо в интенсивном потоке воздуха. Для достижения максимальной прочности сплавов рекомендуется старение в течение до 20 ч с последующим охлаждением на воздухе.

В таблице представлены наиболее значимые иностранные разработки магниевых сплавов.

Физико-механические характеристики зарубежных магниевых сплавов

Свойства	Значения свойств систем сплавов зарубежных компаний			
	Mg–PЗМ–Zn (Henan University Science and Technology)	Mg–Zn–Re (Jiangsu Favour Automotive New Stuff Sci Tech Co, Ltd)	Mg–PЗМ–Zr (Dead Sea Magnesium)	Mg–PЗМ–Zr (Shanghai Jiao Tong University)
Предел прочности при растяжении $\sigma_B^{20^\circ}$, МПа	270	298	285	300
Предел длительной прочности $\sigma_{100}^{250^\circ}$, МПа	110	100	100	–
Температура воспламенения, °С	700	700	700	700

В России активно ведутся разработки сплавов на основе магния с дополнительным легированием РЗМ, в качестве которых в основном используют неодим, иттрий, гадолиний, диспрозий и лантан. Однако применение дорогостоящих РЗМ затрудняет использование сплава в промышленном производстве из-за высокой конечной стоимости

изделия. Добавление в сплав РЗМ позволяет повысить его механические свойства при комнатной и повышенной температурах на 15–20%. В основном российские изобретатели патентуют сплавы на основе систем Mg–Zn–Zr либо Mg–РЗМ–Zr, так как использование систем с цирконием дает возможность получить мелкозернистую структуру, кроме того, цирконий выступает в качестве модификатора, снижающего вредные примеси в расплаве, такие как железо. Зарубежные разработчики патентуют сплавы не только на основе системы Mg–Zn–Zr, но и применяют систему Mg–Al–Zn, а в качестве легирующих элементов, помимо РЗМ, вводят в расплав следующие элементы: кальций, серебро и олово. Такая механическая характеристика разработанных сплавов, как предел прочности при растяжении, достигает 290 МПа при комнатной температуре. Использование РЗМ в сплавах позволяет повысить их температуру воспламенения до 700 °С.

Библиографический список

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., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.09.2020).
3. Каблов Е.Н., Морозов Г.А., Крутиков В.Н., Муравская Н.П. Аттестация стандартных образцов состава сложнелегированных сплавов с применением эталона // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 9–11.
4. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
5. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
6. Трофимов Н.В., Леонов А.А. Исследование влияния легирующих элементов (Nb и Ti) на содержание примесей и механические свойства высокопрочного магниевого сплава системы Mg–Zn–Zr // Металлы. 2020. №3. С. 14–18.
7. 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.
8. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В. Сравнительный анализ анизотропии механических свойств и микроструктуры деформированных полуфабрикатов из высокопрочных магниевых сплавов с РЗЭ // Труды ВИАМ. 2018. №5 (65). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-24-33.
9. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В. Исследование влияния редкоземельных элементов и термической обработки на структуру и свойства жаропрочного литейного магниевого сплава системы Mg–РЗМ–Zr // Металлы. 2020. №5. С. 58–63.
10. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Молодцов С.В. Вклад ВИАМ в разработку легких сплавов и борьбу с коррозией изделий ракетно-космической техники // Труды ВИАМ. 2020. №2 (86). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-22-30.
11. Литейный магниевый сплав с редкоземельными металлами: пат. RU 2617072 C2; заявл. 06.10.15; опубл. 19.04.17.
12. Сплав на основе магния и способ его получения: пат. RU 2218438 C2; заявл. 26.12.01; опубл. 10.02.03.
13. Сплав на основе магния и способ его получения: пат. RU 2215056 C2; заявл. 26.12.01; опубл. 20.08.03.
14. Литейный магниевый сплав: пат. RU 2687359 C1; заявл. 23.11.18; опубл. 13.05.19.

15. Magnesium alloy containing heavy rare earths: pat. WO 2011117630 A1; filed 23.03.11; publ. 29.09.11.
16. Castable magnesium alloys: pat. WO 2005035811 A8; filed 08.10.04; опубл. 21.04.05.
17. High temperature resistant magnesium alloys: pat. US 6767506; filed 14.03.02; publ. 27.06.04.
18. Creep resistant magnesium alloy with improved ductility and fracture toughness for gravity casting applications: pat. US 20060020596 A1; filed 29.09.06; publ. 01.11.09.
19. Mg–Gd–Y–Zr magnesium alloy and heat treatment method of large-scale complex casting prepared from the Mg–Gd–Y–Zr magnesium alloy: pat. CN 103388095; filed 18.07.13; publ. 26.10.16.
20. High-toughness heat-resistant Mg–Gd–Y alloy and preparation method thereof suitable for gravitational casting: pat. CN 201910251471; filed 29.03.19; publ. 25.06.19.
21. High-toughness heat-resistant Mg–Er alloy and preparation method thereof suitable for low pressure casting: pat. CN 201910250338; filed 29.03.19; publ. 07.06.19.
22. Aluminum-containing rare earth magnesium alloy and preparation method thereof: pat. CN 201910271180; filed 04.04.19; publ. 28.05.19.
23. Wu X., Pan F.S., Cheng R.J., Luo S.Q. Mater Effect of morphology of long period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg–10Gd–1Zn–0,5Zr magnesium alloy // Materials Science and Engineering. 2018. No. 5. P. 64–68.
24. Wang D., Fu P.H., Peng L.M. et al. Development of high strength sand cast Mg–Gd–Zn alloy by co-precipitation of the prismatic β' and β_1 phases // Materials Characterization. 2019. Vol. 153. No. 7. P. 157–168.
25. Wang J., Zhou H., Wang L. et al. Microstructure, mechanical properties and deformation mechanisms of an as-cast Mg–Zn–Y–Nd–Zr alloy for stent applications // Journal of Materials Science & Technology. 2019. Vol. 35. Issue 7. P. 1211–1217.

УДК 66.017

Г.Ф. Железина¹, А.С. Колобков¹, Г.С. Кулагина¹, А.Ч. Кан¹

ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА ГИБРИДНЫХ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ, ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ И СЛОЕВ ОРГАНОПЛАСТИКА

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-10-19

Исследованы демпфирующие характеристики гибридных слоистых материалов классов «алюминий–органопластик» и «титан–органопластик» на основе металлических листов и слоев арамидного органопластика. Показано, что уровень демпфирующих свойств гибридных слоистых материалов выше, чем в исходных сплавах, и зависит от объемного содержания органопластика, расположения его слоев относительно слоев металла, а также от схемы армирования. Гибридные слоистые материалы являются перспективными материалами для изготовления конструкций высокоскоростной авиационной техники, работающих при высоких виброакустических нагрузках.

Ключевые слова: гибридные слоистые металлополимерные материалы, алюминиевый сплав, титановый сплав, арамидный органопластик, колебания, демпфирование.

G.F. Zhelezina¹, A.S. Kolobkov¹, G.S. Kulagina¹, A.Ch. Kan¹

DAMPING PROPERTIES OF HYBRID LAYERED METAL-POLYMER MATERIALS BASED ON ALUMINUM, TITANIUM ALLOYS AND ORGANOPLASTICS LAYERS

The damping characteristics of hybrid layered materials of the class «aluminum–organoplastics» and «titanium–organoplastics» based on metal sheets and layers of aramid organoplastics are studied. It is shown that the level of damping properties of hybrid layered materials is higher than that of the initial alloys and depends on the volume content of organoplastics, the location of organoplastics layers relative to metal layers, as well as on the reinforcement scheme. Hybrid layered materials are promising materials for the manufacture of high-speed aircraft structures operating under high vibroacoustic loads.

Keywords: hybrid layered metal-polymer materials, aluminum alloy, titanium alloy, aramid organoplastics, vibrations, damping.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Элементы авиационных конструкций в процессе эксплуатации подвергаются воздействию различного рода колебаний и вибраций. Для уменьшения динамической напряженности обшивок и деталей, работающих в зонах с повышенным уровнем виброакустических нагрузок, требуются материалы, способные эффективно гасить колебания и снижать уровень напряжений до безопасного значения. Создание конструкционных материалов с высокими демпфирующими свойствами, способных к рассеянию механической энергии, – важная и актуальная задача, так как в настоящее время требования к скорости и маневренности современных летательных аппаратов постоянно возрастают, а вследствие этого увеличиваются динамические и виброакустические нагрузки при их эксплуатации [1–4].

Один из путей решения проблемы повышения демпфирующих характеристик элементов авиационных конструкций – это создание гибридных слоистых металлополимерных материалов, состоящих из чередующихся слоев металла и полимерного композита (стекло-, угле- или органопластика). Полимерные композиционные материалы, армированные высокопрочными стеклянными, углеродными и арамидными волокнами, значительно превосходят металлические сплавы по способности к демпфированию механических колебаний [5, 6]. Благодаря этому слои полимерного композита в составе гибридного слоистого металлополимерного материала способны выполнять функцию демпфера по отношению к металлическим слоям и способствовать повышению виброакустической стойкости слоистого материала.

Создание гибридных металлополимерных материалов на основе металлических сплавов и полимерных композитов – перспективное направление в авиационном материаловедении, позволяющее реализовать положительные качества разнородных конструкционных материалов (металла и полимерного композита) и решить ряд проблем, не решаемых традиционными способами совершенствования металлических сплавов. Так, сочетание алюминиевых сплавов с пластиком, армированным арамидными или стеклянными волокнами, дает возможность кардинально повысить стойкость металлических слоев к распространению усталостных трещин [7–13].

Во ФГУП «ВИАМ» разработаны гибридные слоистые материалы класса АЛОР, состоящие из тонких листов алюминиевого сплава и слоев высокопрочного органопластика на основе арамидных волокон [14, 15], а также слоистые материалы класса СИАЛ, состоящие из листов алюминиевого сплава и слоев стеклопластика [4, 5]. Данные гибридные слоистые материалы имеют высокие усталостную долговечность и стойкость к распространению усталостных трещин, что является важным преимуществом перед типовыми алюминиевыми обшивками. Рост усталостных трещин в обшивках из материала класса АЛОР происходит в 5 раз медленнее, чем в типовых алюминиевых обшивках, а акустическая выносливость увеличивается в 10 раз [16].

Цель данной работы – показать возможность создания гибридных слоистых материалов на основе алюминиевых и титановых сплавов, превосходящих по уровню демпфирующей способности исходные металлические сплавы. В статье приведены результаты исследования демпфирующих характеристик гибридных слоистых металлополимерных композитов в зависимости от их состава, структуры и свойств, а также от объемного соотношения слоев металла и органопластика, схемы армирования, порядка расположения металлических и полимерных слоев относительно друг друга и других факторов.

Материалы и методы

Объектом исследования являются гибридные слоистые материалы двух классов – «алюминий–органопластик» и «титан–органопластик».

Исследуемый материал класса «алюминий–органопластик» состоит из листов алюминиевого сплава Д16ч.-АТ толщиной 0,47 мм и слоев органопластика толщиной от 0,15 до 0,45 мм (в зависимости от типа арамидной ткани марки СВМ и количества ее слоев в слое органопластика). Свойства армирующих арамидных волокон СВМ следующие: плотность 1400 кг/м^3 , прочность при растяжении 3800 МПа и модуль упругости 110 ГПа.

Исследуемый материал класса «титан–органопластик» состоит из листов титанового сплава ВТ35 толщиной 0,4 мм и слоев органопластика толщиной 0,2 мм, армированных однонаправленной тканью из арамидных волокон Руслан. Свойства арамидных волокон Руслан следующие: плотность 1400 кг/м^3 , прочность при растяжении 5000 МПа и модуль упругости 150 ГПа.

Листы гибридных слоистых материалов «алюминий–органопластик» и «титан–органопластик» изготавливали методом автоклавного формования пакета, собранного из тонких листов металла, слоев армирующей ткани (равнопрочной или однонаправленной структуры) и слоев клеевой пленки, используемой в качестве полимерного связующего. Для изготовления материала класса «алюминий–органопластик» использовали клеевую пленку ВК-41 (на основе эпоксидных смол и нитрильного каучука), отверждаемую при допустимом для алюминиевого сплава нагреве до температуры 120 °С. В состав материала класса «титан–органопластик» входит эпоксисульфоновая клеевая пленка ВК-36, отверждаемая при нагреве до температуры 170 °С, что допустимо для титанового сплава ВТ-35.

Листы алюминиевого сплава Д16ч.-АТ (серийные) предварительно подвергали анодному окислению в хромовокислотном электролите для обеспечения их коррозионной стойкости и повышения прочности адгезионного соединения со слоем органопластика.

Листы титанового сплава ВТ-35 толщиной 0,4 мм изготавливали из подката толщиной 2,3–2,5 мм путем последовательных теплой и холодной прокаток, совершаемых за несколько проходов. С целью упрочнения тонких листов и исключения их коробления проводили термообработку. Титановые листы под склейку подготавливали путем последовательной активации поверхности в растворах азотной и плавиковой кислот, ее обработки в растворе щелочи и промывки в воде.

Образцы для проведения физико-механических испытаний изготавливали из листов гибридных слоистых материалов методом механической обработки.

Демпфирующие характеристики гибридных слоистых металлополимерных материалов и их компонентов (металла и органопластика) исследовали при различных видах колебаний: крутильных, поперечных изгибных и продольных. Тангенс угла механических потерь (коэффициент механических потерь) и динамический модуль упругости определяли методами динамического механического анализа по ГОСТ Р 56801–2015 (колебания продольные), ГОСТ Р 56802–2015 (колебания крутильные) и ГОСТ Р 56803–2015 (колебания изгиба).

Для количественной оценки демпфирующих свойств материалов использовали следующие характеристики: тангенс угла механических потерь ($\operatorname{tg}\delta$), логарифмический декремент затухания колебаний (λ) и коэффициент относительного рассеяния энергии (Ω). Тангенс угла механических потерь связан с логарифмическим декрементом через выражение $\operatorname{tg}\delta \sim \lambda/\pi$.

Если величина логарифмического декремента затухания колебаний невелика (что свойственно алюминиевым и титановым сплавам), между ним и коэффициентом относительного рассеяния энергии имеет место зависимость $\lambda=2\Omega$.

Результаты и обсуждение

Известно, что демпфирование колебаний происходит в результате рассеивания энергии, затрачиваемой на деформирование материала, его структурные изменения и разогрев в результате внутреннего трения. Процесс рассеяния энергии в гибридных слоистых металлополимерных материалах происходит одновременно в слоях металла, полимерной матрице и армирующих волокнах, а также на внутренних границах раздела полимерной матрицы с металлом и волокном [17–21].

Способность гибридных слоистых металлополимерных материалов к рассеянию механической энергии зависит от многих факторов: свойств и объемного соотношения слоев металла и органопластика, схемы армирования слоев органопластика, порядка расположения металлических и полимерных слоев относительно друг друга и т. д.

На рис. 1 представлены результаты определения тангенса угла механических потерь гибридного слоистого материала класса «алюминий–органопластик» и его компонентов

(алюминиевого сплава Д16ч.-АТ, арамидного органопластика на основе ткани СВМ и полимерной матрицы ВК-41) методом свободных крутильных колебаний при частоте 1 Гц.

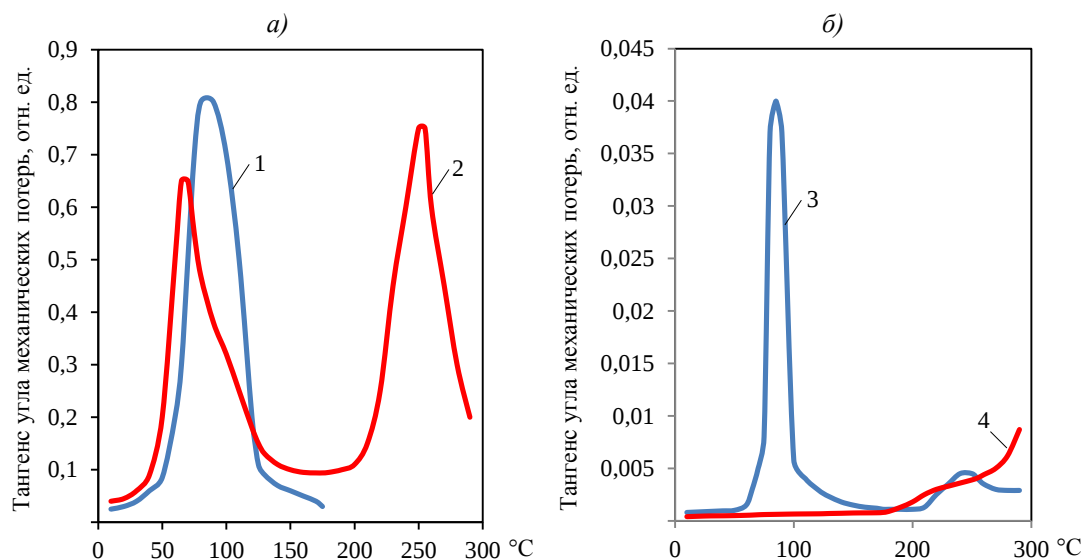


Рис. 1. Зависимость тангенса угла механических потерь от температуры для полимерной матрицы ВК-41 (1), органопластика на основе ткани СВМ и полимерной матрицы ВК-41 (2), а также для пятислойного гибридного слоистого металлополимерного материала класса «алюминий–органопластик» (3) и алюминиевого сплава Д16ч.-АТ (4)

Значения тангенса угла механических потерь материала класса «алюминий–органопластик» и его компонентов зависят от температуры испытаний. Пиковые значения механических потерь в данном материале наблюдаются при температурах, соответствующих фазовым переходам, происходящим в слоях органопластика. При температуре ~85 °C происходит переход полимерной матрицы ВК-41 из стеклообразного в высокоэластическое состояние. Пик тангенса механических потерь при температуре ~250 °C соответствует изменениям надмолекулярной структуры арамидных армирующих волокон. Для слоев алюминиевого сплава зависимость тангенса механических потерь от температуры проявляется в меньшей степени, чем для слоев органопластика. Изменение тангенса угла механических потерь алюминиевого сплава при температуре >200 °C связано, по-видимому, с процессами вязкого скольжения по границам зерен в кристаллической структуре сплава.

Сопоставление температурных зависимостей тангенса угла механических потерь материала класса «алюминий–органопластик», алюминиевого сплава и органопластика показывает, что механические потери в слоистом гибридном материале в 2,5–3,0 раза больше, чем в алюминиевом сплаве Д16ч.-АТ. Повышенная демпфирующая способность такого материала, по сравнению с алюминиевым сплавом Д16ч.-АТ, является следствием слоистости структуры гибридного материала, наличия внутренних границ раздела и эффективного выполнения слоями органопластика роли внутреннего демпфера колебаний.

Демпфирующая способность гибридного слоистого материала класса «алюминий–органопластик» возрастает с увеличением объемного содержания органопластика – компонента, в котором рассеяние энергии колебаний происходит наиболее интенсивно. В качестве примера на рис. 2 показано, что коэффициент рассеяния энергии продольных колебаний данного гибридного материала возрастает с 0,02 до 0,05 отн. ед. с увеличением содержания органопластика в материале с 14 до 39% (объемн.).

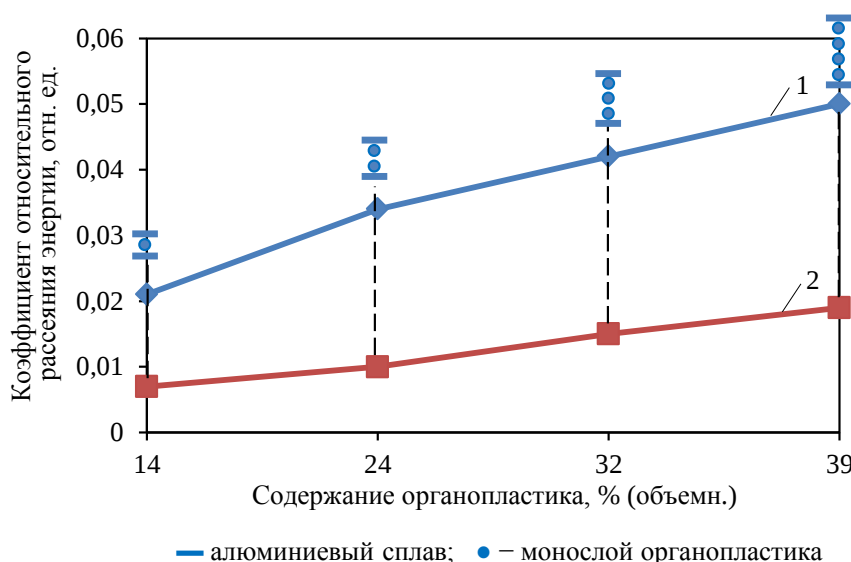


Рис. 2. Зависимость демпфирующей способности гибридного слоистого материала класса «алюминий–органоупластик» от объемного содержания органоупластика при продольных (1) и поперечных изгибных колебаниях (2)

На демпфирующую способность гибридного материала класса «алюминий–органоупластик» оказывает влияние не только объемное содержание органоупластика, но и порядок его расположения относительно слоев металла. На рис. 3 показано, что при поперечных изгибных колебаниях гибридного слоистого материала наименьшее рассеяние энергии наблюдается при расположении слоев органоупластика в срединной плоскости. Логарифмический коэффициент затухания колебаний данного материала увеличивается в 3,5 раза при разнесении слоев органоупластика относительно срединной плоскости и при их расположении на внешних поверхностях материала. При продольных колебаниях зависимость демпфирующих свойств от расположения слоев органоупластика не наблюдается.

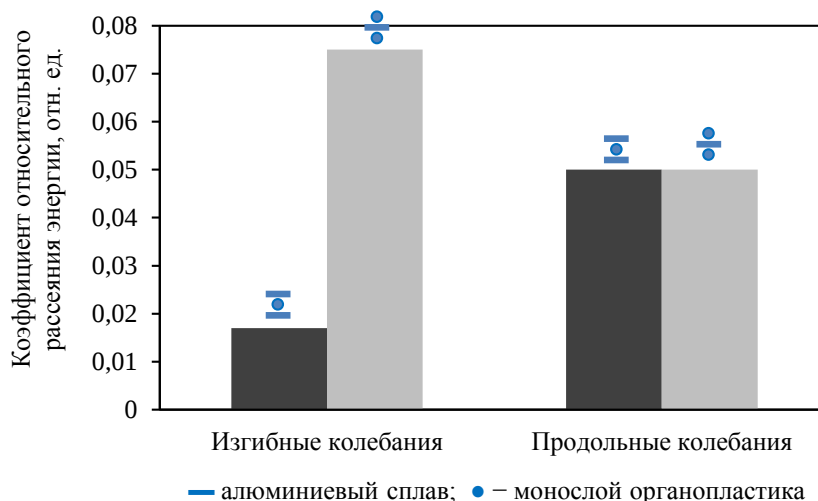


Рис. 3. Влияние схемы расположения слоев органоупластика толщиной 0,15 мм и алюминиевого сплава Д16ч.-АТ толщиной 0,47 мм на демпфирующую способность материала класса «алюминий–органоупластик» при изгибных и продольных колебаниях

Гибридным металлополимерным материалам, как и армированным полимерным композитам, свойственна анизотропия физико-механических свойств [22, 23]. Упруго-прочностные свойства гибридных металлополимерных материалов классов «алюминий–органопластик», «алюминий–углепластик» и «алюминий–стеклопластик» зависят от типа армирования (однонаправленное, перекрестное и др.), расположения армирующих волокон по отношению к направлению действующих нагрузок и др. [24].

В данной работе исследовали, как проявляется анизотропия гибридного слоистого материала класса «алюминий–органопластик» однонаправленной структуры (расположение всех армирующих волокон в слоях органопластика совпадает с направлением проката листов алюминиевого сплава Д16ч.-АТ) в отношении демпфирующих характеристик. Испытания выполняли с использованием метода поперечных колебаний при уровне относительной деформации 0,1%. На рис. 4 приведены зависимости логарифмического декремента затухания колебаний и динамического модуля упругости от угла армирования. При изменении угла армирования от 0 до 45 градусов логарифмический декремент затухания материала класса «алюминий–органопластик» увеличивается в 3,5 раза, а затем его величина монотонно снижается. При угле армирования 90 градусов величина логарифмического декремента остается в 2,5 раза больше, чем при угле армирования 0 градусов.

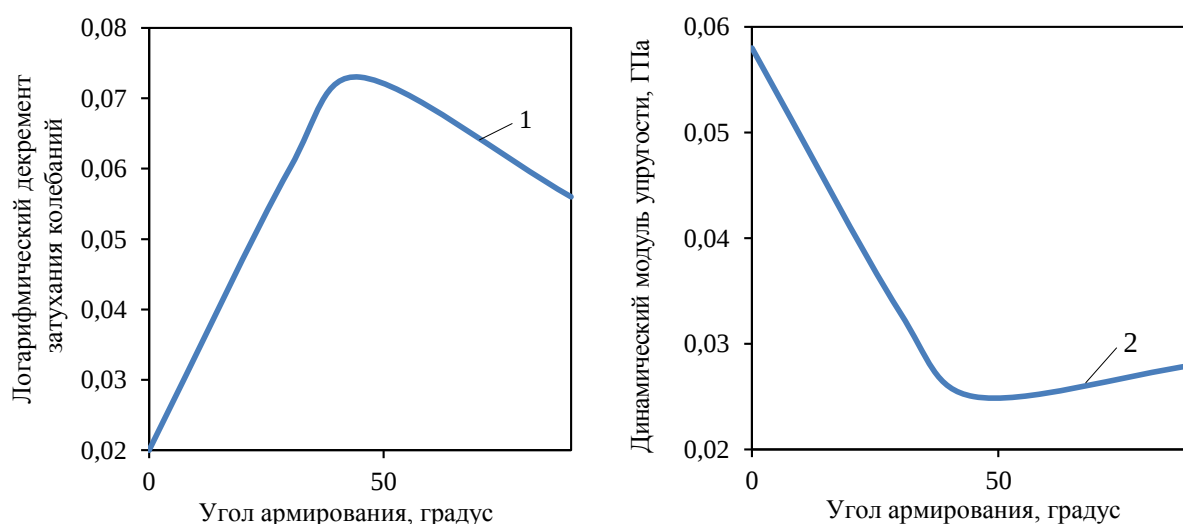


Рис. 4. Зависимость логарифмического декремента затухания колебаний (1) и динамического модуля упругости (2) гибридного слоистого однонаправленного материала класса «алюминий–органопластик» от направления вырезки образца по отношению к направлению армирования

В табл. 1 приведены физико-механические свойства гибридного слоистого металлополимерного материала класса «алюминий–органопластик» и его компонентов – алюминиевого сплава Д16ч.-АТ и органопластика.

Проведенные исследования показали, что наиболее значимыми структурными факторами, влияющими на уровень демпфирующей способности гибридного слоистого материала класса «алюминий–органопластик», являются объемное соотношение слоев металла и органопластика, расположение слоев органопластика относительно слоев металла, а также схема армирования и направление действующих нагрузок относительно армирующих волокон. Демпфирующие характеристики данного материала зависят от температуры и достигают пиковых значений при температуре фазовых переходов в слоях органопластика.

**Физико-механические свойства гибридного материала класса
«алюминий–органопластик», алюминиевого сплава Д16ч.-АТ
и перекрестно-армированного органопластика**

Материал	Состав и структура	Плотность, кг/м ³	Прочность при растяжении, МПа	Модуль упругости, ГПа	Логарифмический декремент затухания колебаний
Гибридный слоистый материал класса «алюминий–органопластик»	3 листа из сплава Д16ч.-АТ толщиной по 0,47 мм и 2 слоя органопластика по 0,15 мм на основе ткани СВМ и связующего ВК-41	2520	490	62	0,025
	2 листа из сплава Д16ч.-АТ толщиной по 0,47 мм и 1 слой органопластика 0,15 мм на основе ткани СВМ и связующего ВК-41	2590	480	63	0,021
Алюминиевый сплав Д16ч.-АТ	Лист толщиной 0,47 мм	2780	440	69	0,0065
Перекрестно-армированный органопластик	Армирующий наполнитель: равнопрочная ткань СВМ; связующее ВК-41	1350	700	30	0,036
Примечание. Приведены значения упруго-прочностных свойств гибридного слоистого материала класса «алюминий–органопластик» и органопластика для образцов, вырезанных в направлении армирования.					

Известно, что для металлических сплавов характерна тенденция снижения демпфирующей способности при увеличении жесткости и прочности. В связи с этим проблема обеспечения стойкости к виброакустическим нагрузкам и снижения динамической напряженности особенно актуальна для элементов авиационных конструкций, выполненных из титановых сплавов, обладающих высокими упруго-прочностными характеристиками. Гибридные слоистые материалы класса «титан–углепластик» имеют преимущества, по сравнению с титановыми сплавами, по плотности и вязкости разрушения [24, 25]. В данной работе исследовали возможность повышения демпфирующих характеристик титановых сплавов путем их сочетания с высокопрочным арамидным органопластиком в составе гибридного слоистого металлополимерного материала.

В табл. 2 представлены физико-механические свойства гибридного слоистого металлополимерного материала класса «титан–углепластик», состоящего из 3 листов титанового сплава ВТ-35 толщиной 0,4 мм, а также из 2 слоев органопластика на основе однонаправленной ткани из арамидного волокна Руслан и эпоксисульфонового связующего ВК-36. Для сравнения приведены свойства титанового сплава ВТ-35 и арамидного органопластика, используемого в составе гибридного материала. Логарифмический декремент затухания колебаний у гибридного слоистого материала класса «титан–органопластик» в 3,4 раза больше, чем у исходного титанового сплава, при объемном соотношении металла и органопластика 75:25.

На рис. 5 в обобщенном виде показаны демпфирующие характеристики конструкционных материалов различных классов: типовых полимерных композиционных материалов (стекло-, угле- и органопластик), металлических авиационных сплавов и гибридных слоистых металлополимерных материалов.

Таблица 2

Физико-механические свойства гибридного материала класса «титан–органопластик», титанового сплава ВТ-35 и однонаправленного органопластика

Материал	Состав и структура	Плотность, кг/м ³	Прочность при растяжении, МПа	Модуль упругости, ГПа	Логарифмический декремент затухания колебаний
Гибридный слоистый материал класса «титан–органопластик»	3 листа из сплава ВТ-35 толщиной по 0,4 мм и 2 слоя органопластика по 0,2 мм на основе однонаправленной ткани Руслан и связующего ВК-36	3860	1175	105	0,012
Титановый сплав ВТ-35	Лист толщиной 0,40 мм	4700	1100	110	0,0035
Однонаправленный органопластик	Армирующий наполнитель: однонаправленная ткань Руслан; связующее ВК-36	1360	1400	89	0,029
Примечание. Приведены значения упруго-прочностных свойств для образцов, вырезанных в направлении армирования.					

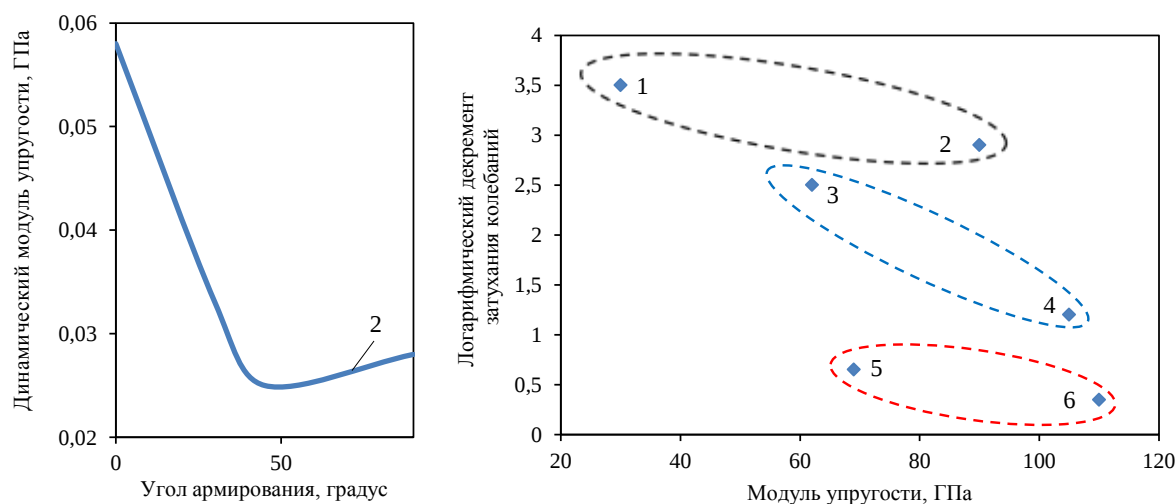


Рис. 5. Жесткость и демпфирующая способность различных конструкционных материалов – органопластиков равнопрочного (СВМ+ВК-41 – 1) и однонаправленного (Руслан+ВК-36 – 2), гибридных слоистых материалов классов «алюминий–органопластик» (Д16ч.-АТ+органопластик равнопрочный – 3) и «титан–органопластик» (ВТ-35+органопластик однонаправленный – 4), а также алюминиевого (Д16ч.-АТ – 5) и титанового (ВТ-35 – 6) сплавов

Как видно из данных, представленных на рис. 5, гибридные слоистые материалы обладают важным для авиационных материалов сочетанием свойств – высокой конструкционной жесткостью и способностью к демпфированию колебаний, что позволяет эффективно снижать динамическую напряженность конструкций в условиях высоких виброакустических нагрузок, характерных для эксплуатации перспективных высокоскоростных авиационных изделий.

Заключения

Исследованы демпфирующие характеристики гибридных слоистых материалов классов «алюминий–органопластик» и «титан–органопластик», состоящих из тонких металлических листов и слоев органопластика, армированных арамидными волокнами.

Установлено, что демпфирующие свойства гибридных слоистых металлополимерных материалов в 2,5–3,5 раза выше, чем у исходных металлических сплавов. Это является следствием эффективного гашения колебаний слоями органопластика, выполняющими роль внутреннего демпфера колебаний, а также слоистости структуры гибридного материала и наличия внутренних границ разделов «металл–полимер» и «арамидное волокно–полимер».

Уровень демпфирующих свойств гибридных слоистых материалов классов «алюминий–органопластик» и «титан–органопластик» зависит от объемного соотношения слоев металла и органопластика, расположения слоев органопластика относительно слоев металла и схемы армирования.

Гибридные слоистые материалы, не уступающие по уровню упругопрочностных свойств металлическим сплавам, но превосходящие их по демпфирующей способности, являются перспективными материалами для высокоскоростной авиационной техники, элементы которой подвергаются воздействию предельно высоких виброакустических нагрузок.

Библиографический список

1. Ярцев Б.А. Композиционные вибропоглощающие конструкции // Труды Крыловского государственного научного центра. 2019. №2 (388). С. 55–68.
2. Иванов А.В., Письмаров М.Н., Куфтин А.А. Исследование демпфирующих свойств конструкционных металлических материалов для защиты бортовой аппаратуры // Известия ТулГУ. Технические науки. 2019. Вып. 8. С. 304–306.
3. 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.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
5. Mashinskaya G.P., Zhelezina G.F., Senatorova O.G. Laminated Fibrous Metal – Polymer Composites. Soviet Advanced Composites Technology Series // Metal Matrix Composites. 1995. Vol. 3. P. 487–570.
6. Демешкин А.Г., Козеко М.Е., Корнев В.М., Кургузов В.Д. Демпфирующие характеристики композитных конструкционных материалов, изготовленных намоткой // Прикладная механика и техническая физика. 2001. Т. 42. №1. С. 190–195.
7. Podzhivotov N.Y., Kablov E.N., Antipov V.V., Erasov V.S., Serebrennikova N.Yu., Abdullin M.R., Limonin M.V. Laminated Metal–Polymeric Materials in Structural Elements of Aircraft // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Vol. 8. No. 2. P. 211–221.
8. Антипов В.В., Котова Е.В., Серебренникова Н.Ю., Петрова А.П. Клеевые связующие и клеевые препреги для алюмополимерных композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2018. №5 (65). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-44-54.
9. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Лукина Н.Ф. Новый класс слоистых алюмопластиков на основе алюминий–литиевого сплава 1441 с пониженной плотностью // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. №S2. С. 174–183.
10. Каблов Е.Н. Композиты сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. №1. С. 36–39.
11. Антипов В.В., Сидельников В.В., Самохвалов С.В., Шестов В.В., Нефедова Ю.Н. Возможности применения алюмопластиков в обшивках фюзеляжа самолета // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2016. Т. 18. №1. С. 77–82.
12. Серебренникова Н.Ю., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ерасов В.С., Каширин В.В. Гибридные слоистые материалы на базе алюминий–литиевых сплавов применительно к панелям крыла самолета // Авиационные материалы и технологии. 2016. №3 (42). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-3-8.

13. Гуняев Г.М., Железина Г.Ф., Ильченко С.И. Слоистые металлополимерные композиты на основе алюминиевых и титановых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2002. Вып.: Полимерные композиционные материалы. С. 50–58.
14. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Шестов В.В., Сидельников В.В. Слоистые гибридные материалы на основе листов из алюминий-литиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 212–224. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-212-224.
15. Деев И.С., Железина Г.Ф. Фрактографический анализ слоистого металлополимерного композита АЛОР после испытаний на трещиностойкость // *Композиты и наноструктуры*. 2015. Т. 7. №3. С. 162–176.
16. Димитриенко Ю.И., Губарев Е.А., Федонюк Н.Н., Яковлев Д.О. Метод расчета рассеяния энергии в конструкциях из гибридных композитов // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. 2014. Вып. 11 (656). С. 12–24. DOI: 10.18698/0536-1044-2014-11-12-24.
17. Сытый Ю.В., Сагомонова В.А., Кислякова В.И., Большаков В.А. Вибропоглощающие материалы на основе термоэластопластов // *Труды ВИАМ*. 2013. №3. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2020).
18. Сытый Ю.В., Сагомонова В.А. Основные принципы создания вибропоглощающих материалов авиационного назначения // *Труды ВИАМ*. 2013. №11. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2020).
19. Платонов М.М., Шульдешов Е.М., Нестерова Т.А., Сагомонова В.А. Акустические полимерные материалы нового поколения // *Труды ВИАМ*. 2016. №4 (40). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-9-9.
20. Сагомонова В.А., Кислякова В.И., Тюменева Т.Ю., Большаков В.А. Влияние состава вибропоглощающих материалов на коэффициент механических потерь // *Труды ВИАМ*. 2015. №10. Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-10-10.
21. Железина Г.Ф., Гуляев И.Н., Соловьева Н.А. Арамидные органопластики нового поколения для авиационных конструкций // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 368–378. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-368-378.
22. Железина Г.Ф., Войнов С.И., Соловьева Н.А., Кулагина Г.С. Арамидные органотекстолиты для ударостойких авиационных конструкций // *Журнал прикладной химии*. 2019. Т. 92. Вып. 3. С. 358–365.
23. Войнов С.И., Железина Г.Ф., Ильичев А.В., Соловьева Н.А. Исследование механических характеристик слоистого металлополимерного композиционного материала на основе листов алюминия и слоев углепластика // *Вопросы материаловедения*. 2018. №4 (96). С. 86–97.
24. Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Путырский С.В., Крохина В.А. Титанополимерные слоистые материалы // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S2 (44). С. 56–62. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-56-62.
25. Арисланов А.А., Гончарова Л.Ю., Ночовная Н.А., Гончаров В.А. Перспективы использования титановых сплавов в слоистых композиционных материалах // *Труды ВИАМ*. 2015. №10. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-4-4.

УДК 699.81:678.8

С.Л. Барботько¹, М.М. Боченков¹, О.С. Вольный¹,
О.П. Коробейников², А.Г. Шмаков²

**ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ АНТИПИРЕНОВ,
ПЕРСПЕКТИВНЫХ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НОВЫХ
ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ,
ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-20-29

Проведены исследования по эффективности действия двух видов антипиренов – графена и органического фосфорсодержащего соединения DOPO-THPO, вводимых в эпоксидную смолу. Количество вводимых антипиренов составило 0; 2 и 4% от количества эпоксидной смолы. Оценка эффективности антипиренов проведена методом кислородного индекса. Показано, что для данной эпоксидной смолы введение графена обеспечило повышение кислородного индекса с 21 до 27%, а введение фосфорсодержащего антипирена DOPO-THPO – с 21 до 23%. При одновременном введении графена (3%) и DOPO-THPO (1%) удалось достигнуть повышения кислородного индекса до 28%.

Ключевые слова: пожаробезопасность, горючесть, кислородный индекс, полимерные материалы, авиационные материалы, эпоксидная смола, огневые испытания.

S.L. Barbotko¹, M.M. Bochenkov¹, O.S. Volnyj¹,
O.P. Korobeinichev², A.G. Shmakov²

**EVALUATION OF THE EFFECTIVENESS OF THE FIRE RETARDANTS,
PROMISING FOR THE CREATION OF NEW
POLYMER COMPOSITE MATERIALS
INTENDED FOR AVIATION TECHNIQUES**

Studies have been carried out on the effectiveness of the action of two types of fire retardants – graphene and an organic phosphorus-containing compound DOPO-THPO, introduced into an epoxy resin. The amount of fire retardants introduced was 0; 2 and 4% of the amount of epoxy resin. The efficiency was assessed by the oxygen index method (LOI). It was shown that for this epoxy resin, the introduction of graphene provided an increase in the oxygen index from 21 to 27%, and the introduction of the phosphorus-containing fire retardant DOPO-THPO – from 21 to 23%. With the simultaneous introduction of graphene (3%) and DOPO-THPO (1%), it was possible to achieve an increase in the oxygen index up to 28%.

Keywords: fire safety, flammability, limited oxygen index, polymeric material, aircraft material, epoxy resin, fire test.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт химической кинетики и горения им. В.В. Воеводского» Сибирского отделения Российской академии наук» [Voevodsky Institute of Chemical Kinetics and Combustion Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences]; e-mail: admin@kinetics.nsc.ru

Введение

Одним из важнейших условий обеспечения создания конкурентоспособной авиационной техники является широкое применение полимерных композиционных материалов (ПКМ). По своей химической природе полимерные материалы способны к реакциям экзотермического окисления (горению), в связи с чем представляют собой определенную пожарную опасность. Пожарная безопасность материалов, применяемых в отделке и конструкциях авиационной техники, регламентируется авиационными нормами [1, 2]. Для обеспечения пожарной безопасности авиационной техники, для огневых испытаний материалов используется большой комплекс методов [3].

ФГУП «ВИАМ» является ведущей материаловедческой организацией, более 80 лет занимающейся разработкой и внедрением в авиационную отрасль новых материалов [4–6]. ИХКГ СО РАН в течение длительного времени специализируется на исследованиях процессов горения и эффективности действия антипиренов [7–12].

Планируемое введение в авиационные нормы новых требований по пожарной безопасности [13, 14] ставит перед материаловедцами новые задачи – конструкционные ПКМ, предназначенные для изготовления фюзеляжа, также должны испытываться на воспламеняемость и распространение пламени, а также должны затухать при удалении источника воспламенения.

Для снижения горючести ПКМ и обеспечения их самозатухания в состав полимеров вводят ингибиторы горения – антипирены. В настоящее время одними из наиболее распространенных типов антипиренов являются галогенсодержащие соединения [15]. Однако продукты термодеструкции таких полимерных композиций имеют высокие токсичность и оптическую плотность дыма, поэтому их применение в условиях замкнутого объема (например, салона самолета) является нежелательным.

Другими эффективными антипиренами, широко используемыми при создании ПКМ авиационного назначения, являются фосфорорганические соединения. Эти антипирены действуют в конденсированной фазе, изменяя механизм термодеструкции, и обеспечивают образование пенококса, препятствующего прогреву полимера от пламени. Вследствие действия этого типа антипиренов в конденсированной фазе, токсичность газообразных продуктов горения полимерных материалов с такой огнезащитой значительно ниже вследствие отсутствия галогеноводородов и меньшего количества образующегося угарного газа [16]. Однако эти антипирены зачастую изготавливают из фосфорорганических соединений, включенных в список запрещенных прекурсоров (список 2 «Конвенции о запрещении разработки, накопления и применения химического оружия и его уничтожении») [17], что требует разработки новых видов (или путей синтеза) антипиренов данного типа [18].

В настоящее время получают распространение также антипирены на основе наночастиц – фуллерены, углеродные нанотрубки, наносиликаты и др. Эти антипирены также действуют в конденсированной фазе, увеличивая образование углеродистого остатка при термодеструкции. Однако эти материалы имеют крайне высокую стоимость и вследствие этого пока не находят широкого применения. Возможной альтернативой этим антипиренам является применение сажи, графита и им подобных материалов.

Данная работа выполнена в рамках выполнения работ по гранту РНФ 20-19-00295 «Разработка армированных полимерных материалов пониженной горючести, перспективных для использования в авиационной промышленности, на основе экспериментального исследования и компьютерного моделирования» и реализации стратегического направления 2. «Фундаментально-ориентированные исследования, квалификация материалов и неразрушающий контроль» комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» стратегического направления («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19, 20].

Материалы и методы

Цель данной работы – проведение исследования по оценке эффективности двух видов антипиренов, в том числе оценка их совместного влияния.

В качестве модельного полимерного материала выбрана композиция на основе эпоксидной смолы ЭД-22.

В качестве первого коксообразующего антипирена выбран графен – двумерная аллотропная модификация углерода, образованная одним слоем атомов и имеющая двумерную гексагональную кристаллическую решетку. Его можно представить как один слой графита, отделенный от объемного кристалла. Одним из способов получения графена является интеркаляция (расщепление) графита на отдельные слои, т. е. интеркалированный графит является, по сути, аналогом графена. Применение графена в качестве антипирена описано в работе [21]. Графен был изготовлен компанией НПК «РУСГРАФЕН» [22].

В качестве фосфорорганического антипирена выбрана композиция DOPO-THPO (9,10-дигидро-9-окси-10-фосфафенантрен-10-оксид (DOPO) + тригидроксиметилфосфиноксид (THPO)). Физические свойства этой композиции следующие: вязкая прозрачная смола, имеющая слабый желтоватый оттенок, изготовлена в Государственной ведущей лаборатории пожарных наук Университета науки и технологии Китая и предоставлена профессором Юань Ху. Метод синтеза этого антипирена описан в работе [23], структурная формула приведена на рис. 1.

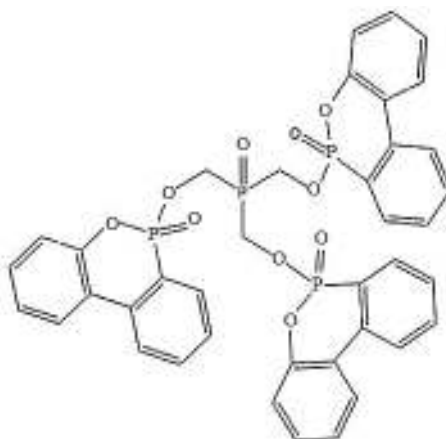


Рис.1. Структурная формула композиции антипирена DOPO-THPO

Введение в состав эпоксидной смолы 1% антипирена DOPO-THPO соответствует содержанию фосфора в композиции, равному 0,16%.

Изготовление образцов, содержащих композицию DOPO-THPO, производили по методике, аналогичной изложенной в работе [23]: необходимое количество антипирена вводили в эпоксидную смолу, содержащую активный разбавитель, и тщательно перемешивали до его полного растворения, после чего добавляли необходимое количество отвердителя ТЭТА, повторно тщательно перемешивали и заливали в форму.

Изготовление образцов, содержащих графен и композицию DOPO-THPO, производили по методике, изложенной в работе [24]. Необходимое количество графена диспергировали в ультразвуковой ванне в ацетоне, исходя из соотношения 1 г графена на 100 мл ацетона, в течение 1 ч при комнатной температуре. После этого в дисперсию графена в ацетоне добавляли эпоксидную смолу и перемешивали в течение 2 ч. Далее смесь нагревали на масляной бане при 130 °С в течение 0,5 ч для удаления ацетона. После этого добавляли необходимое количество фосфорсодержащего антипирена (в данном

случае DOPO-THPO) в эпоксидную смолу и перемешивали в течение 0,5 ч, затем смесь охлаждали до 50 °С. Далее в смесь добавляли отверждающий агент при перемешивании, разливали композицию в формы и отверждали. Отверждение пластин производили в течение 5 сут при температуре 23±2 °С. Состав изготовленных образцов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Состав композиций для исследования эффективности антипиренов

Компонент	Состав, мас. ч., композиции с условным номером							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Смола ЭД-22	98	98	98	98	98	98	98	98
Активный разбавитель Э-181	2	2	2	2	2	2	2	2
Отвердитель ТЭТА	13	13	13	13	13	13	13	13
Графен	–	2	4	–	–	2	1	3
Антипирен DOPO-THPO	–	–	–	2	4	2	3	1

На первом этапе исследований оценку эффективности действия антипиренов проводили методом кислородного индекса по ГОСТ 21793–76, ГОСТ 12.1.044–89 (п. 4.14) и ASTM D2863. Данный метод испытаний является широко распространенной практикой оценки эффективности действия антипиренов, так как имеет высокую чувствительность и хорошую воспроизводимость.

Для испытаний из отлитых и отвержденных пластин композиций были нарезаны образцы размером 130×10×4 мм (тип 1). Величина кислородного индекса – это минимальное содержание кислорода в кислород-азотсодержащей смеси, при котором возможно свечеобразное (сверху вниз) горение материала в условиях испытаний на оговоренном оборудовании в соответствии с нормативной документацией на метод испытаний (для данного типа образцов – продолжительность самостоятельного горения образцов после воспламенения должна составлять не менее 180 с).

Испытания проводили с использованием испытательного оборудования марки OI-95 фирмы Fire Testing Technology (Великобритания). Оборудование обеспечивает возможность поддержания в газовой смеси содержания кислорода в диапазоне от 0 до 100% с погрешностью не более 0,2%. Точность (дискретность) задания необходимой концентрации газовой смеси составляет 0,1%.

Для проведения испытания образец устанавливают в держатель образца и через кварцевую трубу продувают азот-кислородсодержащую смесь заданного состава со скоростью 4±1 см/с. Образец поджигают сверху при помощи пилотной газовой горелки. Образец считается поддерживающим горение в том случае, если продолжительность его самостоятельного горения после удаления пламени газовой горелки превышает 180 с или длина прогорания превышает 50 мм. В случае если образец поддерживает горение, следующее испытание проводят при меньшей концентрации кислорода, а если не поддерживает – концентрацию кислорода в газовой смеси увеличивают. Испытания проводят до тех пор, пока не будут получены две концентрации кислорода, различающиеся не более чем на 1%, когда при большей концентрации образец поддерживает горение, а при меньшей – затухает. Минимальная концентрация кислорода, при которой поддерживается самостоятельное свечеобразное горение, и принимается за величину предельного кислородного индекса материала. Более точное определение величины кислородного индекса (до 0,1%) считается нецелесообразным, так как требует в 2 раза большего количества образцов и, как правило, существует большой разброс данных между параллельными испытаниями при малых изменениях концентрации кислорода.

Результаты и обсуждение

Полученные результаты испытаний образцов приведены в табл. 2.

Таблица 2

Сводная таблица значений кислородного индекса исследованных композиций

Условный номер композиции	Вид и количество введенного антипирена	Величина кислородного индекса, %
1	Без антипирена	21
2	2% графена	26
3	4% графена	27
4	2% DOPO-THPO	22
5	4% DOPO-THPO	23
6	2% графена + 2% DOPO-THPO	26
7	1% графена + 3% DOPO-THPO	25
8	3% графена + 1% DOPO-THPO	28

Внешний вид образцов в исходном состоянии и после испытаний в условиях кислородного индекса приведен на рис. 2.

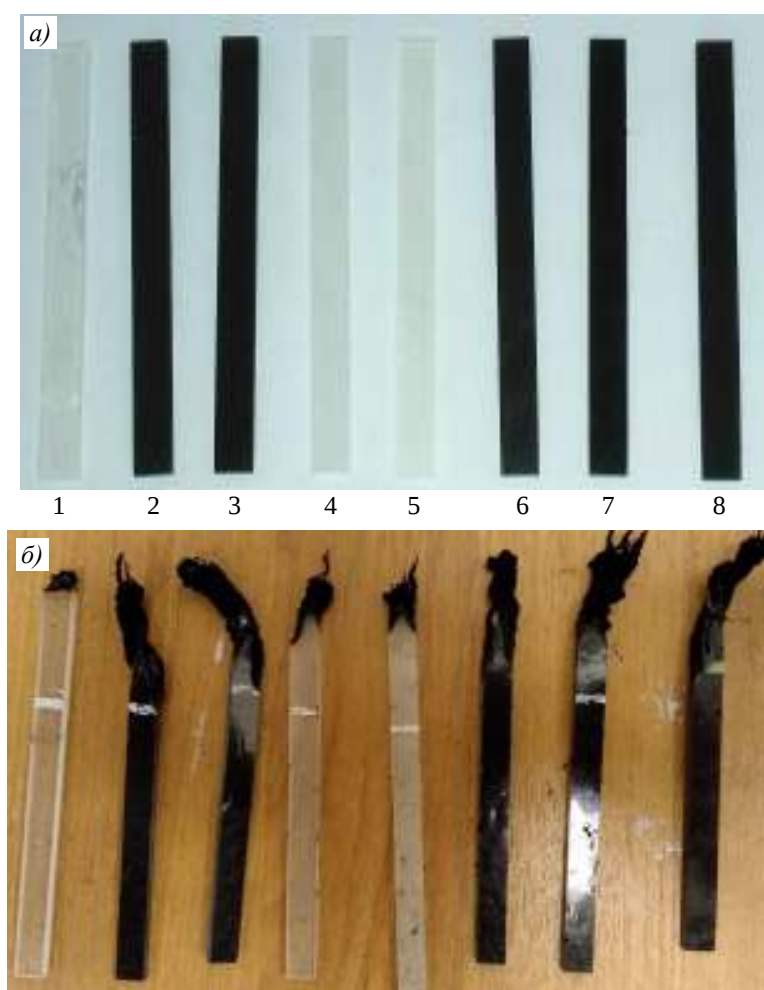


Рис. 2. Внешний вид образцов в исходном состоянии (а) и после испытаний в условиях кислородного индекса (б)

В графическом виде влияние антипиренов (графена и композиции DOPO-THPO по отдельности) приведено на рис. 3. Для вводимого антипирена DOPO-THPO наблюдается линейная зависимость – введение каждых 2% антипирена приводит к увеличению кислородного индекса на 1%. В случае введения графена зависимость величины кислородного индекса имеет ярко выраженный нелинейный характер: введение первых 2% приводит к повышению величины кислородного индекса на 5%, а введение следующих 2% – всего на 1%. В данном случае можно предположить как наличие экстремума (максимума), так и выход на насыщение. Переход через максимум для случая введения антипиренов в сравнительно небольших количествах не является характерным, поэтому наиболее вероятным является снижение относительной эффективности (повышение величины кислородного индекса при введении той же доли антипирена) с последующим выходом на насыщение.

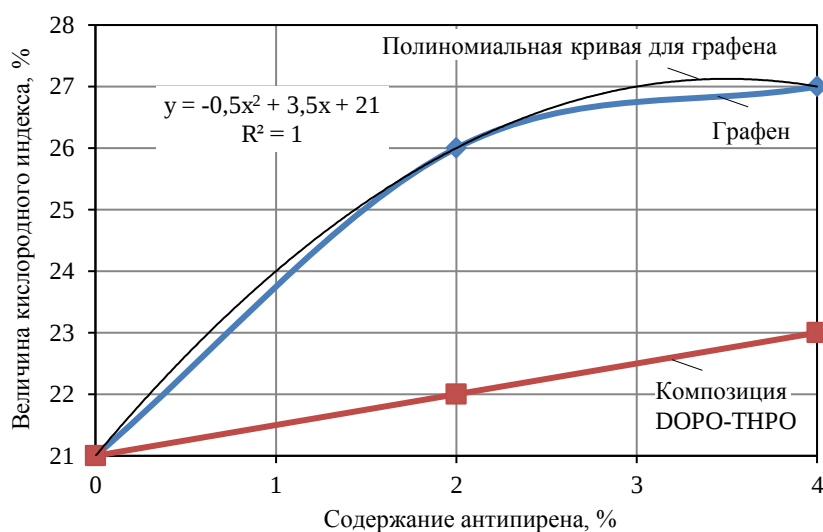


Рис. 3. Изменение величины кислородного индекса образцов из эпоксидной смолы в зависимости от количества введенного антипирена

Поскольку наибольшее достигнутое значение величины кислородного индекса зарегистрировано для композиции, имеющей в своем составе 3% графена и 1% фосфорорганического антипирена, то из всего массива данных выбраны композиции, имеющие в своем составе суммарно 4% антипиренов (табл. 3), и проанализировано изменение величины предельного кислородного индекса (рис. 4).

Таблица 3

Изменение величины кислородного индекса образцов из эпоксидной смолы в зависимости от вида введенного антипирена

Условный номер композиции	Количество введенного антипирена, %		Величина кислородного индекса, %
	графена	композиции DOPO-THPO	
5	0	4	23
7	1	3	25
6	2	2	26
8	3	1	28
3	4	0	27

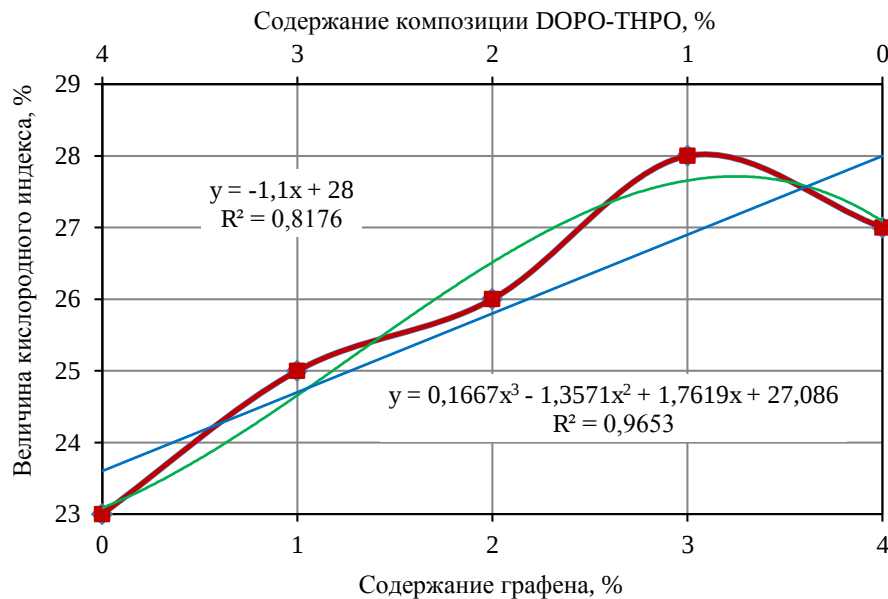


Рис. 4. Изменение величины кислородного индекса композиций из эпоксидной смолы в зависимости от вида введенного антипирена: — экспериментальные данные; — линейная аппроксимация; — аппроксимация полиномом третьей степени

Изменение величины кислородного индекса в зависимости от вида и количества введенного в композиции антипирена в первом приближении может быть описано как линейным уравнением с учетом взаимного влияния двух антипиренов (уравнение (1a)), так и на основе уравнения, не учитывающего взаимное влияние антипиренов, но принимающего квадратичный характер изменения величины кислородного индекса от количества графена (уравнение (2a)):

$$y = b_0 + b_1 \cdot x_1 + b_2 \cdot x_2 + b_{12} \cdot x_1 \cdot x_2 ; \quad (1a)$$

$$y = a_0 + a_1 \cdot x_1 + a_{11} \cdot x_1 \cdot x_1 + a_2 \cdot x_2 , \quad (2a)$$

где a_0 и b_0 — свободные члены, соответствующие величине кислородного индекса без введенных антипиренов; a_1 и b_1 — коэффициенты влияния содержания антипирена 1 (графен); a_2 и b_2 — коэффициенты влияния содержания антипирена 2 (композиция DOPO-THPO); a_{11} — коэффициент, учитывающий квадратичное влияние антипирена 1 (графен); b_{12} — коэффициент, учитывающий совместное влияние антипиренов.

Методом наименьших квадратов при помощи встроенной функции Excel «Поиск решения» рассчитаны величины коэффициентов a_1 , a_{11} , a_2 , b_1 , b_2 и b_{12} и коэффициенты корреляции:

$$y = 21 + 1,74 \cdot x_1 + 0,490 \cdot x_2 + 0,247 \cdot x_1 \cdot x_2 , \quad R^2 = 0,959 ; \quad (1б)$$

$$y = 21 + 3,18 \cdot x_1 - 0,404 \cdot x_1 \cdot x_1 + 0,449 \cdot x_2 , \quad R^2 = 0,988 . \quad (2б)$$

В обоих случаях получены высокие значения коэффициента корреляции ($>0,95$), но для уравнения, учитывающего квадратичную зависимость влияния содержания графена (уравнение (2б)), коэффициент корреляции несколько больше.

На рис. 5 показано сопоставление экспериментальных данных по совместному влиянию двух видов антипиренов и расчетных значений, полученных различными способами.

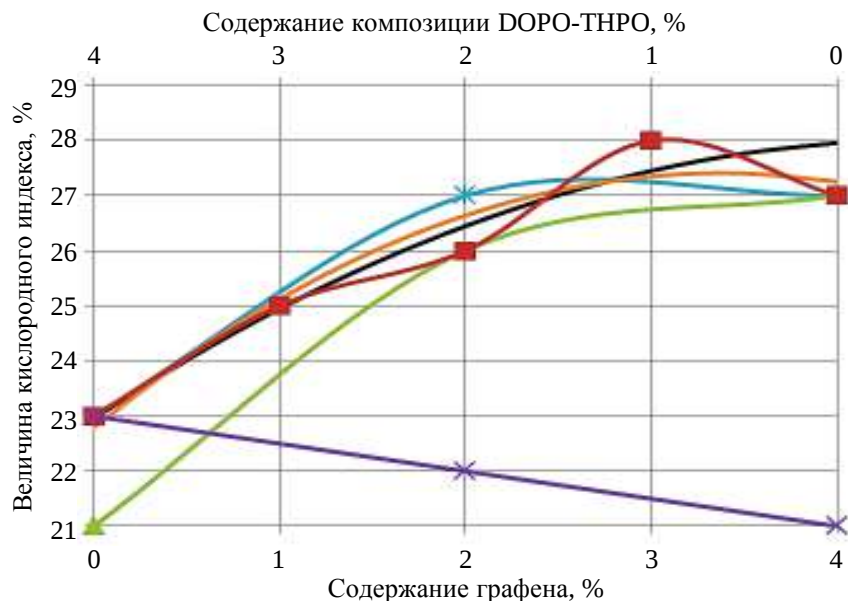


Рис. 5. Изменение величины кислородного индекса композиций из эпоксидной смолы в зависимости от вида введенного антипирена: ■ – экспериментальные данные по совместному введению антипиренов; ▲ – введение только графена; ✕ – введение только антипирена DOPO-THPO; * – аддитивное сложение данных одиночных антипиренов; — расчет по уравнению (1б); — расчет по уравнению (2б)

Видно, что расхождение между экспериментом и расчетом не превышает 1% по величине кислородного индекса, что соответствует точности определения этой величины.

Заключения

В зависимости от наличия и вида введенного антипирена установлено существенное различие в величине предельного кислородного индекса: величина кислородного индекса меняется от 21 (исходный материал без антипирена) до 28% (3% графена + 1% DOPO-THPO).

Композиция DOPO-THPO для данной полимерной матрицы мало-эффективна: зарегистрировано повышение величины кислородного индекса всего на 1 и 2% при введении 2 и 4% антипирена соответственно.

Полученное максимальное значение величины кислородного индекса для варианта композиции 8 (3% графена + 1% антипирена DOPO-THPO) может быть объяснено как возможным слабым синергизмом по совместному влиянию антипиренов (графен + DOPO-THPO), так и возможностью наличия экстремальной зависимости величины кислородного индекса от количества введенного графена, или возможной погрешностью полученных экспериментальных данных. Для уточнения этого вопроса требуется проведение дополнительных исследований.

Статья подготовлена в рамках выполнения работ по гранту РНФ 20-19-00295 «Разработка армированных полимерных материалов пониженной горючести, перспективных для использования в авиационной промышленности, на основе экспериментального исследования и компьютерного моделирования».

Библиографический список

1. Нормы летной годности самолетов транспортной категории: АП-25: утв. Постановлением 28-й сессии Совета по авиации и использованию воздушного пространства 11.12.2008. 5-е изд. с поправками 1–8. М.: Авиаиздат, 2015. 288 с.
2. Airworthiness Standards: Transport Category Airplanes: Part 25 // Electronic Code of Federal Regulation. Title 14: Aeronautic and Space. Chapter 1. Subchapter C. URL: <https://www.ecfr.gov/cgi-bin/textidx?SID=9091f0ebbf1539cdb87015908ad369&mc=true&node=pt14.1.25&rtn=div5> (дата обращения: 01.12.2020).
3. Барботько С.Л., Вольный О.С., Кириенко О.А., Шуркова Е.Н. Оценка пожаробезопасности полимерных материалов авиационного назначения: анализ состояния, методы испытаний, перспективы развития, методические особенности / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2018. 424 с.
4. Раскутин А.Е. Стратегия развития полимерных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2017. №5. С. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-344-348.
5. Кондрашов С.В., Шашкеев К.А., Петрова Г.Н., Мекалина И.В. Полимерные композиционные материалы конструкционного назначения с функциональными свойствами // Авиационные материалы и технологии. 2017. №5. С. 405–419. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419.
6. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. №5–6. С. 40–44.
7. Korobeinichev O.P., Gonchikzhapov M.B., Paletsky A.A. et al. Structure of counterflow flame of ultrahigh-molecular-weight polyethylene with and without triphenylphosphate // Proceedings of the Combustion Institute. 2017. Vol. 36 (2). P. 3279–3286. DOI: 10.1016/j.proci.2016.06.117.
8. Korobeinichev O.P., Gonchikzhapov M.B., Paletsky A.A. et al. Counterflow flames of ultrahigh-molecular-weight polyethylene with and without triphenylphosphate // Combustion and Flame. 2016. Vol. 169. P. 261–271. DOI: 10.1016/j.combustflame.2016.04.019.
9. Korobeinichev O.P., Trubachev S.A., Joshi A.K. et al. Experimental and numerical studies of downward flame spread over PMMA with and without addition of tri phenyl phosphate // Proceedings of the Combustion Institute. 2020. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1540748920305320> (дата обращения: 14.12.2020). DOI: 10.1016/j.proci.2020.07.082.
10. Trubachev S.A., Korobeinichev O.P., Karpov A.I. et al. The effect of triphenyl phosphate inhibition on flame propagation over cast PMMA slabs // Proceedings of the Combustion Institute. 2020. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1540748920300912> (дата обращения: 14.12.2020). DOI: 10.1016/j.proci.2020.05.043.
11. Ma S., Xiao Y., Zhou F. et al. Effects of novel phosphorus-nitrogen-containing DOPO derivative salts on mechanical properties, thermal stability and flame retardancy of flexible polyurethane foam // Polymer Degradation and Stability. 2020. Vol. 177. Art. No. 109160. DOI: 10.1016/j.polymdegradstab.2020.106160.
12. Jayarama Krishna J.V., Srivatsa Kumar S., Korobeinichev O.P., Vinu R. Detailed kinetic analysis of slow and fast pyrolysis of poly(methyl methacrylate)-Flame retardant mixtures // Thermochimica Acta. 2020. Vol. 687. Art. No. 178545. DOI: 10.1016/j.tca.2020.178545.
13. Interior Parts and Components Fire Protection for Transport Category Airplanes // Federal Register. 2019. Vol. 84. No. 128. P. 31747–31769. URL: <https://www.federalregister.gov/documents/2019/07/03/2019-13646/interior-parts-and-components-fire-protection-for-transportcategory-airplanes> (дата обращения: 01.12.2020).
14. Барботько С.Л., Вольный О.С., Боченков М.М. Анализ предложений Федеральной авиационной администрации США по реформированию авиационных норм в части, касающейся пожарной безопасности применяемых материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. №6–7 (89). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-101-117.
15. Flame Retardant Chemicals: Technologies and Global Markets / BCC Research. 2015. 164 p.
16. Polymer Green Flame Retardant / ed. C.D. Papaspyrides, P. Kiliaris. Elsevier, 2014. 943 p.

17. Организация по запрещению химического оружия // Конвенция о химическом оружии. URL: <http://www.opcw.org/ru> (дата обращения: 01.12.2020).
18. Серкова Е.А., Застрогина О.Б., Барботько С.Л. Исследование возможности использования новых экологически безопасных фосфорорганических антипиренов в составе связующих для пожаробезопасных материалов интерьера // Труды ВИАМ. 2019. №2 (74). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-24-34.
19. 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.
20. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
21. Крутикова А. Функционализированный оксид графена улучшает огнестойкость композитов. URL: <https://ogneportal.ru/news/2401> (дата обращения: 01.12.2020).
22. Графен в виде микрочастиц в порошке // НПК «РУСГРАФЕН»: офиц. сайт. URL: <https://rusgraphene.ru/product-page/graphene-powder> (дата обращения: 01.12.2020).
23. Wang J., Ma C., Wang P., Qiu S. et al. Ultra-low phosphorus loading to achieve the superior flame retardancy of epoxy resin // Polymer Degradation and Stability. 2018. No. 149. P. 119–128. DOI: 10.1016/j.polymdegradstab.2018.01.024.
24. Yan W., Zhang M.-Q., Yu J. et al. Synergistic Flame-retardant Effect of Epoxy Resin Combined with Phenethyl-bridged DOPO Derivative and Graphene Nanosheets // Chinese Journal of Polymer Science. 2019. No. 37. P. 79–88. DOI: 10.1007/s10118-019-2175-6.

УДК 620.172

Д.И. Певчев¹, М.А. Горбовец¹, П.В. Рыжков¹, Е.И. Курбаткина¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МАРКИ ВКМ22

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38

Во многих отраслях промышленности, таких как машиностроение и авиационно-космическая отрасль, на смену традиционным сплавам пришли металлические композиционные материалы (МКМ), которые, по сравнению с неармированными сплавами, характеризуются повышенными прочностью и жесткостью в сочетании с низкой плотностью. Для расчета ресурса узлов для безопасной и надежной эксплуатации новой техники необходимо иметь набор расчетных значений характеристик конструкционной прочности МКМ, в том числе характеристик кратковременной и длительной прочности, мало- (МЦУ) и многоцикло-вой усталости (МнЦУ). Работа посвящена исследованию характеристик кратковременной и длительной прочности, МЦУ и МнЦУ дисперсноупрочненного МКМ марки ВКМ22.

Ключевые слова: композиционный материал, алюминиевый сплав, карбид кремния, упрочняющие частицы, характеристики прочности.

D.I. Pevchev¹, M.A. Gorbovets¹, P.V. Ryzhkov¹, E.I. Kurbatkina¹

INVESTIGATION OF THE STRENGTH CHARACTERISTICS DISPERSION-STRENGTHENED METAL-CERAMIC COMPOSITE MATERIAL VKM22

In many industries, such as mechanical engineering and aerospace, traditional alloys are being replaced by metal matrix composites (MCM). Compared to unreinforced alloys, MCM is characterized by increased strength and rigidity combined with low density. To calculate the resource of nodes for the safe and reliable operation of new equipment, it is necessary to have a set of calculated values of the MCM strength characteristics, including the characteristics of short-term and long-term strength, low-cycle (LCF) and high-cycle (HCF) fatigue. The work is devoted to the study of the characteristics of short-term and long-term strength, LCF and MCF fatigue of dispersion-strengthened MKM grade VKM22.

Keywords: composite material, aluminum alloy, silicon carbide, hardening particles, strength characteristics.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Повышение эксплуатационных требований к узлам и деталям авиационной техники приводит к необходимости разработки новых материалов. Одним из перспективных классов материалов для решения поставленных задач являются дисперсноупрочненные металлические композиционные материалы (МКМ). В настоящее время зарубежными и отечественными материаловедческими организациями ведутся исследования и разработки по созданию и применению такого класса материалов, которые,

по сравнению с неармированными сплавами, характеризуются повышенными прочностью и жесткостью в сочетании с низкой плотностью [1–4]. По структуре МКМ подразделяются на несколько групп: волокнистые, слоистые и дисперсноупрочненные. У волокнистых МКМ волокна располагаются направленно с заданным шагом или хаотично, расстояние между волокнами определяется объемной долей армирующей фазы. У слоистых материалов слои металла чередуются со слоями интерметаллида или керамики, а у дисперсноупрочненных – дисперсные частицы равномерно распределяются в объеме всей матрицы [5].

В дисперсноупрочненных МКМ матрица является несущим элементом структуры, в которой с помощью дисперсных частиц и однородной дислокационной структуры создается эффективное торможение дислокаций. Кроме того, свойства таких материалов могут проектироваться заранее – под определенные задачи [6, 7]. В такие материалы искусственно вводят мельчайшие равномерно распределенные тугоплавкие частицы, не взаимодействующие с матрицей и не растворяющиеся в ней вплоть до температуры плавления фаз. Чем мельче частицы наполнителя и меньше расстояния между ними, тем прочнее МКМ. Частицы тугоплавких соединений увеличивают твердость материала, а пластичная металлическая матрица придает ему вязкость и пластичность [8].

С повышением температуры механические свойства МКМ снижаются значительно слабее, по сравнению с неармированными сплавами [9, 10]. Одной из особенностей дисперсноармированного МКМ является его изотропность. Изотропные МКМ обладают одинаковыми свойствами во всех направлениях.

Из МКМ с алюминиевой матрицей и упрочняющими частицами карбида кремния (SiC) изготавливают элементы обшивки самолета, поршни и тормозные диски.

Компания DWA Aluminium Composites USA, Inc. производит подфюзеляжный киль для истребителя F-16 из данного материала, заменив им алюминиевый сплав. Замена материала позволила увеличить срок эксплуатации конструкции в 4 раза при снижении эксплуатационных расходов на 30%. Для уменьшения массы статорных лопаток направляющего аппарата вентилятора на 30% в двигателях, изготовленных фирмой Pratt & Whitney для Boeing 777, вместо титановых сплавов используют МКМ системы Al–SiC [11, 12].

Конструкции авиационной техники в процессе эксплуатации подвергаются большому спектру статических и циклических нагрузок в широком диапазоне температур и долговечностей. Поэтому для расчета ресурса узлов для безопасной и надежной эксплуатации новой техники необходимо иметь набор расчетных значений характеристик конструкционной прочности, в том числе характеристик кратковременной и длительной прочности, мало- (МЦУ) и многоциклового усталости (МнЦУ). Проведение комплексных испытаний при статическом и циклическом нагружении является неотъемлемой частью процесса разработки технологии получения МКМ данного класса.

Исследуемый дисперсноупрочненный МКМ марки ВКМ22 планируется к применению в деталях вертолетных двигателей, работоспособных до температуры 120 °С.

Работа выполнена в рамках реализации научного направления 2. «Квалификация и исследование материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [13].

Материалы и методы

Для получения МКМ марки ВКМ22 использовали методы порошковой металлургии с последующим прессованием и горячей экструзией.

Технология изготовления МКМ включает: приготовление исходной шихты для механического легирования, механическое легирование исходных компонентов

в планетарной шаровой мельнице, предварительное компактирование материала на гидравлическом прессе и горячую экструзию консолидированных заготовок.

В качестве исходного компонента применяли металлопорошковую композицию алюминиевого сплава В95 системы Al–Zn–Mg–Cu в термообработанном состоянии по режиму T1 (закалка с нагревом до 470 °С, охлаждение в воде, затем следует процесс старения при температуре 140 °С и выдержке 15 ч), полученную методом газодинамического распыления на установке Hermiga 10/100 VI, и армирующий порошок карбида кремния марки 64С фракции F1200. Частицы порошка из алюминиевого сплава В95 имеют сферическую форму, а их размер составляет от 5 до ~70 мкм. Частицы порошка карбида кремния однородны по размеру, имеют осколочную структуру, характерную для керамических материалов, а их размер составляет от 7 до ~10 мкм. Объемная доля алюминиевого сплава В95: 77,5%, а порошка карбида кремния марки 64С: 22,5%. Для получения композиционных гранул применяли механическое легирование, представляющее собой длительное смешивание исходных компонентов в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице, целью которого является формирование заданной структуры и химического состава в композиционных гранулах. Частицы армирующего компонента благодаря своим форме и размерам легко внедряются внутрь пластичного материала матрицы. Полученные композиционные гранулы приобретают сферическую форму размером от 400 до 600 мкм, а структура – однородный характер. Применение метода порошковой металлургии позволяет получить МКМ с равномерным распределением частиц армирующей фазы по всему объему матричного сплава, исключая образование вторичной фазы на границе «матрица–упрочнитель» [14, 15].

Микроструктура дисперсноупрочненного МКМ марки ВКМ22 после прессования и горячей экструзии представлена на рис. 1. Основу составляет алюминиевый сплав с распределенной в нем армирующей составляющей из SiC. Упрочняющая фаза на основе частиц карбида кремния равномерно распределена по всему объему.

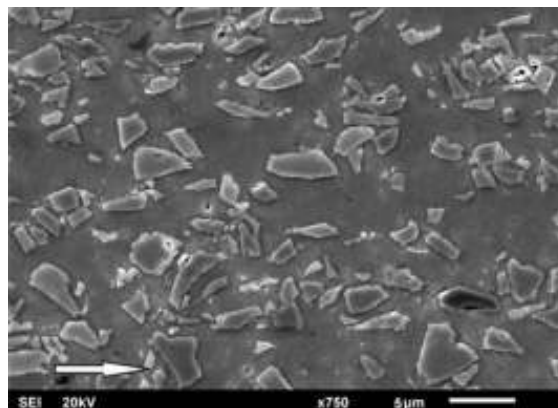


Рис. 1. Микроструктура дисперсноупрочненного металлического композиционного материала марки ВКМ22

Из прессованных и термообработанных прутков диаметром 18 мм из МКМ марки ВКМ22 вырезаны заготовки в продольном направлении, из которых затем изготовлены образцы для испытаний на растяжение, длительную прочность, МЦУ и МнЦУ.

Испытания на растяжение и длительную прочность проводили на гладких цилиндрических образцах диаметром 5 мм и длиной рабочей части 25 мм на испытательных машинах Карра 50 DS и Карра 50 LA [16] по методике, соответствующей ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651–84 (для испытаний на растяжение), а также ГОСТ 10145–81 (для испытаний на длительную прочность).

Испытания на МЦУ осуществляли на корсетных образцах диаметром 5 мм и длиной рабочей части 32,5 мм на сервогидравлической испытательной машине фирмы Walter+Bai AG (Швейцария) с частотой 1 Гц при комнатной и повышенной температурах.

Испытания на МнЦУ проводили на корсетных образцах диаметром 5 мм и длиной рабочей части 32,5 мм на сервогидравлической испытательной машине Walter+Bai AG с частотой 50 Гц при комнатной температуре и на магнитно-резонансной испытательной машине RUMUL Testronic с частотой 140 Гц при повышенной температуре.

Все испытания на МЦУ и МнЦУ выполняли при симметричном цикле нагружения ($R=-1$) синусоидальной формы. Контролируемым параметром являлась нагрузка [17]. Методика проведения испытаний соответствовала ГОСТ 25.502–79.

Результаты и обсуждение

Проведены испытания на растяжение МКМ марки ВКМ22 при температурах 20, 70, 120 и 170 °С. На каждом температурном уровне испытывали по 5 образцов.

В табл. 1 представлены средние значения модуля упругости E , предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_b и относительного удлинения δ МКМ марки ВКМ22, а также сплава В95-Т1. Все характеристики получены на образцах, вырезанных продольно.

Таблица 1

Средние значения модуля упругости, предела текучести, предела прочности и относительного удлинения металлического композиционного материала марки ВКМ22 и сплава В95-Т1 при различных температурах

Сплав	Вид полуфабриката	Температура испытания, °С	E , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
ВКМ22	Пруток диаметром 18 мм	20	109	640	650	0,45
		70	110	650	660	0,95
		120	98	605	620	1,85
		170	98	550	570	5,3
В95-Т1*	Пруток диаметром от 5 до 22 мм	20	–	390	490	6
	Прессованные полуфабрикаты	125	–	480	520	6

* Данные по сплаву В95-Т1 взяты из справочника [18].

Как видно из данных, представленных в табл. 1, максимальное значение прочностных характеристик МКМ марки ВКМ22 достигается при температуре 70 °С. При повышении температуры >120 °С характеристики прочности снижаются. Показатель пластичности с повышением температуры монотонно увеличивается.

Композиционный материал марки ВКМ22 превосходит алюминиевый сплав В95-Т1 по следующим характеристикам: при температуре 20 °С значения предела прочности выше на 33%, а предела текучести – на 64%. Это достигается за счет того, что частицы карбида кремния создают дислокационную структуру, которая служит барьером и способствует торможению дислокаций [19].

Испытания МКМ марки ВКМ22 и сплава В95-Т1 проведены при рабочих температурах на разных полуфабрикатах. Температура испытаний отличалась на 5 °С, поэтому превосходство МКМ по характеристикам прочности будет косвенное: при температурах 120–125 °С значения предела прочности выше на 19%, предела текучести – на 26%.

Проведены испытания на длительную прочность МКМ марки ВКМ22 при температурах 100 и 120 °С с долговечностями до 500 ч. На каждом температурном уровне испытывали по 12 образцов – по 4 образца на каждую базу испытаний.

Полученные результаты испытаний на длительную прочность подвергали статистической обработке с использованием уравнения температурно-силовой зависимости времени до разрушения τ_p [20]:

$$\tau_p = \xi T^m \sigma^{-n} \exp\left(\frac{U_0 - \eta \sigma}{RT}\right),$$

где T – температура, К; σ – напряжение, МПа; ξ , m , n , U_0 , η – коэффициенты, определяемые по результатам испытаний на длительную прочность; R – универсальная газовая постоянная.

Расчет по данному уравнению позволил определить пределы длительной прочности МКМ марки ВКМ22 при температурах 100 и 120 °С (табл. 2), а также построить кривые длительной прочности (рис. 2).

Таблица 2

Значения пределов длительной прочности металлического композиционного материала марки ВКМ22 при различных температурах и долговечностях

Сплав	Вид полуфабриката	Температура испытания, °С	Предел длительной прочности, МПа, при долговечности, ч		
			10	100	500
ВКМ22	Пруток диаметром 18 мм	100	365	295	250
		120	290	235	200
В95-Т1*	Листы и плиты	100	–	390	–

* Данные по сплаву В95-Т1 взяты из справочника [18].

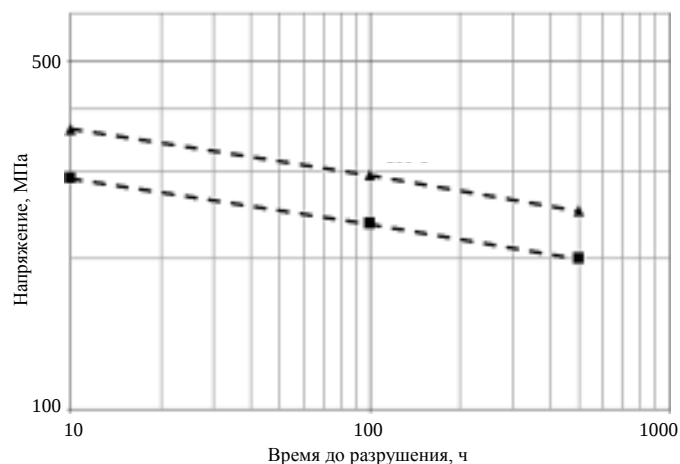


Рис. 2. Кривые длительной прочности металлического композиционного материала марки ВКМ22 при температурах 100 (▲) и 120 °С (■)

По результатам испытаний на длительную прочность установлено, что при температурах 100 и 120 °С с увеличением долговечностей от 10 до 500 ч пределы длительной прочности уменьшаются.

Значения пределов длительной прочности сплава В95-Т1, полученные при температуре 100 °С на полуфабрикатах «лист» и «плита», превышают значения аналогичных пределов МКМ марки ВКМ22, полученных на полуфабрикате «пруток», на 32%. Это обусловлено тем, что испытания проведены на разных полуфабрикатах, при этом матрица и армирующие частицы МКМ имеют различный температурный коэффициент линейного расширения, что может приводить к внутренним напряжениям [21].

Проведены испытания МКМ марки ВКМ22 на МЦУ при температурах 20 и 100 °С. Для определения предела выносливости, соответствующего вероятности неразрушения 50%, испытано 15 образцов при температуре 20 °С и 21 образец – при

температуре 100 °С на базе 10^4 циклов. Полученные значения пределов выносливости и результаты регрессионного анализа представлены в табл. 3.

Таблица 3

**Значения пределов выносливости МЦУ и результаты регрессионного анализа
металлического композиционного материала марки ВКМ22
и сплава 7075 при различных температурах**

Сплав	Вид полуфабриката	Температура испытания, °С	Коэффициенты линии регрессии		Предел выносливости, МПа, на базе 10^4 циклов
			a	b	
ВКМ22	Пруток диаметром 18 мм	20	53,71	-18,56	470
		100	25,67	-8,39	360
7075*	Пруток диаметром 54 мм	20	—	—	280

* Данные по сплаву 7075 взяты из работы [22].

Уравнение кривой усталости представлено степенным уравнением $\sigma^m N = \text{const}$, которое после логарифмирования принимает форму $\lg N = a + b \lg \sigma$ и представляется прямой линией в системе двойных логарифмических координат. В данном случае логарифм напряжения $\lg \sigma$ является независимой переменной, а логарифм количества циклов до разрушения $\lg N$ – случайной величиной.

У образцов, испытанных при комнатной температуре, коэффициент b уравнения регрессии имеет в ~2 раза меньшее значение, по сравнению с коэффициентом, наблюдаемым у образцов, испытанных при повышенной температуре. Сопоставление коэффициентов показывает, что при равном уменьшении амплитуды напряжений гораздо интенсивнее происходит увеличение долговечности у образцов, испытанных при комнатной температуре (рис. 3). Долговечность при всех значениях симметричного цикла «растяжение–сжатие» соответствует области малоциклового усталостного нагружения, и разрушение происходит в упругой области деформирования. При температурах 20 и 100 °С в области долговечности с пределом выносливости на базе $5 \cdot 10^3$ циклов верхний уровень амплитуды напряжений составляет 0,77 от предела текучести. При долговечности с пределом выносливости на базе 10^4 циклов амплитуда напряжений составляет 0,75 от предела текучести при температуре 20 °С и 0,63 – при температуре 100 °С. Значение предела выносливости при температуре 100 °С, по сравнению с его значением при температуре 20 °С, на базе испытаний 10^4 циклов снизилось на 23%.

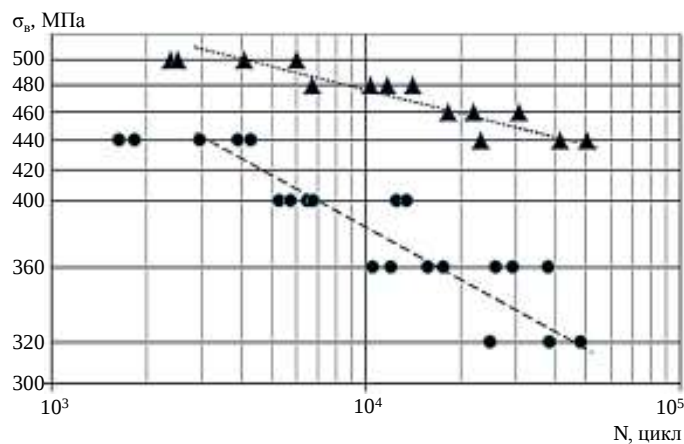


Рис. 3. Экспериментальные результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов из металлического композиционного материала марки ВКМ22 при температурах 20 (▲) и 100 °С (●)

Значение предела выносливости МКМ марки ВКМ22, полученное на базе 10^4 циклов при температуре 20 °С, превышает значение аналогичного предела сплава 7075 на 68%.

Проведены испытания МКМ марки ВКМ22 на МнЦУ при температурах 20 и 100 °С. Для определения предела выносливости, соответствующего вероятности разрушения 50% при каждой температуре, испытано 15 образцов на базе $2 \cdot 10^7$ циклов. Полученные значения пределов выносливости и результаты регрессионного анализа представлены в табл. 4.

Таблица 4

Значения пределов выносливости МнЦУ и результаты регрессионного анализа металлического композиционного материала марки ВКМ22 и сплава В95-Т1 при различных температурах

Сплав	Вид полуфабриката	Температура испытания, °С	Коэффициенты линии регрессии		Предел выносливости, МПа, на базе $2 \cdot 10^7$ циклов
			a	b	
ВКМ22	Пруток диаметром 18 мм	20	42,6	14,67	240
		100	37,25	12,76	220
В95-Т1*	Плита толщиной 60 мм	20	—		170

* Данные по сплаву В95-Т1 взяты из работы [23].

На рис. 4 приведены линии регрессии, построенные по экспериментальным данным разрушенных образцов, соответствующие медианной кривой. При построении использовали метод наименьших квадратов.

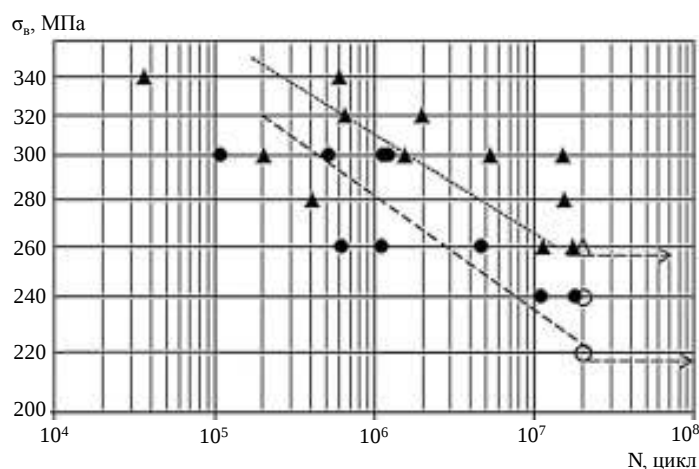


Рис. 4. Экспериментальные результаты испытаний на многоцикловую усталость разрушенных (▲, ●) и неразрушенных (△, ○) образцов из металлического композиционного материала марки ВКМ22 при температурах 20 (▲, △) и 100 °С (●, ○)

Как видно из данных, представленных в табл. 4, образцы, испытанные при температуре 20 °С, характеризуются более высоким пределом выносливости, чем образцы, испытанные при температуре 100 °С: превышение составляет 9% на базе $2 \cdot 10^7$ циклов. У образцов, испытанных при комнатной температуре, наблюдается несколько больший угол наклона линии регрессии к оси циклов, по сравнению с образцами, испытанными при температуре 100 °С. Коэффициент b уравнения регрессии имеет большее значение, по сравнению с коэффициентом a у образцов, испытанных при повышенной температуре.

Значение предела выносливости МКМ марки ВКМ22, полученное на базе $2 \cdot 10^7$ циклов при температуре 20 °С на полуфабрикате «пруток», превышает значение аналогичного предела сплава В95-Т1, полученного на полуфабрикате «плита», на 41%.

Заключения

В результате проведенных исследований дисперсноупрочненного МКМ марки ВКМ22 определены значения характеристик кратковременной и длительной прочности, а также МЦУ и МнЦУ при комнатной и повышенных температурах.

Максимальное значение прочностных характеристик при растяжении достигается при температуре 70 °С; при температуре >120 °С характеристики прочности снижаются.

При повышении температуры испытаний с 20 до 100 °С предел выносливости МЦУ снижается на 23% при базе испытаний 10^4 циклов, а предел выносливости МнЦУ – на 8% при базе испытания $2 \cdot 10^7$ циклов.

Установлено, что введение армирующей фазы частиц карбида кремния с содержанием 22,5% (объемн.) в алюминиевый сплав В95-Т1 позволило повысить следующие механические характеристики при испытаниях на растяжение и МЦУ при комнатной температуре на базе 10^4 циклов: предел прочности – на 33%, предел текучести – на 64%, предел выносливости – на 68%.

Библиографический список

1. История авиационного материаловедения. ВИАМ – 80 лет: годы и люди / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2012. 519 с.
2. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
3. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
4. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. №1. С. 36–39.
5. Краснов Е.И., Штейнберг А.С., Шавнев А.А., Серпова В.М., Жабин А.Н. Исследование слоистого металлического композиционного материала системы Ti–TiAl₃ // Труды ВИАМ. 2016. №7 (43). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.09.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-3-3.
6. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
7. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ – для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК» // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 5–6.
8. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.09.2019).
9. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Гращенков Д.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. Металломатричные композиционные материалы на основе Al–SiC // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 373–380.
10. Шмотин Ю.Н., Старков Р.Ю., Данилов Д.В., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Новые материалы для перспективного двигателя ОАО «НПО „Сатурн”» // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 6–8.
11. Березовский В.В., Шавнев А.А., Ломов С.Б., Курганова Ю.А. Получение и анализ структуры дисперсноупрочненных композиционных материалов системы Al–SiC с различным содержанием армирующей фазы // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S6. С. 17–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-17-23.

12. 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.
13. 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.
14. Каблов Е.Н., Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. и др. Металлические композиционные материалы на основе Al–SiC для силовой электроники // *Механика композиционных материалов и конструкций*. 2012. Т. 18. №3. С. 359–368.
15. Каблов Е.Н., Чибиркин В.В., Вдовин С.М. Изготовление, свойства и применение теплоотводящих оснований из ММК Al–SiC в силовой электронике и преобразовательной технике // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №2. С. 20–22.
16. Соловьев А.Е., Голынец С.А., Хвацкий К.К., Асланян И.Р. Проведение статических испытаний при растяжении на машинах фирмы Zwick/Roell // *Труды ВИАМ*. 2015. №8. Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-8-12-12.
17. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Рыжков П.В. Оборудование для проведения испытаний на малоцикловую усталость при «жестком» цикле нагружения // *Труды ВИАМ*. 2018. №9 (69). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-51-60.
18. Белецкий В.М., Кривов Г.А. *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технологии, применение): справочник* / под общ. ред. И.Н. Фридляндера. Киев: КОМИНТЕХ, 2005. 365 с.
19. Tham L.M., Gupta M., Cheng L. Effect of limited matrix-reinforcement interfacial reactions on enhancing the mechanical properties of aluminum-silicon carbide compo-sites // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. No. 16. P. 3243–3253.
20. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. *Жаропрочность никелевых сплавов*. М.: Машиностроение, 1998. 463 с.
21. Гришина О.И., Шавнев А.А., Серпова В.М. Особенности влияния структурных параметров на механические характеристики металлического композиционного материала на основе алюминиевых сплавов, упрочненных частицами карбида кремния // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №S6. С. 24–27. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-24-27.
22. Pandey V., Chattopadhyay K., Srinivas N.C., Singh V. Role of Ultrasonic Shot Peening on Low Cycle Fatigue Behavior of 7075 Aluminium Alloy // *International Journal of Fatigue*. 2017. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.06.033.
23. Радецкая Э.М., Макеев Ю.И. Коррозионная усталость высокопрочных алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы*. М.: ВИАМ, 1987. Вып.: Повышение прочности и надежности конструкционных материалов. С. 204–214.

УДК 678

И.Н. Гуляев¹, И.В. Зеленина¹, Е.О. Валевин¹, М.А. Хасков¹**ВЛИЯНИЕ КЛИМАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ
НА СВОЙСТВА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-39-51

Представлены результаты исследований свойств серии высокотемпературных углепластиков на основе фталонитрильного связующего после длительной экспозиции в различных климатических зонах: умеренный климат, умеренно теплый климат с мягкой зимой, теплый влажный климат, очень холодный климат. Исследовано состояние поверхности углепластиков, определены их термостойкость и водопоглощение. После экспозиции углепластики показали высокое сохранение свойств от уровня исходных значений: 80–90% – при комнатной температуре испытаний и 60–75% – при температуре 300 °С.

Ключевые слова: высокотемпературный углепластик, фталонитрильное связующее, климатические зоны, прочностные характеристики, водопоглощение.

I.N. Gulyev¹, I.V. Zelenina¹, E.O. Valevin¹, M.A. Khaskov¹**INFLUENCE OF CLIMATIC AGEING ON THE PROPERTIES
OF HIGH-TEMPERATURE CARBON FIBER REINFORCED PLASTICS**

Presents the results of research of the properties of a series of high-temperature carbon plastics based on phthalonitrile resin after long-term exposure in various climatic zones: temperate climate, moderately warm climate with mild winters, warm humid climate, very cold climate are presented. The state of the surface of carbon fiber reinforced plastics has been investigated, their thermal stability and water absorption have been determined. After exposure, CFRPs showed high retention of properties from the level of the initial values: 80–90% at room temperature of tests and 60–75% at a temperature of 300 °C.

Keywords: high-temperature carbon plastics, phthalonitrile resin, climatic zones, strength characteristics, water absorption.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время разработчики авиационной техники при проектировании современных конкурентоспособных изделий с улучшенной весовой эффективностью, а также для обеспечения требуемого уровня их упруго-прочностных характеристик широко используют полимерные композиционные материалы (ПКМ) [1, 2].

Вопросам старения ПКМ в естественных условиях различных климатических зон придается огромное значение [3–5]. К ПКМ, используемым в изделиях авиационной техники, высокие требования предъявляются не только к комплексу свойств, но и к их стабильности в процессе эксплуатации техники, а для особо ответственных деталей из ПКМ – требования по сохранению их заданного уровня значений, как в обычных условиях эксплуатации, так и в неблагоприятных климатических условиях. Существенное влияние на ПКМ в процессе длительной эксплуатации изделий оказывают следующие

климатические факторы: температура, относительная влажность воздуха, атмосферные осадки, солнечная радиация и циклическое изменение температуры окружающего воздуха, которые могут вызвать снижение прочностных характеристик материалов [6–9].

Особенно высокие требования предъявляются к весовым и удельным характеристикам силовых установок. Снижение массы двигателя может быть достигнуто в результате эффективного использования армированных композиционных материалов (а именно – их уникальных свойств) и новых конструктивных решений [10–14]. Дальнейшее увеличение доли ПКМ в перспективных изделиях аэрокосмической техники происходит также благодаря увеличению рабочей температуры данных материалов, что позволяет внедрять их в теплонагруженные элементы конструкций. В связи с этим во всем мире, в том числе и в России, спрос на высокотемпературные материалы, в частности на углепластики, повысился [15–17]. Одним из примеров является замена рабочего колеса центробежного компрессора (РКЦК), выполненного из титанового сплава, на РКЦК, изготовленное из ПКМ, с целью снижения массы силовой установки в вертолетных двигателях третьего поколения. Для реализации этого разработаны и паспортизованы материалы на рабочую температуру до 300 °С на основе фталонитрильного связующего: углепластик марки ВКУ-38ТР для элементов лопаток и углепластик марки ВКУ-38ЖН для кольцевых элементов [18].

Двигатель и РКЦК в его составе – это особо ответственные изделия, для эксплуатации которых недостаточно сведений о свойствах материалов в исходном состоянии, необходима оценка стабильности свойств материалов в процессе применения или хранения изделий из них.

Оценку стабильности свойств материалов в процессе хранения и эксплуатации в указанных климатических условиях, как правило, осуществляют на основе результатов климатических испытаний. Для изделий и материалов существуют два их основных вида: лабораторные испытания для оценки стойкости материалов к воздействию одного или нескольких искусственно созданных климатических факторов и натурные испытания на открытых атмосферных площадках климатических станций, находящихся в различных климатических зонах, где на материал воздействует полный комплекс климатических факторов. Лабораторные испытания для оценки стойкости к воздействию искусственно созданных эксплуатационных факторов проводят на стадии паспортизации материала, а для оценки влияния естественных климатических факторов испытания материалов осуществляют после длительной экспозиции в различных климатических зонах [19, 20].

В данной статье представлены результаты исследований свойств углепластиков марок ВКУ-38ТР и ВКУ-38ЖН, разработанных для элементов РКЦК на рабочую температуру до 300 °С, а также углепластика марки ВКУ-38 на основе фталонитрильного связующего после длительной экспозиции этих материалов в различных климатических зонах.

Работа выполнена в рамках реализации научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Материалы и методы

Объектами исследований являются высокотемпературные углепластики серии ВКУ-38 (табл. 1) на основе фталонитрильного связующего ВСН-31 после экспозиции в натуральных условиях различных климатических зон в соответствии с ГОСТ 16350–80:

- умеренный климат (г. Москва);
- умеренно теплый климат с мягкой зимой (г. Геленджик);
- теплый влажный климат (г. Сочи);
- очень холодный климат (г. Якутск).

Таблица 1

Углепластики серии ВКУ-38 на основе связующего марки ВСН-31

Углепластик	Наполнитель	Укладка наполнителя	Место и срок экспозиции	Внешний вид исходных углепластиков
ВКУ-38 (паспорт №1887)	Однонаправленная ткань УТОВ-300-200 из высокомодульного углеродного жгута ЖГВ-430-12к с линейной плотностью 445 текс	$[0/90/\pm 45]_n$	г. Москва и г. Сочи – 5 лет, г. Якутск – 3 года	
ВКУ-38ЖН (паспорт №1887, дополнение 1)	Высокомодульный жгут ЖГВ-430-12к с линейной плотностью 445 текс	$[0]_n$	г. Москва, г. Геленджик и г. Сочи – 1 и 5 лет	
ВКУ-38ТР (паспорт №1887, дополнение 2)	Равнопрочная ткань УТ-900И из среднемодульного углеродного волокна Т-800НВ с поверхностной плотностью 240 текс	$[0]_n$	г. Москва, г. Геленджик и г. Сочи – 1, 3 и 5 лет	

Углепластики выставлены на длительную экспозицию в виде плит размером 300×300 мм и толщиной 1,8; 2,2 и 2,5 мм без лакокрасочного покрытия, с защищенными торцами. Для оценки влияния климатических факторов на материалы исследованы их физические (водопоглощение и температура деструкции), а также механические свойства (прочность при растяжении, изгибе и сжатии).

После съема и наружного осмотра плит углепластиков из них вырезаны образцы и проведены испытания. При механических испытаниях углепластиков, осуществляемых на стандартных образцах, определяли прочность:

- при растяжении на установке LFM-250 фирмы Walter+Bai AG (Швейцария) по ГОСТ 25.601–80;
- при статическом изгибе на установке LFM-100 по ГОСТ 25.604–83;
- при сжатии на установке LFM-100 по ГОСТ 25.602–83.

Определение параметров термоокислительной деструкции проводили методом термогравиметрического анализа (ТГА) по ГОСТ Р 56721–2015 на установке синхронного термического анализа STA 449 F3 Jupiter в атмосфере синтетического воздуха.

Фотографии микроструктуры поверхности образцов углепластиков сделаны с помощью стереомикроскопа Olympus SZX16 с увеличением ×1,63.

Водопоглощение образцов определяли гравиметрическим методом на аналитических весах и рассчитывали по формуле

$$X = \frac{m_2 - m_1}{m_1} \cdot 100\%,$$

где X – массовая доля влаги, поглощенная материалом в условиях экспозиции, %; m_1 – исходная масса образца до выставления на экспозицию, г; m_2 – масса образца после воздействия воды, г.

Результаты и обсуждение

Исследование поверхности углепластиков

При исследовании состояния поверхности углепластиков серии ВКУ-38 после проведения натурных климатических испытаний установлено различное состояние лицевой и оборотной поверхностей образцов.

Лицевая поверхность, которая в процессе экспозиции подвергается воздействию всех климатических факторов, в том числе воздействию солнечного излучения, пыли и песка, для всех исследуемых материалов имеет гораздо больше повреждений в отличие от

оборотной стороны. На лицевой стороне поверхности в большей степени наблюдаются как деградация полимерной матрицы, так и эрозионные повреждения волокон и связующего. Следует отметить, что у плит из углепластика марки ВКУ-38ЖН происходит коробление материала, связанное с его неравновесной структурой и наиболее интенсивно проявляемое после экспозиции в условиях повышенной влажности (г. Сочи).

На рис. 1–3 приведены фотографии поверхности исследуемых углепластиков.

Фотографии, представленные на рис. 1, показывают состояние поверхности углепластика марки ВКУ-38 в исходном состоянии (до выставления на экспозицию) и после экспозиции в условиях умеренного (г. Москва), теплого влажного (г. Сочи) и очень холодного климата (г. Якутск).

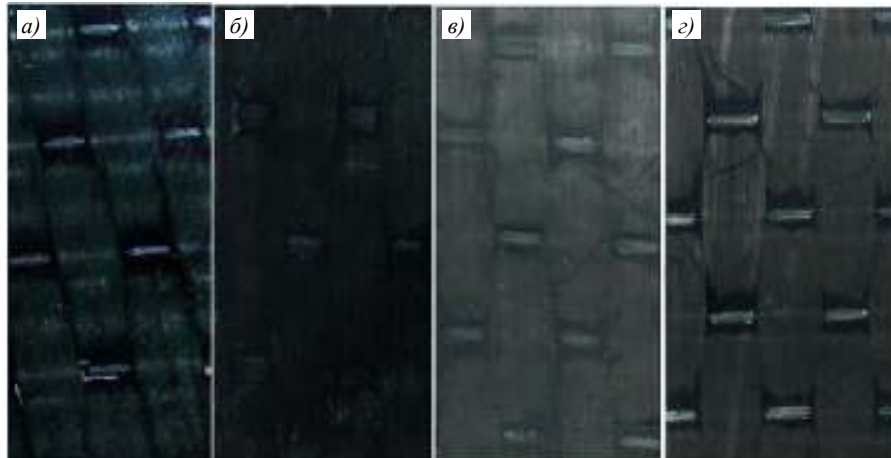


Рис. 1. Фотографии ($\times 1,63$) лицевой поверхности образцов из углепластика марки ВКУ-38 в исходном состоянии (а) и после натурной экспозиции на атмосферных площадках в течение: 3 лет – в г. Якутске (б), 5 лет – в г. Сочи (в) и г. Москве (з)

Воздействие очень холодного климата (г. Якутск) в течение 3 лет незначительно сказывается на деградации поверхности высокотемпературного углепластика. Наблюдаются помутнение поверхностного слоя полимерной матрицы и ее частичное выветривание с поверхности образца. При этом основной слой связующего разрушению не подвергся.

Иначе выглядит поверхность углепластика после воздействия умеренного (г. Москва) и теплого влажного климата (г. Сочи) в течение 5 лет. Наблюдаются полное выветривание слоя полимерной матрицы с поверхности углепластика и оголение углеродного волокна, а также частичное выветривание связующего из межволоконного пространства. При этом поверхность углепластика после экспозиции в г. Сочи выглядит матовой и более гладкой, по сравнению с поверхностью образца, выставленного на площадке в г. Москве, что свидетельствует о более интенсивном эрозионном воздействии. Однако следует отметить, что деградация поверхности в обоих случаях не превышает половины одного монослоя углепластика и составляет не более 0,1 мм.

Аналогичную картину можно наблюдать и для равнопрочного углепластика марки ВКУ-38ТР после экспозиции в течение 5 лет в условиях умеренно теплого (г. Геленджик), умеренного (г. Москва) и теплого влажного климата (г. Сочи) (рис. 2). Видно, что поверхностный слой полимерной матрицы после экспозиции отсутствует полностью на всей площади образцов. При этом в условиях экспозиции в г. Москве и г. Сочи связующее остается в межволоконном пространстве и повреждений углеродного наполнителя значительно меньше, чем после экспозиции в условиях г. Геленджика, где полимерное связующее частично также отсутствует и между волокнами. Однако поверхность углепластика после экспозиции в г. Москве загрязнена и повреждена

гораздо сильнее, чем после экспозиции в г. Сочи. При сравнении поверхностей углепластиков на основе однонаправленной и равнопрочной ткани видно, что поверхность углепластика на основе равнопрочной ткани повреждается меньше.

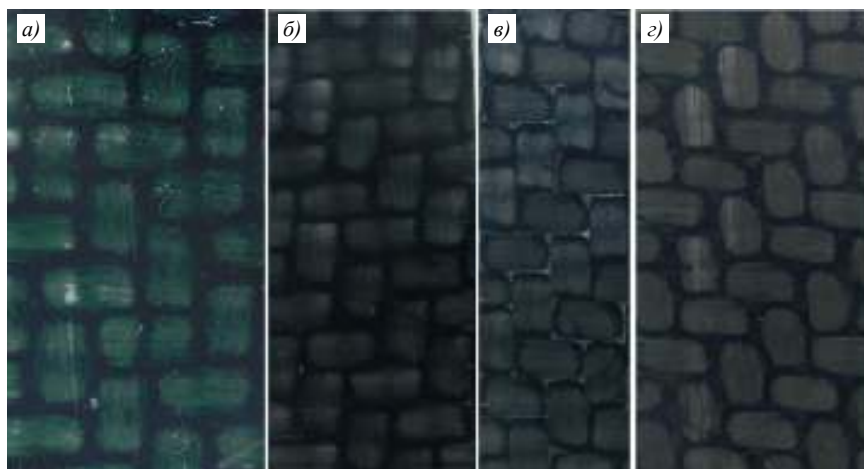


Рис. 2. Фотографии ($\times 1,63$) лицевой поверхности образцов из углепластика марки ВКУ-38ТР в исходном состоянии (а) и после натурной экспозиции на атмосферных площадках в течение 5 лет в городах Сочи (б), Геленджике (в) и Москве (з)

На рис. 3 представлены фотографии лицевой поверхности углепластика марки ВКУ-38ТР в исходном состоянии (до выставления на экспозицию) и после экспозиции в условиях умеренного климата (г. Москва) в течение 1, 3 и 5 лет. Видно, что деградация пленки связующего с поверхности углепластика наблюдается уже в течение 1 года экспозиции, при этом в дальнейшем происходит незначительное частичное выветривание с поверхности углеродного волокна.

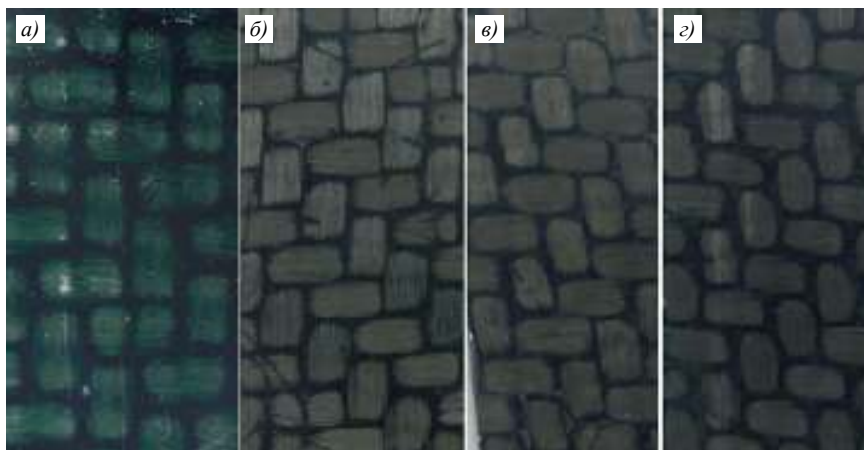


Рис. 3. Фотографии ($\times 1,63$) лицевой поверхности образцов из углепластика марки ВКУ-38ТР в исходном состоянии (а) и после натурной экспозиции на атмосферной площадке в г. Москве в течение 1 (б), 3 (в) и 5 лет (з)

Изменения поверхности углепластиков серии ВКУ-38, наблюдаемые при длительной экспозиции в естественных условиях различных климатических зон, являются типичными для ПКМ. В реальных условиях эксплуатации такие наблюдаемые явления, как эрозионные повреждения полимерной матрицы и ее выветривание, а также оголение и разрушение армирующих волокон, отсутствуют благодаря лакокрасочным покрытиям, обеспечивающим защиту поверхности элементов авиационных конструкций от воздействия внешних факторов [21, 22].

Термический анализ углепластиков

Углепластики серии ВКУ-38 на основе термостойкого связующего ВСН-31 характеризуются высокой температурой стеклования и еще более высокой температурой деструкции (табл. 2) [23, 24]. На рис. 4 и 5 приведены кривые потери массы углепластиков марок ВКУ-38ЖН и ВКУ-38ТР соответственно: в исходном состоянии и после 5 лет экспозиции в различных климатических зонах (для сравнения термогравиметрические кривые на рисунках разнесены и расположены одна под другой).

Таблица 2

Температура экстраполированного начала термоокислительной деструкции углепластиков марок ВКУ-38ТР и ВКУ-38ЖН после 5 лет экспозиции в натуральных условиях различных климатических зон

Место экспозиции углепластика	Температура деструкции, °С, для углепластиков марок	
	ВКУ-38ТР	ВКУ-38ЖН
В исходном состоянии	502	550
г. Москва	489	539
г. Геленджик	499	543
г. Сочи	503	547

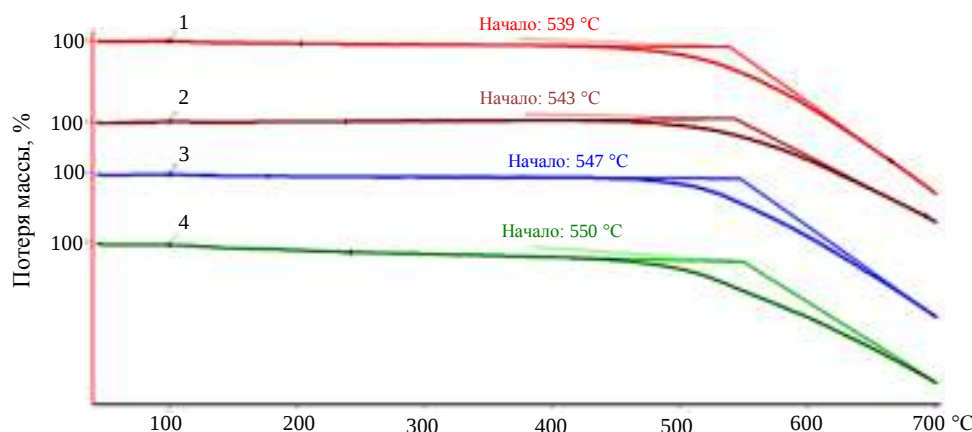


Рис. 4. Термогравиметрические кривые углепластика марки ВКУ-38ЖН в исходном состоянии (4) и после 5 лет экспозиции в натуральных условиях различных климатических зон: 1 – в г. Москве, 2 – в г. Геленджике, 3 – в г. Сочи

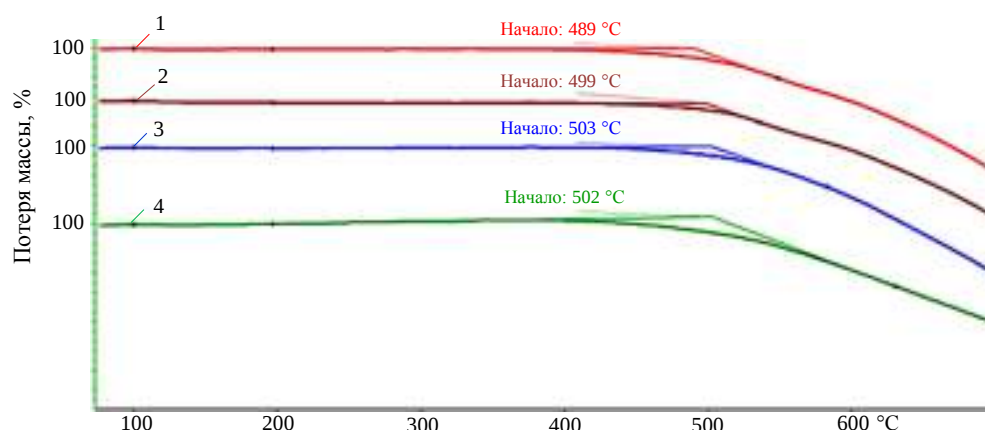


Рис. 5. Термогравиметрические кривые углепластика марки ВКУ-38ТР в исходном состоянии (4) и после 5 лет экспозиции в натуральных условиях различных климатических зон: 1 – в г. Москве, 2 – в г. Геленджике, 3 – в г. Сочи

Проанализировав полученные результаты, можно сделать вывод о различном влиянии климатических условий на термическую стойкость углепластиков. При сравнении температуры экстраполированного начала термоокислительной деструкции углепластиков, экспонированных в различных климатических зонах, наибольшее снижение (11–13 °С) наблюдается у образцов обоих углепластиков после 5 лет экспозиции в условиях умеренного климата (г. Москва). Умеренно теплый климат с мягкой зимой (г. Геленджик) еще меньше влияет на термическую стойкость углепластиков (снижение температуры деструкции составляет 4–7%), а приморская атмосфера теплого влажного климата (г. Сочи) практически не сказывается на температуре деструкции углепластиков.

Водопоглощение углепластиков

Отличительной особенностью углепластиков на основе фталонитрильного связующего ВСН-31 является их устойчивость к действию воды, влаги и тепловлажностному воздействию, о чем свидетельствуют низкие значения водо- и влагопоглощения, а также достаточно высокий уровень сохранения механических свойств после длительного воздействия эксплуатационных факторов [25].

Для оценки влияния естественного старения на сорбционные свойства исследуемых материалов образцы углепластиков серии ВКУ-38 после 5 лет экспозиции обезжирили, высушили до постоянной массы при температуре 70 °С и выставили на экспозицию для определения значения водопоглощения. Экспозицию проводили на образцах с незащищенными торцами и при их полном погружении в дистиллированную воду при температуре 23 ± 2 °С.

На рис. 6–8 приведены данные по водопоглощению углепластиков серии ВКУ-38 в исходном состоянии (до проведения натурной экспозиции) и после экспозиции в условиях различных климатических зон.

Из данных, представленных на рис. 6, видно, что в исходном состоянии образцы углепластика марки ВКУ-38ТР достигают равновесного водопоглощения в течение 65–70 сут. Водопоглощение за первые сутки составляет до 0,2%, что связано с проникновением влаги через дефекты в слое связующего на поверхности углепластика. В дальнейшем идет постепенное равномерное сорбирование воды до равновесного значения 0,82%. После натурной экспозиции характер кривых водопоглощения существенно меняется: основное насыщение происходит в течение первых 10 сут до уровня 0,85–0,9%, а выход на состояние сорбционного равновесия сокращается до 40 сут. Такое изменение характера водопоглощения, скорее всего, связано с деградацией поверхностного слоя материала и увеличением количества дефектов на его поверхности.

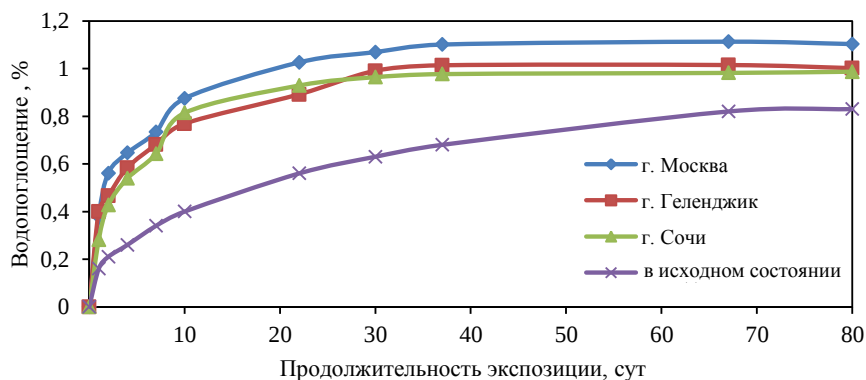


Рис. 6. Водопоглощение образцов углепластика марки ВКУ-38ТР в исходном состоянии и после 5 лет экспозиции в различных климатических зонах: умеренно теплом (г. Геленджик), умеренном (г. Москва) и теплом влажном климате (г. Сочи)

Фотографии микроструктуры образцов после проведения натурной экспозиции представлены на рис. 1–3, где отчетливо видны оголение армирующих волокон и выветривание полимерной матрицы, что свидетельствует об увеличении дефектности поверхности материалов. В зависимости от условий экспозиции наблюдается увеличение сорбированной воды до 0,98–1,1%, причем наибольшее водопоглощение (1,1%) – у углепластика, экспонированного в условиях умеренного климата (г. Москва).

Аналогичная картина наблюдается на рис. 7: характер кривых водопоглощения углепластика марки ВКУ-38ЖН изменяется. В исходном состоянии образцы углепластика ВКУ-38ЖН достигают равновесного водопоглощения в течение 70 сут.

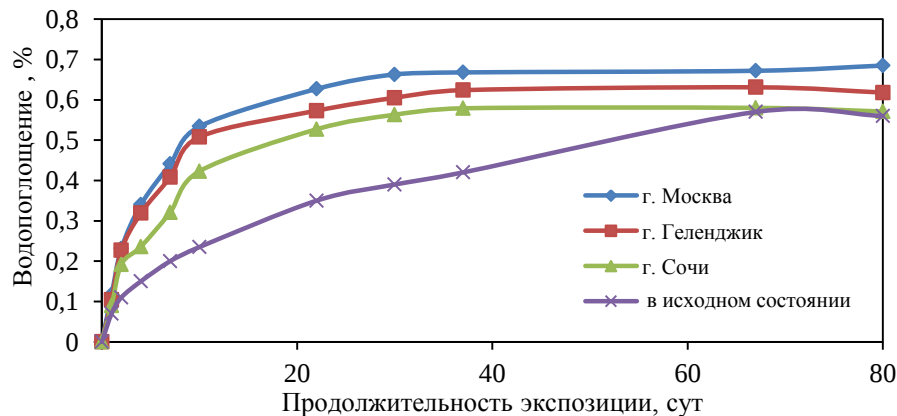


Рис. 7. Водопоглощение образцов углепластика марки ВКУ-38ЖН в исходном состоянии и после 5 лет экспозиции в различных климатических зонах: умеренно теплом (г. Геленджик), умеренном (г. Москва) и теплом влажном климате (г. Сочи)

После натурной экспозиции в углепластике марки ВКУ-38ЖН максимальная скорость сорбции воды наблюдается в течение первых 10 сут, после чего происходит незначительное увеличение водопоглощения до состояния сорбционного равновесия, наступающего через 30–35 сут. Количество сорбированной воды после экспозиции в течение 5 лет в атмосфере умеренного климата (г. Москва) возрастает до 0,7%, а после экспозиции в г. Геленджике и г. Сочи остается практически на уровне исходного материала (0,57–0,61%).

Из представленных на рис. 8 данных видно, что в исходном состоянии образцы углепластика марки ВКУ-38 достигают равновесного водопоглощения в течение 30 сут. Количество сорбированной влаги за первые несколько суток составляет до 0,4%, и в дальнейшем идет постепенное накопление влаги в материале до равновесного водопоглощения (0,70%). После натурной экспозиции в течение 5 лет в условиях теплого влажного (г. Сочи) и очень холодного климата (г. Якутск) наблюдается увеличение водопоглощения до 0,95–1,04%. При этом основное поглощение воды происходит в течение первых 10 сут до уровня 0,75–0,93%, а затем наблюдается незначительное увеличение сорбированной воды до состояния сорбционного равновесия, наступающего через ~30 сут.

Увеличение водопоглощения и изменение характера кривых сорбции углепластиков после длительной экспозиции в первую очередь связаны с изменением рельефа поверхности и наличием дефектов на поверхности материалов, образованных в процессе проведения климатических испытаний [26, 27].

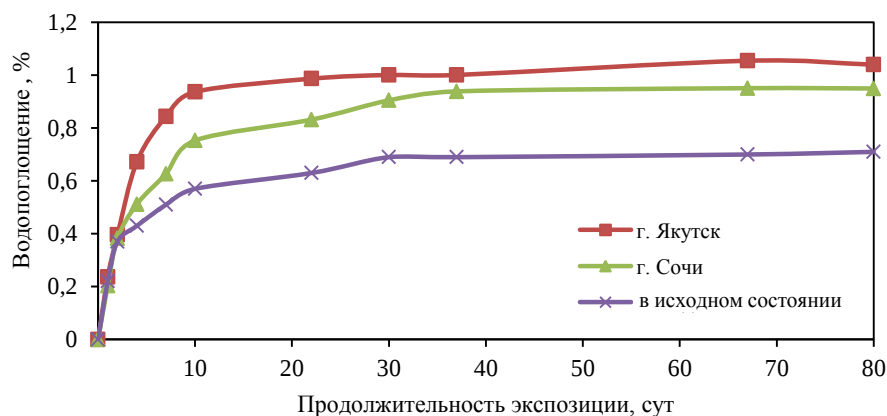


Рис. 8. Водопоглощение образцов углепластика марки ВКУ-38 в исходном состоянии и после экспозиции в условиях теплого влажного (г. Сочи, 5 лет) и очень холодного климата (г. Якутск, 3 года)

Прочностные свойства углепластиков

Углепластики марок ВКУ-38 и ВКУ-38ЖН рекомендованы для изготовления термонагруженных деталей и агрегатов в высоко- и средненагруженных авиационных конструкциях.

В табл. 3 приведены свойства углепластика ВКУ-38 после длительной экспозиции в различных климатических зонах.

Таблица 3

Упруго-прочностные свойства углепластика марки ВКУ-38 в различных климатических зонах в зависимости от температуры и продолжительности экспозиции

Место экспозиции	Продолжи- тельность экспозиции, года	Прочность при растяжении, МПа	Модуль упругости при растяжении, ГПа	Прочность при сжатии, МПа	
		при температуре, °С			
		20			300
В исходном состоянии (паспорт №1887)	—	350	91	234	182
г. Москва	5	320	82	215	155
г. Сочи		365	86	245	210
г. Якутск	3	350	84	265	215

Из данных, представленных в табл. 3, видно, что после экспозиции в г. Сочи (5 лет) и в г. Якутске (3 года) прочностные свойства углепластика марки ВКУ-38 не только не снижаются, но и несколько увеличиваются. Так, прочность при сжатии после экспозиции в условиях холодного климата (г. Якутск) возрастает на 13% при температуре 20 °С и на 18% при повышенной температуре. Однако после 5 лет экспозиции в условиях умеренного климата (г. Москва) наблюдается снижение прочностных свойств как при растяжении (на 9%), так и при сжатии (на 8% – при температуре испытаний 20 °С и на 15% – при температуре 300 °С).

В табл. 4 приведены свойства углепластика марки ВКУ-38ЖН после длительной экспозиции в различных климатических зонах.

Из данных, представленных в табл. 4, видно, что после 1 года экспозиции в различных условиях у углепластика марки ВКУ-38ЖН наблюдается снижение свойств как при комнатной температуре, так и при температуре 300 °С. В качестве

исходных значений прочностей приняты паспортные данные. Сохранение свойств от уровня исходных значений (в зависимости от вида испытаний) при температуре 20 °С составляет: 80–91% – в г. Москве, 73–87% – в г. Геленджике и 78–89% – в г. Сочи, а при температуре 300 °С: 67–69% – в г. Москве, 59–60% – в г. Геленджике и 60–62% – в г. Сочи.

Таблица 4

Прочностные свойства углепластика марки ВКУ-38ЖН в различных климатических зонах в зависимости от температуры и продолжительности экспозиции

Место экспозиции	Продолжительность экспозиции, года	Прочность при растяжении, МПа		Прочность при статическом изгибе, МПа		Прочность при сжатии, МПа	
		при температуре, °С					
		20	300	20	300	20	300
В исходном состоянии (паспорт №1887, дополнение 1)	–	1300		1320	1240	670	610
г. Москва	1	1050	–	1200	860	580	410
	5	1160	960	1230	830	550	400
г. Геленджик	1	950	–	1150	740	540	370
	5	1220	1100	1130	780	520	490
г. Сочи	1	1110	–	1030	750	600	380
	5	1070	1010	1120	910	530	510

Исследования свойств углепластика марки ВКУ-38Ж, проведенные после 5 лет экспозиции, показали, что наблюдается повышение прочности, по сравнению с 1 годом экспозиции. Сохранение прочности при растяжении от уровня исходного значения экспонированных образцов углепластика марки ВКУ-38ЖН при температуре испытаний 20 °С составило: 89% – в г. Москве, 82% – в г. Сочи и 94% – в г. Геленджике, а при температуре 300 °С сохранение прочности при растяжении значительно ниже: 74% – в г. Москве, 84% – в г. Геленджике и 77% – в г. Сочи.

Испытания образцов углепластика на статический изгиб при температуре 20 °С показали сохранение прочности 85% от уровня исходных значений после экспозиции в г. Сочи и г. Геленджике, а также 93% – после экспозиции в г. Москве. При температуре испытаний 300 °С сохранение прочности экспонированных образцов составило: 67% – в г. Москве, 63% – в г. Геленджике и 73% – в г. Сочи.

По результатам проведенных испытаний на прочность при сжатии при температуре 20 °С установлено, что сохранение прочности от уровня исходного значения экспонированных образцов составило: 82% – в г. Москве, 77% – в г. Геленджике и 79% – в г. Сочи, а при температуре 300 °С: 65% – в г. Москве, 80% – в г. Геленджике и 83% – в г. Сочи.

Снижение прочности после 1 года экспозиции и последующее незначительное увеличение после 5 лет можно объяснить протеканием процессов релаксации внутренних напряжений в материале, структурными изменениями в полимерной матрице и пластифицирующим действием влаги [28, 29].

Углепластик марки ВКУ-38ТР рекомендуется для изготовления теплонагруженных деталей и агрегатов в средненагруженных конструкциях планера в зоне двигателя, в частности элементов лопаток РКЦК. В табл. 5 приведены свойства углепластика марки ВКУ-38ТР после длительной экспозиции в различных климатических зонах.

Таблица 5

**Прочностные свойства углепластика марки ВКУ-38ТР в различных климатических зонах
в зависимости от температуры и продолжительности экспозиции**

Место экспозиции	Продолжи- тельность экспози- ции, года	Прочность при растяжении, МПа		Прочность при статическом изгибе, МПа	
		при температуре, °С			
		20	300	20	300
В исходном состоя- нии (паспорт №1887, дополнение 2)	–	740	700	670	580
г. Москва	3	740	660*	–	–
	5	740	680	740	480
г. Геленджик	1	710	–	640	500
	3	695	650*	–	–
	5	750	660	740	510
г. Сочи	1	770	–	680	475
	3	665	670*	–	–
	5	730	720	740	620
* Образцы испытаны при температуре 200 °С.					

Из данных, представленных в табл. 5, видно, что прочность углепластика марки ВКУ-38ТР при растяжении, как при температуре испытаний 20 °С, так и при повышенных температурах, практически не меняется (сохранение от уровня исходных значений 94–100%) в зависимости от места и продолжительности экспозиции. Прочность при статическом изгибе при комнатной температуре после 1 года экспозиции остается на уровне исходного значения, а после 5 лет даже увеличивается (на 9,5%).

При температуре испытаний 300 °С уровень сохранения прочности снижается и после 5 лет экспозиции составляет: 64% – в г. Москве, 69% – в г. Геленджике и 84% – в г. Сочи, что соответствует сохранению уровня свойств исходного углепластика (86%).

Заключения

Разработанные во ФГУП «ВИАМ» углепластики серии ВКУ-38 (паспорт №1887, дополнения 1 и 2) показали сохранение прочностных свойств после длительного воздействия климатических факторов, по сравнению с паспортными данными, на уровне 80–90% при комнатной температуре испытаний и 60–75% при температуре испытаний 300 °С. Такой уровень сохранения свойств свидетельствует об их стойкости к воздействию внешних факторов различных климатических зон.

У углепластиков, экспонировавшихся в условиях умеренного климата (г. Москва), по сравнению с аналогичными углепластиковыми материалами, выставленными в других климатических зонах, наблюдаются наибольшие повреждение поверхности материалов, снижение температуры начала активной деструкции углепластиков (на 11–13 °С) и увеличение водопоглощения, а также наименьшее сохранение прочностных свойств при температуре испытаний 300 °С.

Деградация поверхности углепластика наблюдается уже после 1 года экспозиции, что не является критичным, так как даже после 5 лет экспозиции сохранение свойств от уровня исходных значений составляет от 60 до 90%. Кроме того, в реальных условиях эксплуатации изделия из углепластиков работают с нанесенным лакокрасочным покрытием, обеспечивающим защиту поверхности элементов авиационных конструкций от воздействия внешних факторов.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
2. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников // Авиационные материалы и технологии. 2018. №2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
3. Каблов Е.Н., Кириллов В.Н., Жирнов А.Д., Старцев О.В., Вапиров Ю.М. Центры для климатических испытаний авиационных ПКМ // Авиационная промышленность. 2009. №4. С. 36–46.
4. Авиационные материалы: справочник: в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд., перераб. и доп. М.: ВИАМ, 2015. Т. 13: Климатическая и микробиологическая стойкость неметаллических материалов. 270 с.
5. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2015. №4 (37). С. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
6. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. I. Оценка влияния значимых факторов воздействия // Деформация и разрушение материалов. 2019. №12. С. 7–16.
7. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. II. Развитие методов исследования ранних стадий старения // Деформация и разрушение материалов. 2020. №1. С. 15–21.
8. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Иноземцев А.А. Влагонасыщение конструктивно-подобных элементов из полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях с наложением термоциклов // Авиационные материалы и технологии. 2017. №2. С. 56–68. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-56-68.
9. Лаптев А.Б., Барботько С.Л., Николаев Е.В. Основные направления исследований сохранности 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.
10. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. №7–8. С. 54–58.
11. Каблов Е.Н., Скибин В.А., Абузин Ю.А., Кочетов В.Н., Шавнев А.А., Каримбаев Т.Д., Луппов А.А. Широкохордные лопатки вентиляторов для ТРДД 5–6 поколений // Конверсия в машиностроении. 2006. №5. С. 5–16.
12. Мекхэм М. Snecma и ее партнер АЕС создают новую технологию изготовления композитных лопаток // Авиатранспортное обозрение. 2012. №131. URL: <http://www.ato.ru/content/snecma-i-ee-partner-aec-sozdayut-novuyu-tehnologiyu-izgotovleniya-kompozitnyh-lopatok> (дата обращения: 17.11.2020).
13. Новиков А.С., Каримбаев Т.Д., Луппов А.А., Афанасьев Д.В., Мезенцев М.А. Инновации при применении композиционных материалов в авиационных двигателях // Двигатель. 2015. №2 (98). С. 6–9.
14. Новиков А.С., Каримбаев Т.Д. Рабочие лопатки вентиляторов большой степени двухконтурности для перспективных ТРДД // Двигатель. 2015. №5 (101). С. 6–11.
15. High temperature plastics market by type (polysulfones, polyimides, polyphenylene sulfide, fluoropolymers, and others), by end-use industries (electrical & electronic, transportation, industrial, medical, and others) – Global trends & forecast to 2019 // MarketsandMarkets: офиц. сайт. URL: <https://www.marketsandmarkets.com/Market-Reports/high-temperature-plastics-market-1192.html> (дата обращения: 17.11.2020).
16. Курносов А.О., Раскутин А.Е., Мухаметов Р.Р., Мельников Д.А. Полимерные композиционные материалы на основе термореактивных полиимидных связующих // Вопросы материаловедения. 2016. №4. С. 50–62.

17. Кузнецов А.А., Семенова Г.К. Перспективные высокотемпературные термореактивные связующие для полимерных композиционных материалов // Российский химический журнал. 2010. Т. 53. №4. С. 86–96.
18. Зеленина И.В., Гуляев И.Н., Кучеровский А.И., Мухаметов Р.Р. Термостойкие углепластики для рабочего колеса центробежного компрессора // Труды ВИАМ. 2016. №2 (38). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-8-8.
19. Николаев Е.В., Барботько С.Л., Андреева Н.П., Павлов М.Р., Гращенков Д.В. Комплексное исследование воздействия климатических и эксплуатационных факторов на новое поколение эпоксидного связующего и полимерных композиционных материалов на его основе. Часть 4. Натурные климатические испытания полимерных композиционных материалов на основе эпоксидной матрицы // Труды ВИАМ. 2016. №6 (42). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-6-11-11.
20. Гладких А.В., Курс И.С., Курс М.Г. Анализ данных натурных климатических испытаний, совмещенных с приложением эксплуатационных факторов, неметаллических материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. №10 (70). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-74-82.
21. Деев И.С., Куршев Е.В., Лонский С.Л., Железина Г.Ф. Влияние длительного климатического старения на микроструктуру поверхности эпоксидных органопластиков и характер ее разрушения в условиях изгиба // Вопросы материаловедения. 2016. №3 (87). С. 104–114.
22. Старцев В.О. Климатическая стойкость полимерных композиционных материалов и защитных покрытий в умеренно-теплом климате: дис. ... д-ра техн. наук. М.: ВИАМ, 2018. 308 с.
23. Валевин Е.О. Влияние тепловлажностного воздействия на свойства термостойких полимерных композиционных материалов на основе фталонитрильной матрицы: дис. ... канд. техн. наук. М.: МАИ, 2018. 130 с.
24. Валевин Е.О., Зеленина И.В., Шведкова А.К., Гуляев И.Н. Тепловое старение термостойких углепластиков // Вопросы материаловедения. 2015. №4 (84). С. 91–99.
25. Гуляев И.Н., Зеленина И.В., Валевин Е.О., Шведкова А.К. Исследование влияния повышенной температуры и влажности на свойства термостойких углепластиков // Конструкции из композиционных материалов. 2015. №3 (139). С. 55–61.
26. Валевин Е.О., Старцев В.О., Зеленина И.В. Термическое старение, деградация поверхности и влагоперенос в углепластике марки ВКУ-38ТР // Труды ВИАМ. 2020. №6–7 (89). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-118-128.
27. Панин С.В. Исследование изменения рельефа поверхности и влагопереноса в полимерных композиционных материалах в процессе климатического старения: дис. ... канд. техн. наук. М.: ВИАМ, 2015. 131 с.
28. Николаев Е.В., Кириллов В.Н., Скирта А.А., Гращенков Д.В. Исследование закономерностей влагопереноса и разработка стандарта по определению коэффициента диффузии и предельного влагосодержания для оценки механических свойств углепластиков // Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 44–48.
29. Лаптев А.Б., Барботько С.Л., Николаев Е.В., Скирта А.А. Статистическая обработка результатов климатических испытаний стеклопластиков // Пластические массы. 2016. №3–4. С. 58–64.

УДК 666.7

С.П. Конокотин¹, Р.М. Назаркин¹

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В СПЛАВАХ МИШЕНЕЙ СИСТЕМЫ Zr–Y НА КАЧЕСТВО ТЕПЛОЗАЩИТНОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-52-61

Исследовано влияние примесей внедрения в сплавах мишеней системы Zr–Y (изготовленных по двум технологиям) на качество керамического термобарьерного слоя теплозащитного покрытия, полученного на установке УОКС-2 методом магнетронного среднечастотного плазмохимического осаждения на поверхность деталей, работоспособных при температурах >1150 °С. Установлено, что при содержании примесей внедрения в сплавах мишеней >0,1% (по массе), или 1000 ppm, снижается скорость процесса нанесения покрытия, которую необходимо поддерживать за счет повышения энергии ионов аргона, что ведет к перегреву сплава мишени и поверхности деталей (подложки), ухудшая адгезию осаждаемых атомов.

Ключевые слова: сплав системы Zr–Y, теплозащитные покрытия, примеси внедрения, рентгеноструктурный фазовый анализ, металлография, периоды кристаллических решеток.

S.P. Konokotin¹, R.M. Nazarkin¹

THE INFLUENCE OF INTERSTITIAL IMPURITIES IN THE Zr–Y TARGET ALLOYS ON THE HEAT RESISTING CERAMIC COATING QUALITY

The influence of interstitial impurities in the Zr–Y target alloys (manufactured by two different techniques) on the quality of thermal barrier ceramic layers of heat resisting coating are studied in this work. The heat resisting ceramic coating manufactured in the UOKS-2 devices by magnetron medium-frequency plasma–chemical deposition on the surface of components that are used at the high temperatures (above 1150 °C). It was found that when the content of interstitial impurities in the target alloy is more than 0,1% (1000 ppm), the rate of the coating process decreases and has to be maintained by increasing the energy of argon ions. This leads to overheating of the target alloy and the surface of the parts (substrate) which impairs the adhesion of the deposited atoms.

Keywords: Zr–Y alloy, heat resisting ceramic coatings, interstitial impurities, x-ray diffraction analysis, phase analysis, metallography, crystal lattice periods.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время существует проблема повышения ресурса работы охлаждаемых лопаток турбины высокого давления за счет ограничения ресурса работы жаростойкого защитного покрытия при температурах >1150 °С.

Разработка и внедрение нового типа ионно-плазменного жаростойкого покрытия могут лишь незначительно повысить ресурс работы лопаток турбины в связи с ограничениями по выбору модифицирующих легирующих компонентов. Наиболее эффективным

и перспективным решением данной проблемы является нанесение теплозащитных покрытий (ТЗП) [1, 2], состоящих из металлического жаростойкого связующего слоя и керамического слоя (КС) ТЗП. Теплозащитное покрытие позволяет снизить температуру охлаждаемых лопаток при воздействии высокотемпературного газового потока в процессе эксплуатации на 100–150 °С, что обеспечивает увеличение их рабочего ресурса [3, 4]. В настоящее время основные работы в данной области связаны с разработкой КС ТЗП на основе стабилизированного диоксида циркония с добавками редкоземельных металлов (РЗМ) Y, Gd, Nd и т. д. – Zr–O–РЗМ.

Во ФГУП «ВИАМ» для нанесения КС ТЗП по технологии среднечастотного магнетронного плазмохимического осаждения (СМПО) используются магнетронные установки собственного производства типа УОКС (УОКС-2, УОКС-3). Данная технология нанесения КС ТЗП с применением отечественного оборудования и материалов разработана с целью замещения не имеющих аналогов промышленных электронно-лучевых методов нанесения керамических покрытий системы Zr–O–РЗМ. Для нанесения по магнетронной технологии КС ТЗП на охлаждаемые лопатки с рабочим ресурсом 10–15 тыс. ч требуются металлические мишени из сплавов системы Zr–РЗМ высокого качества. Однако ввиду наличия в сплавах элементов РЗМ, активно взаимодействующих при выплавке с примесными элементами (C, N, Si), для получения качественных мишеней требуется особый подход к выбору технологий их изготовления, обеспечивающих высокую плотность сплава и низкое содержание примесей внедрения [5–8].

Исследования по установлению причин формирования некачественного КС ТЗП, нанесенного на установке УОКС-2 методом среднечастотного магнетронного распыления металлических мишеней системы Zr–Y, проводились в рамках стратегического направления 17. «Комплексная антикоррозионная защита, упрочняющие, износостойкие защитные покрытия» комплексной научной проблемы 17.3. «Многослойные жаростойкие и теплозащитные покрытия, наноструктурные упрочняющие эрозионные и коррозионностойкие, износостойкие, антифреттинговые покрытия для защиты деталей горячего тракта и компрессора ГТД и ГТУ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [9].

Установлено, что причиной является выплавка некачественных мишеней из сплавов системы Zr–Y с содержанием недопустимого количества примесей внедрения (C, N, Si), способствующих нарушению процесса осаждения.

Материалы и методы

Проведены исследования мишеней из сплава системы Zr–Y, изготовленных методами вакуумно-дугового переплава (ВДП) и вакуумно-индукционной плавки (ВИП). Мишень из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y выплавляли методом ВДП с графитовым катодом в проточной среде инертного газа. Порцию шихты загружали в камеру плавильной установки на кристаллизатор диаметром 150 мм и расплавляли. После охлаждения расплава в камеру без извлечения металла сверху загружали новую порцию кусковой шихты, после чего проводили процесс плавления. Цикл расплавления шихты повторяли 7–8 раз. Полученный слиток диаметром 150 мм, высотой 160 мм и массой 15 кг подвергали троекратному переплаву методом ВДП для усреднения химического состава сплава, а затем механической обработке на токарном станке с целью удаления оксидных пленок с поверхности. После механической обработки размеры слитка составляли: диаметр 140 мм, высота 150 мм и масса 14 кг. Далее слиток обрезали на механическом станке с ленточной пилой для получения заготовки прямоугольной формы размером 105×105×150 мм, из которой затем вырезали пластины толщиной ~13 мм. Полученные пластины подвергали чистовой механической обработке на фрезерном станке до получения размера 100×100×12 мм, а затем из них собирали 2 составные мишени. Размер каждой мишени: 500×100×12 мм (рис. 1, а). Масса составной

мишени составляла от 4,0 до 4,2 кг. В результате по разработанной технологии из слитка массой ~15 кг изготавливали две составные мишени. Коэффициент использования материала (КИМ) по данной технологии составлял ~53%.

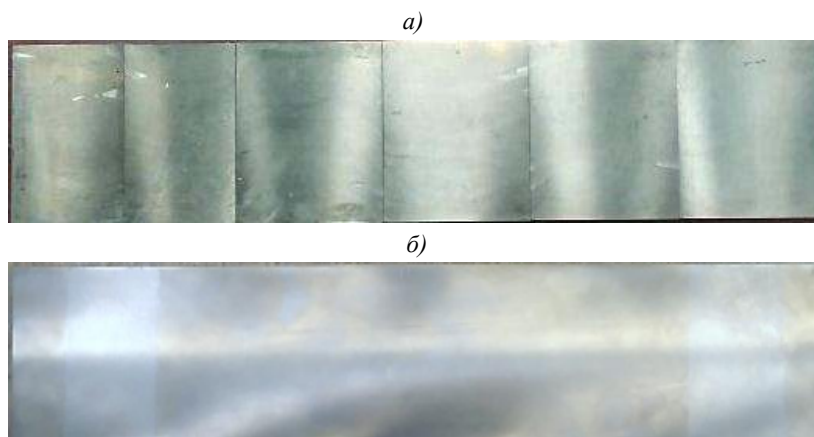


Рис. 1. Составная мишень из сплава системы Zr–Y химических составов: Zr–12,1% (по массе) Y (а) и Zr–8,8% (по массе) Y (б)

Мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y получали с использованием метода ВИП в атмосфере инертного газа [10] во вставном плавильном тигле из оксида иттрия емкостью ~25 кг. После расплавления основной массы шихты в расплав из дозаторного устройства плавильной установки добавляли необходимое количество новой порции шихты. Далее сплав сливали в керамическую прямоугольную форму размером 200×200×50 мм (без учета прибыльной части отливки). Масса полученной отливки составляла 22 кг. После обрезки прибыльной части масса литой заготовки составляла от 13 до 14 кг. Далее литую заготовку подвергали высокотемпературной деформации на воздухе при 950 °С с целью получения полосы, из которой методом гидроэрозионной резки вырезали 2 заготовки для получения мишеней. После завершающей механической обработки на фрезерном станке размер мишеней составлял 500×100×12 мм (рис. 1, б). По разработанной технологии из слитка массой ~22 кг изготавливали 2 мишени, масса каждой из которых составляла от 4,0 до 4,2 кг. По данной технологии КИМ составлял <40%.

На рис. 2 представлено изображение мишени из сплава системы Zr–Y после эксплуатации – нанесения керамического слоя ТЗП на установке УОКС-2. Ярко выражена зона эрозионного износа эллипсоидной формы.



Рис. 2. Составная мишень из сплава системы Zr–Y после эксплуатации

Исследование по определению элементного химического состава мишеней из сплавов системы Zr–Y проводили на следующих установках:

- определение количественного содержания иттрия – на установке 730ES фирмы Varion;
- определение количественного содержания кислорода и азота – на установке TC600 фирмы Leco;

– определение содержания газообразующих элементов – на установке CS600 фирмы Лесо.

Металлографические исследования проводили методом растровой электронной микроскопии (РЕМ) на микроскопе Inspect F50 фирмы FEI, а микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) – с помощью приставки EDAX.

Для определения периодов кристаллических решеток фаз, а также рентгеноструктурного качественного и полуколичественного фазового анализа применяли рентгеновский дифрактометр Empyrean Panalytical. Съемку рентгенограмм проводили на данном дифрактометре геометрии Брэгга–Брентано. Уточнение значений периодов кристаллических решеток выявленных фаз выполняли с использованием программы PowderCell [11, 12].

Результаты и обсуждение

По результатам исследования мишени из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y, изготовленной по технологии выплавки с использованием метода ВДП, установлено наличие примесей внедрения в количестве, % (по массе): 0,007 углерода; 0,064 кислорода и 0,030 азота (суммарно 0,101% (по массе), или 1010 ppm). Исследование микроструктуры образца мишени из данного сплава методом РЭМ показало, что по границам зерен выделяется более легкоплавкая фаза (рис. 3, а). Ширина границ составляет от 3 до 10 мкм. В микроструктуре видны одиночные темные включения примесей внедрения, которые находятся как по границам зерна, так и в его объеме. Присутствуют также и мелкие светлые включения округлой формы размером от 1 до 6 мкм.

Методом МРСА определено общее содержание примесных включений в структуре сплава: 4,2–4,6% (объемн.), а по его результатам установлено следующее содержание элементов в различных областях образца из сплава химического состава Zr–12% (по массе) Y (рис. 3, б):

- в объеме зерна (области серого цвета 1, 3), в фазе на основе циркония, % (по массе): 83,8 Zr; 3,7 Y и примеси (5,6 C и 2,3 O);
- во включениях по границам и объему зерен размером от 3 до 10 мкм (области темного цвета 4, 13), в фазе на основе циркония, % (по массе): 79,8 Zr; 7,3 Y и примеси (10,8 C и 2,2 O);
- по границам зерен (области светлого цвета 9, 10), в фазе на основе иттрия, % (по массе): 88,1 Y; 3,9 Zr и примеси (5,8 C и 2,2 O);
- по границам зерен (области светло-серого цвета 5, 6, 8), в фазе на основе иттрия, % (по массе): 78,3 Y; 2,2 Zr и примеси (7,7 C и 12,7 O).

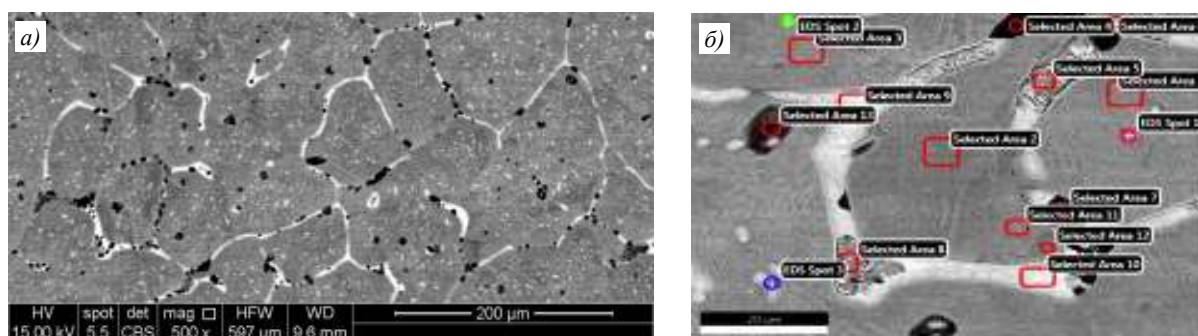


Рис. 3. Микроструктура (а – $\times 500$; б – $\times 4000$) мишени из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y

По результатам рентгеноструктурного качественного и полуколичественного (SemiQuant) фазового анализа (табл. 1 и рис. 4) образца из сплава химического состава Zr–12% (по массе) Y определено наличие в нем 70–85% (объемн.) фазы на основе циркония и ~(15–30)% (объемн.) фазы на основе иттрия [7, 8]. Примесные фазы не выявлены ввиду их малого количества.

Таблица 1

Фазовый состав мишени, полученной методом вакуумно-дуговой плавки			
Тип фазы	Содержание фазы, % (объемн.)	Период решетки, нм	
		<i>a</i>	<i>c</i>
Гексагональная на основе циркония	70–85	0,32505	0,51944
Гексагональная на основе иттрия	15–30	0,36536	0,58081

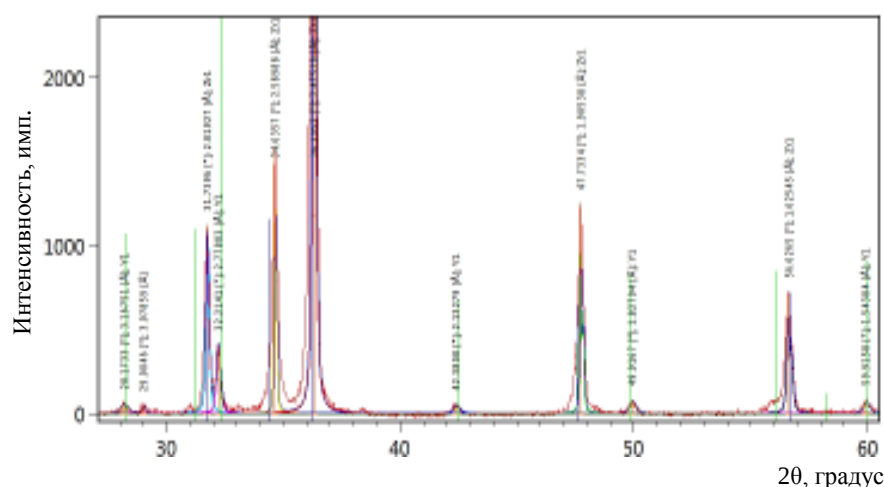
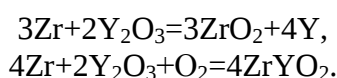


Рис. 4. Рентгенограмма образца из сплава химического состава Zr–12% (по массе) Y (Cu K_α-излучение)

Исследование образца мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y, изготовленного с применением метода ВИП, показало присутствие примесей ZrO₂ и ZrYO₂, образующихся при взаимодействии расплава с футеровкой плавильного тигля. Образование оксидных соединений осуществлялось по следующим реакциям:



Выплавленный металл при температуре 1950 °С сливали в керамическую форму из оксида алюминия. Температура формы на момент ее заливки металлом составляла 500 °С. На данном этапе процесса происходило взаимодействие химически активных элементов сплава (Y, Zr) с поверхностным слоем керамической формы с образованием оксидов.

После отделения керамической формы от отливки на ее поверхности зафиксирован химический пригар розового цвета, трудно удаляемый с использованием дробеструйной обработки. Далее литую заготовку подвергали деформации на воздухе при температуре 950 °С, что вело к насыщению сплава оксидными и нитридными соединениями.

Исследование образца из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y, полученного методом ВИП, выявило в нем наличие следующих примесей внедрения, % (по массе): 0,11 углерода; 0,22 кислорода; 0,075 азота (суммарно 0,405% (по массе), или 4050 ppm).

По результатам исследований методом РЭМ установлено, что в микроструктуре деформированного сплава (рис. 5, *а*) выраженных границ между кристаллами зерен не наблюдается. Видны ориентированно-направленные примесные включения темного цвета размером от 0,3 до 20,0 мкм, равномерно распределенные по структуре сплава, в которой присутствуют крупные темные включения округлой формы размером от 5 до 30 мкм, расположенные на расстоянии от 50 до 100 мкм друг от друга.

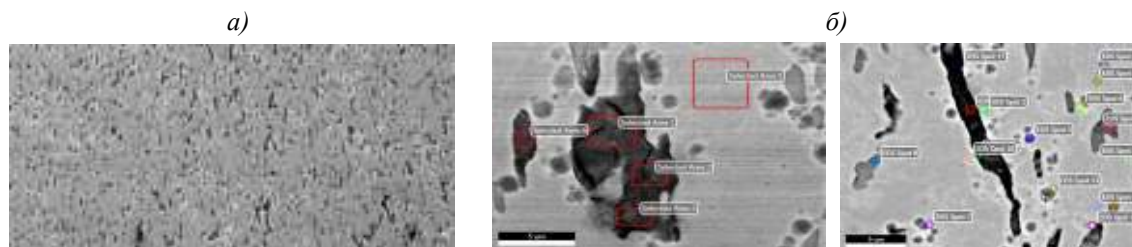


Рис. 5. Микроструктура (*а* – $\times 500$; *б* – $\times 13000$) мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y

Методом МРСА определено общее содержание примесных включений в структуре сплава: 6,8–7,2% (объемн.), а по его результатам установлено следующее содержание элементов в различных областях образца мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y (рис. 5):

- в области серого цвета (5), в фазе на основе циркония, % (по массе): 79,8 Zr; 5 Y и примеси (10,5 C; 5,0 O; 1,4 Si и 1,2 Al) (рис. 5, *б*);
- в округлых темных включениях (области 1–4), в фазе на основе иттрия, % (по массе): 52,0 Y; 6,5 Zr и примеси (18,0 C и 23,5 O) (рис. 5, *б*);
- в точках темно-серого цвета (области 3, 7, 8), в фазе на основе циркония, % (по массе): 72,0 Zr; 9,0 Y и примеси (12,0 C и 7,0 O) (рис. 5, *в*);
- в темных точках (области 1, 4, 5, 9, 10, 14, 17), в фазе на основе иттрия, % (по массе): 53,0 Y, 19,0 Zr и примеси (12,5 C и 15,5 O) (рис. 5, *в*).

Установлено присутствие примесей углерода (возможно попадание токопроводящей эпоксидной смолы в поры при подготовке шлифа для проведения структурных исследований), а также оксидных пленок.

По результатам рентгеноструктурного качественного и полуколичественного фазового анализа (табл. 2, рис. 6) образца из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y установлено наличие 90–95% (объемн.) фазы на основе циркония и 5–10% (объемн.) фазы на основе иттрия.

Таблица 2

Фазовый состав мишени, полученной методом вакуумно-индукционной плавки

Фаза	Содержание фазы, % (объемн.)	Период решетки, нм	
		<i>a</i>	<i>c</i>
Гексагональная на основе циркония	90–95	0,32462	0,51848
Гексагональная на основе иттрия	5–10	0,36512	0,57817

Основной задачей при выплавке сплавов системы Zr–Y являлось получение заготовок с наименьшим содержанием примесей внедрения в фазах на основе циркония и иттрия. По результатам полуколичественного рентгенофазового анализа установлено:

в сплаве, полученном с использованием метода ВДП, количество тугоплавкой фазы на основе циркония с гексагональной решеткой составляет 70–85% (объемн.); в сплаве, полученном методом ВИП, – до 90–95% (объемн.). Содержание легкоплавкой фазы на основе иттрия с гексагональной решеткой в сплаве, полученном методом ВДП, составляет 15–30% (объемн.), а в сплаве, полученном методом ВИП, 5–10% (объемн.). Увеличение значений периодов решетки a и c в сплаве, изготовленном по технологии с применением метода ВДП, вызвано присутствием большого количества фазы на основе иттрия (15–30% (объемн.)) и низким содержанием примесей внедрения (0,101% (по массе), или 1010 ppm). В сплаве, изготовленном по технологии с применением метода ВИП, уменьшение величин периодов решетки a и c вызвано низким содержанием фазы на основе иттрия (5–10% (объемн.)) и высоким содержанием примесей внедрения (0,405% (по массе), или 4050 ppm).

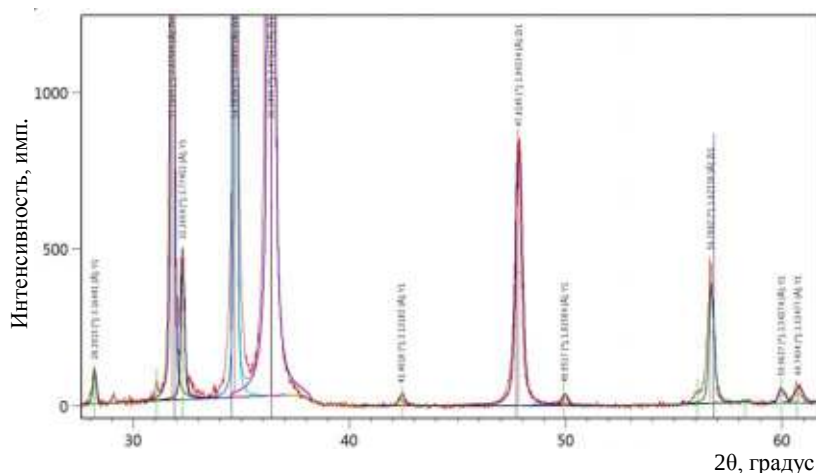


Рис. 6. Рентгенограмма образца из сплава химического состава Zr-8,8% (по массе) Y (Cu K α -излучение)

В работе [13] отмечено, что в магнетронных распылительных установках энергия ионов (как правило, аргона), бомбардирующих металлическую мишень, находится в диапазоне от 300 до 600 эВ. Основным механизмом взаимодействия ионов с поверхностью сплава мишени является ионное распыление, характеризующееся коэффициентом распыления. Из данных, представленных в табл. 3, видно, что есть некоторая связь между коэффициентом заполнения кристалла атомами и коэффициентом распыления. При высоких значениях коэффициента заполнения кристалла атомами коэффициент распыления выше, чем у металлов с низким коэффициентом заполнения кристалла атомами.

В табл. 3 приведены данные коэффициента распыления различных материалов ионами аргона при типичных для магнетронных распылительных систем значениях энергии. Например, углерод, имея самую низкую величину коэффициента распыления, обладает самым низким коэффициентом заполнения кристалла атомами, диаметр которого значительно меньше диаметров других металлов. Из этого следует, что он при внедрении в кристаллическую решетку металлов нарушает ее структуру. Чем выше и «разнообразнее» уровень примесей внедрения (C, Si, N, O), тем больше деформация кристаллической решетки атомов металла, а коэффициент распыления сплава мишени меньше.

С целью повышения коэффициента распыления требуется дополнительная энергия за счет увеличения разрядного напряжения для бомбардировки ионами аргона. Однако это приводит к перегреву сплава мишени и подложки детали, ведущей к ее окислению и ухудшению адгезии осаждаемого слоя керамического покрытия.

Таблица 3

Коэффициент распыления различных материалов ионами аргона при низких значениях их энергии [13]

Материал	Коэффициент распыления при энергии ионов аргона, эВ		Кристаллическая структура металлов	Коэффициент заполнения кристалла атомами	Атомный диаметр, нм
	400	600			
Ag	2,5	3,0	Гранецентрированная кубическая	0,74	0,2883
Cu	1,8	2,2			0,2551
Ni	1,0	2,0	Гранецентрированная кубическая γ -Ni		0,2457
Al	0,8	1,25	Гранецентрированная кубическая		0,2800
Zr	0,6	0,9	Объемноцентрированная кубическая β -Zr		0,3220
Ti	0,4	0,6	Объемноцентрированная кубическая β -Ti	0,68	0,2960
C	0,09	0,15	Кубическая гексагональная некомпактная	0,34	0,1540

В случае бомбардирования мишени с низким содержанием примесей ($\leq 0,1\%$ (по массе), или ≤ 1000 ppm) процесс распыления протекает стабильно. В результате распыления металлической мишени атомами реактивного газа (кислорода, аргона) на поверхности подложки формируется качественный слой керамического покрытия требуемого химического состава (рис. 7, а).

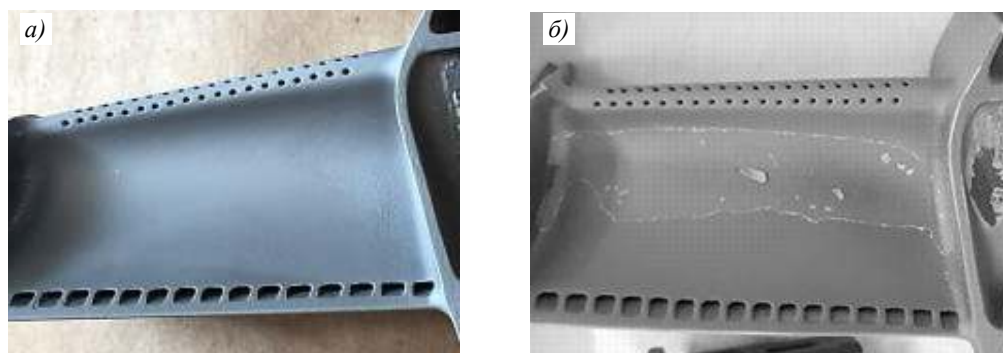


Рис. 7. Перо охлаждаемой лопатки турбины с теплозащитным покрытием и керамическим слоем, нанесенным магнетронным распылением мишени из сплава, полученного по технологии с применением методов ВДП (а) и ВИП (б)

Толщина керамического слоя теплозащитного покрытия составляет от 50 до 100 мкм при распылении мишени в течение 5–8 ч. При наличии повышенного содержания примесей внедрения в сплаве мишени ($> 0,1\%$ (по массе), или > 1000 ppm) стабильность процесса распыления нарушается. Если оксидные, нитридные и карбидные примеси внедрения, содержащиеся в сплаве мишени, отрицательно влияют только на процесс распыления мишени, ухудшая адгезию покрытия, то атомы кремния и прочие примеси, окисляясь в потоке кислорода, образуют оксидные соединения, которые участвуют в формировании керамического слоя покрытия, нарушая его химический состав. В процессе охлаждения деталей примесные оксиды, находящиеся в слое керамического покрытия, образуют внутренние напряжения, которые ввиду разницы значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) (табл. 4) [14, 15] в процессе эксплуатации деталей с ТЗП ведут к образованию трещин, сколов и отслоению покрытия.

Таблица 4

Свойства оксидных соединений при температуре 20–800 °С

Свойства	Значения свойств оксидных соединений			
	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Y ₂ O ₃	ZrO ₂
Плотность, кг/м ³	3500	2300	4840	5680
ТКЛР, α·10 ⁶ , К ⁻¹	13,3	2,0	8,4	10
Микротвердость, МПа	2100	1100	2800	1200

Экспериментально установлено, что при распылении мишени, изготовленной с применением метода ВИП, в течение >6 ч температура подложки превышала 600 °С, что сказывалось на качестве керамического покрытия толщиной ~(30–50) мкм. После охлаждения деталей до комнатной температуры и изъятия из рабочей камеры установки УОКС-2 на поверхности обнаруживали сколы, разрушения и осыпание керамического слоя (рис. 7, б).

Заключения

По результатам проведенных исследований установлено:

– мишень из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y, полученная с использованием метода ВДП, содержит примеси внедрения в количестве 0,101% (по массе), или 1010 ppm, а мишень из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y, изготовленная с использованием метода ВИП, содержит примеси внедрения в количестве 0,405% (по массе), или 4050 ppm;

– при распылении мишени из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y, полученной с использованием метода ВДП, процесс осаждения покрытия протекает без нарушений, а при распылении мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y, изготовленной с применением метода ВИП, в течение >6 ч температура подложки превышала 600 °С, что сказывалось на качестве керамического покрытия. После охлаждения деталей с ТЗП до комнатной температуры и изъятия их из рабочей камеры на поверхности обнаруживались сколы и осыпание керамического слоя;

– коэффициент использования материала дорогостоящего сплава системы Zr–Y, полученного по технологии с использованием метода ВДП, составляет 53%, а с применением метода ВИП <40%;

– метод ВИП, используемый для мишеней из сплавов, содержащих химически активные элементы РЗМ, не способен обеспечить повторяемость химического состава ввиду эксплуатации плавильного тигля, изготовленного из оксидных материалов, активно взаимодействующих с РЗМ.

Таким образом, для выплавки сплавов с элементами РЗМ, предназначенных для получения мишеней для магнетронного напыления КС ТЗП, применение метода ВДП является более перспективным. Совершенствование данной технологии позволит получать качественные сплавы с более низким содержанием примесей внедрения, что положительно отразится на качестве КС ТЗП.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток ГТД // Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. М.: Наука, 2006. С. 531–608.
2. Sudhangshu B. High Temperature Coatings. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2018. 416 p.
3. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Галоян А.Г., Луценко А.Н. Защитные и упрочняющие покрытия лопаток и деталей ГТД // 75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ, 2007. С. 107–124.

4. Bakan E., Vassen R. Ceramic Top Coats of Plasma – Sprayed Thermal Barrier Coatings: Materials, Processes, and Properties // Journal of Thermal Spray Technology. 2017. Vol. 26. P. 992–1010.
5. Сергеев В.П., Нейфельд В.В., Сунгатулин А.Р. и др. Увеличение термоциклической стойкости покрытий на основе Zr–Y–O, полученных методом магнетронного осаждения // Известия Томского политехнического университета. 2010. Т. 317. №3. С. 111–115.
6. Чубаров Д.А., Будиновский С.А., Смирнов А.А. Магнетронный способ нанесения керамических слоев теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2016. №4 (45). С. 23–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-23-30.
7. Чубаров Д.А., Будиновский С.А. Выбор керамического материала для теплозащитных покрытий лопаток авиационных турбин на рабочие температуры до 1400 °С // Труды ВИАМ. 2015. №4. Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.09.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-7-7.
8. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология: перспективные процессы, покрытия, оборудование // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
9. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
10. Мубояджян С.А., Лесников В.П., Кузнецов В.П. Комплексные защитные покрытия турбинных лопаток авиационных ГТД. Екатеринбург: Квист, 2008. 208 с.
11. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. 4-е изд., доп. и перераб. М.: МИСиС, 2002. 360 с.
12. Nolze G. PowderCell: instruction manual. Berlin: Federal Institute for Materials Research and Testing, 2017. 45 p.
13. Духопельников Д.В. Магнетронные распылительные системы: учеб. пособие: в 2 ч. М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2014. Ч. 1: Устройство, принципы работы, применение. С. 31–35.
14. Самсонов Г.В., Борисова А.Л., Жидкова Т.Г. и др. Физико-химические свойства окислов: справочник / под ред. Г.В. Самсонова. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1978. 472 с.
15. Будиновский С.А., Стехов П.А., Доронин О.Н., Артеменко Н.И. Основные механизмы разрушения керамического слоя теплозащитных покрытий (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. №2 (74). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.08.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-105-112.

УДК 669.017.165:669.295

Д.С. Горлов¹, О.В. Заклякова¹, Д.А. Александров¹, С.А. Будиновский¹

ПОВЫШЕНИЕ ФРЕТТИНГСТОЙКОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА Ti_2AlNb

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-62-70

Представлены результаты исследований по повышению фреттингостойкости титанового сплава из орторомбического алюминид титана Ti_2AlNb путем формирования на поверхности покрытия, состоящего из барьерного и внешнего слоев, с использованием промышленной вакуумно-дуговой установки МАП-3. Установлены зависимости общего износа и коэффициента трения образцов из сплава Ti_2AlNb с покрытием и без него в паре с контртелом из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава при испытаниях на фреттингповреждаемость в условиях комнатной (20 °C) и повышенной (700 °C) температур. Показана кинетика насыщения кислородом поверхности образцов из сплава Ti_2AlNb с покрытием и без него при рабочей температуре сплава на базе 200 ч. Исследованы фазовый и элементный составы фреттингостойкого покрытия после высокотемпературной выдержки.

Ключевые слова: орторомбический алюминид титана Ti_2AlNb , дисперсно-твердеющий сплав, ионно-плазменное покрытие, фреттингостойкость, фреттингповреждаемость, жаростойкость, фазовый состав, элементный состав.

D.S. Gorlov¹, O.V. Zaklyakova¹, D.A. Aleksandrov¹, S.A. Budinovskii¹

IMPROVING OF FRETTING RESISTANCE INTERMETALLIC Ti_2AlNb ALLOY

The results of research on improving the fretting resistance of a titanium alloy made of orthorhombic titanium aluminide Ti_2AlNb by forming a coating consisting of a barrier and an outer layer on the surface using an industrial vacuum-arc installation MAP-3 are presented. The dependences of the total wear and the coefficient of friction of samples made of Ti_2AlNb alloy with and without coating in combination with a counterbody made of high-strength welded dispersed-hardening alloy during fretting damage tests at room (20 °C) and elevated (700 °C) temperatures are established. The kinetics of oxygen saturation of the surface of samples made of Ti_2AlNb alloy with and without coating at the operating temperature of the alloy based on 200 h is shown. The phase and elemental compositions of the fretting-resistant coating after high-temperature exposure are investigated.

Keywords: orthorhombic titanium aluminide Ti_2AlNb , dispersion-hardening alloy, ion-plasma coating, fretting resistance, fretting damage, heat resistance, phase composition, element composition.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время фреттинг – одна из проблем при эксплуатации лопаток современных газотурбинных двигателей (ГТД). Контактный износ замковых соединений лопаток может привести к их разрушению. Существуют разные конструктивные

и технологические методы защиты замковых соединений от фреттинга [1], среди которых одним из распространенных является нанесение специального покрытия, снижающего контактный износ поверхностей замкового соединения. Фреттингостойкое покрытие должно выдерживать сдвиговые нагрузки без формирования продуктов износа и обеспечивать защиту от насыщения кислородом. В настоящее время на двигателестроительных предприятиях применяются покрытия на основе серебра, формируемые с использованием технологии гальваники и используемые для увеличения ресурса замков вентиляторных лопаток ГТД, а также твердосмазочные покрытия типа ВАП на основе эпоксидной смолы для снижения износа замков лопаток компрессора [2]. Данные покрытия показали свою эффективность для повышения долговечности замков лопаток компрессора в условиях фреттинга в 1,5–2 раза.

Применяются также гальванические покрытия на основе никеля и кадмия. Оценить эффективность использования фреттингостойких покрытий при эксплуатации лопаток можно по отсутствию следов износа в посадочном гнезде диска и минимальному износу самого покрытия. Система такого покрытия должна обеспечить снижение локального трения и защищать материал от проникновения кислорода и фреттинг-коррозии. Нашедшие широкое применение фреттингостойкие покрытия работают при температуре, не превышающей 250–300 °С [3].

Современным и перспективным способом защиты и упрочнения поверхности является применение ионно-плазменных технологий [4], получивших широкое распространение в авиационной отрасли для увеличения ресурса работы лопаток газовых турбин и других особо ответственных деталей ГТД из жаропрочных сталей, никелевых и титановых сплавов, работающих в условиях агрессивной окислительной или коррозионной атмосферы при высоких давлениях и температурах в диапазоне от 350 до 1150 °С [5–8]. Во ФГУП «ВИАМ» разработана и отработана вакуумно-плазменная технология высоких энергий, реализованная на машинах серии МАП, которая успешно внедрена на отечественных и зарубежных предприятиях [9, 10].

Наиболее перспективной группой сплавов для изготовления лопаток и других ответственных деталей авиационных ГТД типа «блиск» и «блинг» с рабочими температурами от 650 до 700 °С являются деформируемые сплавы из орторомбического алюминид титана Ti_2AlNb , который отличается высоким показателем прочности и более низкой, по сравнению со сталями и железоникелевыми сплавами, плотностью [11, 12]. Специалистами ВИАМ разработаны соответствующие орто-сплавы [13]. Окисление деталей из титанового сплава при температуре 700 °С и более приведет к усугублению процессов фреттинга за счет деградации поверхности и формирования альфированного слоя. Следовательно, фреттингостойкое покрытие должно защищать титановый сплав от проникновения кислорода. Одним из вариантов такой защиты может быть создание конструкции покрытия, состоящей из верхнего жаростойкого слоя и барьерного подслоя на основе твердых соединений (нитридов, оксидов или карбидов) [14, 15]. Барьерный слой создает дополнительную защиту от окисления, а также препятствует диффузии компонентов покрытия (например, никеля и хрома) в титановый сплав, которые могут создать в зоне взаимодействия охрупчивающие фазы.

Цель данной работы – демонстрация достигнутых результатов исследований по повышению фреттингостойкости титанового деформируемого сплава Ti_2AlNb путем формирования на поверхности покрытия, состоящего из барьерного и внешнего слоев, с использованием промышленной вакуумно-плазменной установки МАП-3 [16].

Исследование выполнено в рамках реализации научного направления 17. «Комплексная антикоррозионная защита, упрочняющие, износостойкие защитные и теплозащитные покрытия» комплексной научной проблемы 17.3. «Многослойные жаростойкие

и теплозащитные покрытия, наноструктурные упрочняющие эрозионные и коррозионностойкие, износостойкие, антифреттинговые покрытия для защиты деталей горячего тракта и компрессора ГТД и ГТУ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [17].

Материалы и методы

Слоистое покрытие для увеличения ресурса работы замков лопаток компрессора и защиты от фреттинг-коррозии сформировано на установке МАП-3 с использованием системы управления с автоматизированным контролем всех технологических параметров нанесения. Данная система позволяет создавать различные конструкции покрытий с возможностью варьирования толщины и твердости слоев (при помощи регуляции подачи реактивного газа), сохраняя при этом почти 99%-ю воспроизводимость по заданным свойствам.

На образцы из титанового деформируемого сплава Ti_2AlNb наносили многослойное фреттингостойкое покрытие. Барьерный слой состоит из многослойного нитрида титана, который создает барьер для диффузии материалов покрытия вглубь основного металла, а именно сплава Ti_2AlNb . Внешний слой фреттингостойкого покрытия предохраняет поверхность из сплава Ti_2AlNb от фреттингоповреждаемости, представляя собой жаро- и износостойкую матрицу с нитридным упрочнением из никелевого сплава типа нихром.

Испытания на фреттингоповреждаемость проводили на специально подготовленных образцах в виде пластин размером $25 \times 43 \times 10$ мм из сплава Ti_2AlNb с нанесенным фреттингостойким покрытием и без него. В качестве контртела использовали образцы из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава ВЖ172 в виде пальца с окончанием у основания в форме полусферы и радиусом 1,5 мм.

Выбраны следующие режимы испытания: перемещение образца 300 мкм, температурные условия 20 и 700 °С, давление 3 Н, частотная характеристика перемещения 13 Гц, продолжительность испытания 10^5 циклов, или 128 мин.

Испытания на стойкость к насыщению кислородом поверхностного слоя образцов из деформируемого сплава Ti_2AlNb с фреттингостойким покрытием при температуре 700 °С на базе 200 ч относительно сплава без покрытия осуществляли в муфельной атмосферной печи LE 14/11 фирмы Nabertherm согласно ГОСТ 6130–71. В качестве стандартных образцов использовали круги диаметром 15 мм и толщиной 3,5 мм из деформируемого сплава Ti_2AlNb .

Анализ фреттингоповреждаемости по внешнему виду морфологии мест контактов образцов и контртел проводили с использованием инвертируемого оптического микроскопа Olympus GX 51 с системой анализа изображения при увеличении $\times 200$.

Рентгеноструктурный анализ фреттингостойкого покрытия на образцах из деформируемого сплава Ti_2AlNb в двух состояниях (после нанесения и после проведения испытаний на жаростойкость в условиях повышенной температуры (700 °С) на базе 200 ч) выполняли с применением дифрактометра Empyrean в монохроматическом $Cu K_\alpha$ -излучении ($\lambda=0,15418$ нм) в диапазоне углов $2\theta=20-120$ градусов с шагом $\Delta 2\theta=0,016$ градуса и выдержкой 50 с. Расшифровку дифрактограмм проводили с использованием специализированной программы HighScore и базы данных PDF-2.

Локальный элементный анализ образцов из деформируемого сплава Ti_2AlNb с фреттингостойким покрытием в исходном состоянии после нанесения и после проведения испытаний на жаростойкость в условиях повышенной температуры (700 °С) на базе 200 ч осуществляли с использованием микроскопа JSM-6490 LV фирмы Jeol (Япония) с приставкой для рентгеноспектрального микроанализа INCA x-sight в соответствии

с ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Контраст изображения структуры в отраженных электро-нах определяется средним атомным номером фазы: чем выше атомный номер, тем светлее данный участок. Анализ и обработку данных выполняли с применением программного обеспечения AZtec 2.3.

Результаты и обсуждение

Исследования, проведенные в лаборатории ФГУП «ВИАМ», продемонстрировали эффективность использования слоистого фреттингостойкого покрытия для защиты образцов из деформируемого сплава Ti_2AlNb от изнашивания при фреттинге и для повышения стойкости поверхности к высокотемпературному окислению при рабочем режиме эксплуатации. Предложена конструкция фреттингостойкого покрытия, включающая промежуточный и внешний слои, получаемые вакуумно-плазменным методом нанесения.

Для определения фреттингоповреждаемости деформируемого сплава Ti_2AlNb с ионно-плазменным слоистым покрытием и без него в паре с контртелом из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава ВЖ172 проведены трибологические испытания и установлено влияние покрытия на общий износ и коэффициент трения.

Результаты влияния покрытия на общий износ образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с ионно-плазменным покрытием и без него в паре с контртелом из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава при испытаниях на фреттингоповреждаемость представлены на рис. 1, а.

Установлено, что общий износ образцов из деформируемого сплава Ti_2AlNb с фреттингостойким покрытием в паре с контртелом из сплава ВЖ172 после испытаний на фреттингоповреждаемость снижается, по сравнению с образцами без покрытия, и составляет 10 мкм при температуре 20 °С и 30 мкм при температуре 700 °С, а общий износ образцов из сплава Ti_2AlNb без покрытия соответственно 30 и 40 мкм.

Результаты зависимости коэффициента трения образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с ионно-плазменным покрытием и без него в паре с контртелом из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава ВЖ172 при испытаниях на фреттингоповреждаемость представлены на рис. 1, б.

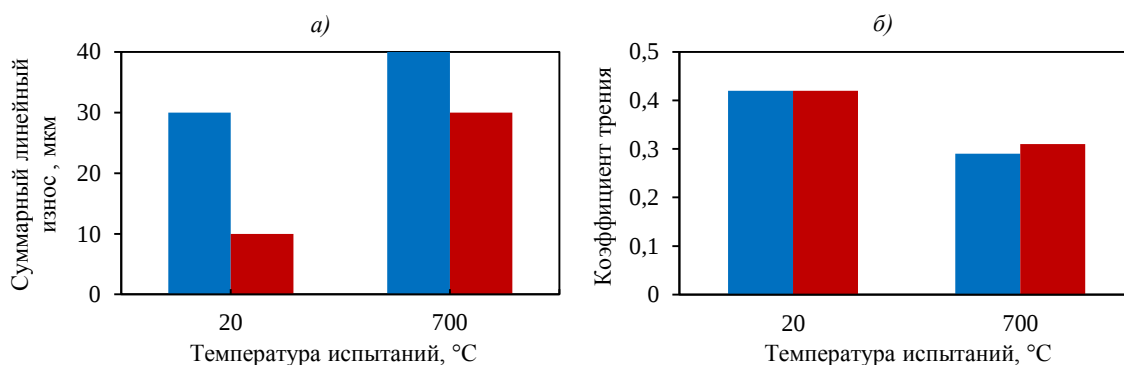


Рис. 1. Результаты влияния покрытия на общий износ (а) и коэффициент трения (б) образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с ионно-плазменным покрытием (■) и без него (■) в паре с контртелом из высокопрочного свариваемого дисперсионно-твердеющего сплава при испытаниях на фреттингоповреждаемость

Установлено, что коэффициент трения образцов из деформируемого сплава Ti_2AlNb с покрытием и без него в паре с контртелом из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава после испытаний на фреттингоповреждаемость составил 0,42 при температуре 20 °С, а при температуре 700 °С: 0,29 для сплава без покрытия и 0,31 – с покрытием.

Внешний вид морфологии мест контактов образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с покрытием и без него в паре с контртелом из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава после испытаний на фреттингповреждаемость при температурах 20 и 700 °C представлен на рис. 2.

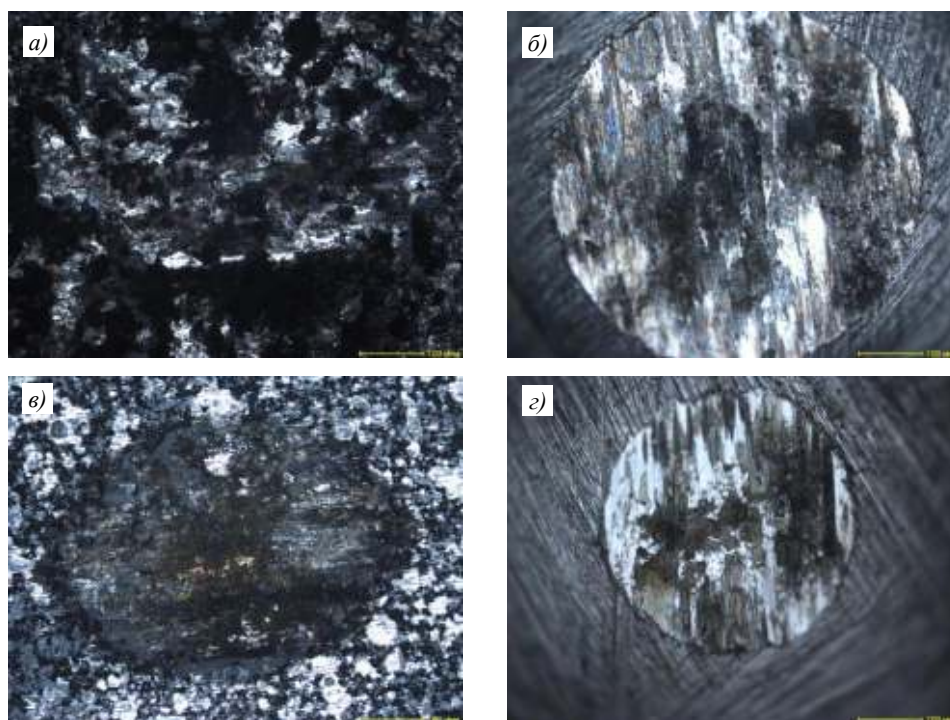


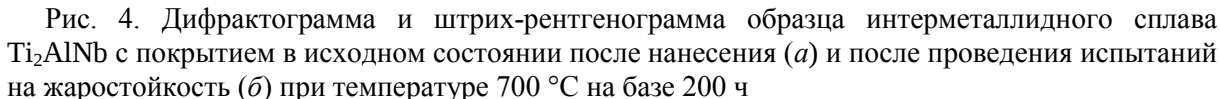
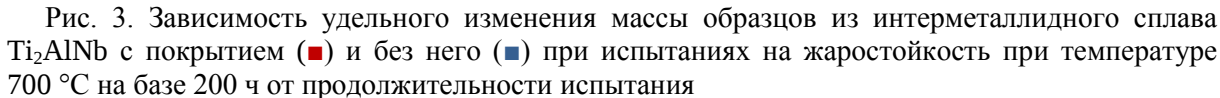
Рис. 2. Внешний вид морфологии мест контактов образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с покрытием (в) и без него (а) в паре с контртелом (б, г) из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава после испытаний на фреттингповреждаемость при температурах 20 (а, б) и 700 °C (в, г)

Анализ морфологии мест контакта образца из деформируемого сплава Ti_2AlNb с фреттингостойким покрытием и без него, а также в паре с контртелом из высокопрочного свариваемого дисперснотвердеющего сплава показывает, что пятно контакта от взаимодействия на образце с покрытием и контртеле после испытаний на фреттингповреждаемость значительно меньше, что подтверждает полученные данные после испытаний. Для определения стойкости системы «сплав–покрытие» к воздействию высокотемпературного окисления осуществлены испытания на жаростойкость образцов из деформируемого сплава Ti_2AlNb с фреттингостойким покрытием и без него при температуре 700 °C на базе 200 ч.

График зависимости удельного изменения массы образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с покрытием и без него при испытаниях на жаростойкость при температуре 700 °C на базе 200 ч от продолжительности испытания приведен на рис. 3.

Установлено, что покрытие защищает деформируемый сплав Ti_2AlNb от высокотемпературного окисления. Изменение массы образцов из деформируемого сплава с покрытием после испытаний на жаростойкость при температуре 700 °C на базе 200 ч составило 3,78 г/м², а без покрытия 6,22 г/м².

Проведен рентгеноструктурный анализ образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с покрытием в исходном состоянии после нанесения и после испытаний на жаростойкость при температуре 700 °C на базе 200 ч. Дифрактограммы и штрих-рентгенограммы таких образцов представлены на рис. 4.



Кроме того, установлено, что в подповерхностном слое образца после выполненных испытаний на определение жаростойкости выявлены следующие фазы: твердый раствор на основе никеля (основа), оксид хрома III, а также нитриды титана и элементы титана. В процессе высокотемпературного выдерживания происходит образование оксида хрома, защитная пленка которого препятствует дальнейшему окислению образца, что подтверждается значениями удельных привесов по результатам испытаний на жаростойкость.

67

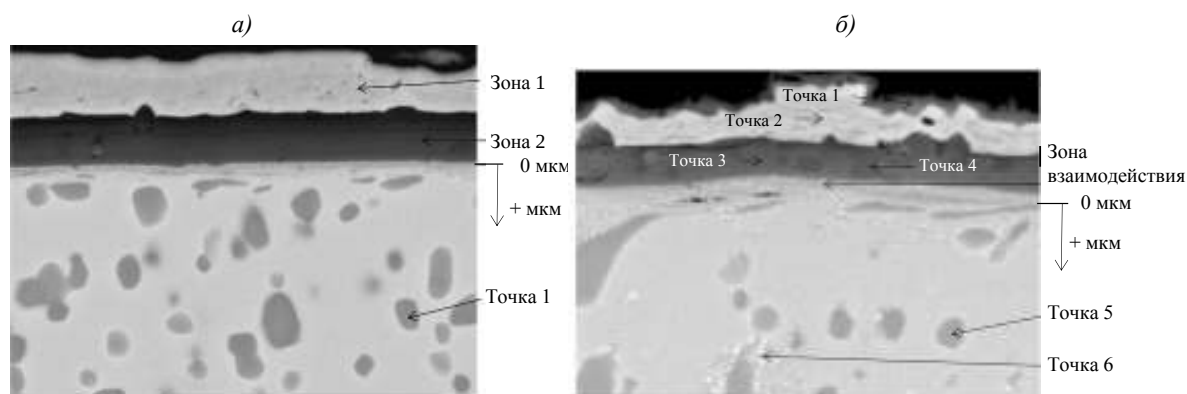


Рис. 5. Микроструктура ($\times 10000$) интерметаллического сплава Ti_2AlNb с покрытием в исходном состоянии после нанесения (а) и после проведения испытаний на жаростойкость (б) при температуре $700\text{ }^{\circ}C$ на базе 200 ч

Таблица 1

Локальный элементный состав образца интерметаллического сплава Ti_2AlNb с покрытием в исходном состоянии после нанесения

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе)								
	N	Al	Ti	Cr	Ni	Zr	Nb	Ta	W
Зона 1	0,7	H/o*	7,1	23,2	69,0	H/o	H/o	H/o	H/o
Зона 2	11,9	0,6	85,0	0,4	0,7	H/o	1,6	H/o	H/o
Основной материал (0 мкм)	H/o	10,1	43,4	H/o	0,3	2,7	42,2	0,8	0,6
Основной материал (+10 мкм)	H/o	10,3	45,7	0,1	0,3	2,5	39,6	0,8	0,5
Основной материал (+20 мкм)	H/o	10,4	44,7	H/o	0,2	2,4	40,8	0,9	0,6
Основной материал в центре образца	H/o	10,4	44,9	H/o	H/o	2,2	40,7	1,1	0,8
Точка 1	H/o	13,2	57,2	H/o	H/o	2,2	26,6	0,6	0,3

*H/o – не обнаружено.

Таблица 2

Локальный элементный состав образца интерметаллического сплава Ti_2AlNb после проведения испытаний на жаростойкость при температуре $700\text{ }^{\circ}C$ на базе 200 ч

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе)								
	O	Al	Ti	Cr	Ni	Zr	Nb	Ta	W
Точка 1	29,1	2,2	4,3	36,0	28,4	H/o*	H/o	H/o	H/o
Точка 2	H/o	2,3	6,1	16,4	74,4	H/o	H/o	0,4	0,5
Точка 3	H/o	1,5	90,8	1,2	4,3	H/o	2,2	H/o	H/o
Точка 4	H/o	1,8	92,8	0,4	1,6	H/o	3,5	H/o	H/o
Зона взаимодействия	H/o	8,9	56,1	0,1	0,7	2,6	31,0	0,5	0,3
Основной материал (0 мкм)	H/o	10,8	42,6	H/o	0,4	2,2	42,4	1,1	0,5
Основной материал (+10 мкм)	H/o	10,5	42,2	H/o	0,2	3,2	42,3	1,1	0,6
Основной материал в центре образца	H/o	10,6	42,2	H/o	0,0	3,4	42,2	0,9	0,7
Точка 5	H/o	13,0	53,9	0,1	0,2	3,4	28,8	0,6	H/o
Точка 6	H/o	9,5	41,7	H/o	H/o	2,9	43,9	1,1	0,9

*H/o – не обнаружено.

Показано, что в состав зоны 1 покрытия в исходном состоянии после нанесения (рис. 5, а) входят никель, хром и титан. Зона 2 содержит титан и в большом количестве азот, что соответствует конструкции барьерного слоя. В зоне, прилегающей к покрытию, элементный состав соответствует основному материалу, в котором имеются фазы, обогащенные алюминием и титаном (точка 1 на рис. 3).

Установлено также, что верхний слой образца после проведения испытаний на жаростойкость (рис. 5, б) характеризуется наличием кислорода и основных элементов покрытия – хрома и никеля. Под верхним слоем наблюдается слой на основе никеля и хрома. Следующий слой на микроструктуре (точки 3 и 4) содержит в основном титан и азот.

В зоне взаимодействия и основного материала наблюдается повышение содержания алюминия и ниобия, а также обнаружены элементы, присущие составу основного материала, – цирконий, тантал и вольфрам. Однако в зоне взаимодействия не обнаружено никеля и хрома, содержащихся в верхнем слое покрытия, тем самым барьерный слой на основе нитрида титана выполняет возложенную функцию.

Материал в зоне 10 мкм от покрытия соответствует основному материалу. В основном материале наблюдаются фазы двух типов – обогащенные алюминием и титаном (точка 5 на рис. 5, б), а также обогащенные ниобием и вольфрамом (точка 6 на рис. 5, б).

Заключения

Приведены результаты исследований по повышению фреттингостойкости титанового интерметаллидного сплава Ti_2AlNb путем формирования на поверхности покрытия. Конструкция ионно-плазменного покрытия включает наличие промежуточного и внешнего слоев, формируемых вакуумно-дуговым осаждением на ионно-плазменной установке МАП-3.

Опытным путем определено, что общий износ образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с защитным покрытием и без него в паре с контртелом из сплава ВЖ172 после испытаний на фреттингповреждаемость при температуре 20 °С составил: 10 мкм – для образца с покрытием и 30 мкм – для образца без покрытия, а при температуре 700 °С – соответственно 30 и 40 мкм.

Показано, что коэффициент трения образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с защитным покрытием и без него в паре с контртелом из сплава ВЖ172 после испытаний на фреттингповреждаемость составил 0,42 при температуре 20 °С, а при температуре 700 °С: 0,29 – для образца сплава Ti_2AlNb без покрытия и 0,31 – с покрытием.

Следует отметить, что покрытие также обеспечивает защиту интерметаллидного сплава Ti_2AlNb от высокотемпературного окисления. Удельное изменение массы образцов из интерметаллидного сплава Ti_2AlNb с покрытием после испытаний на жаростойкость при температуре 700 °С на базе 200 ч составило 3,78 г/м², а без покрытия 6,22 г/м².

По результатам рентгеноструктурных исследований установлено, что в процессе высокотемпературного выдерживания происходит образование оксида хрома, защитная пленка которого препятствует дальнейшему окислению образца, что подтверждается значениями удельных привесов по результатам испытаний на жаростойкость.

Показано, что в состав зоны 1 покрытия в исходном состоянии после нанесения входят никель, хром и титан, а зона 2 характеризуется повышенным содержанием кислорода и титана. В зоне, прилегающей к покрытию, элементный состав соответствует основному материалу, в котором имеются фазы, обогащенные алюминием и титаном (точка 1 на рис. 5, а).

По результатам анализа локального элементного состава образца с покрытием после испытаний на жаростойкость установлено, что в зоне взаимодействия покрытия и основного материала наблюдается повышение содержания алюминия и ниобия, а также обнаружены элементы, присущие составу основного материала, – цирконий, тантал и вольфрам. Однако в зоне взаимодействия не обнаружено никеля и хрома, содержащихся в верхнем слое покрытия, тем самым барьерный слой на основе нитрида титана выполняет возложенную на него функцию и не позволяет формировать в процессе высокотемпературной выдержки нежелательные фазы на основе никеля, хрома и титана, которые снижают выносливость интерметаллидного титанового сплава.

Исследование свидетельствует о повышении фреттингостойкости интерметаллидного титанового сплава Ti_2AlNb благодаря применению ионно-плазменного покрытия, конструктивные особенности которого в перспективе позволят применять его для защиты замков лопаток турбины низкого давления из интерметаллидного титанового γ -сплава.

Библиографический список

1. Смыслов А.М., Селиванов К.С. Разработка и исследование технологических методов повышения фреттинг-стойкости рабочих лопаток из титановых сплавов // Вестник УГАТУ. Сер.: Машиностроение. 2007. Т. 9. №1 (19). С. 77–83.
2. Лесневский Л.Н. Фреттинг-коррозия покрытий типа «твердая смазка» в экстремальных условиях эксплуатации // Вестник научно-технического развития. 2009. №2 (18). С. 31–35.
3. Селиванов К.С., Галиакбаров Р.Ф. Повышение фреттинг-стойкости деталей машин комплексной вакуумной плазменной обработкой // Авиационно-космическая техника и технология. 2011. №7 (84). С. 29–32.
4. Горлов Д.С., Скрипак В.И., Мубояджян С.А., Егорова Л.П. Исследование фреттинг-износа твердосмазочного, шликерного и ионно-плазменного покрытий // Труды ВИАМ. 2017. №3 (51). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-3-7-7.
5. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высокотеплонагруженных деталей газотурбинных двигателей // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP2. С. 13–19.
6. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
7. Путырский С.В., Арисланов А.А., Артеменко Н.И., Яковлев А.Л. Различные методы повышения износостойкости титановых сплавов и сравнительный анализ их эффективности применительно к титановому сплаву BT23M // Авиационные материалы и технологии. 2018. №1 (50). С. 19–24. DOI: 10.18577/2071-9240-2018-0-1-19-24.
8. Сибилева С.В., Козлова Л.С. Обзор технологий получения покрытий на титановых сплавах плазменным электролитическим оксидированием // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S2. С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-3-10.
9. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Помелов Я.А. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // Конверсия в машиностроении. 1999. №2. С. 42–47.
10. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология: перспективные процессы, покрытия, оборудование // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
11. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Исследование структуры и свойств жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана с микродобавками гадолиния // Материаловедение. 2017. №3. С. 3–10.
12. 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.
13. Новак А.В., Алексеев Е.Б., Иванов В.И., Дзунович Д.А. Изучение влияния параметров закалки на структуру и твердость интерметаллидного титанового орто-сплава ВТИ-4 // Труды ВИАМ. 2018. №2 (62). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-5-5.
14. Курзина И.А., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Калашников М.П., Савкин К.П., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В. Формирование наноразмерных интерметаллидных фаз в условиях имплантации ионами алюминия титановых мишеней // Известия РАН. Сер. физическая. 2012. Т. 76. №1. С. 74–78.
15. Александров Д.А., Мубояджян С.А., Гаямов А.М., Горлов Д.С. Исследование жаростойкости и кинетики изменения элементного состава композиции из титанового сплава BT41 с жаростойкими покрытиями // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S5. С. 61–66. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-61-66.
16. Горлов Д.С., Александров Д.А., Заклякова О.В., Азаровский Е.Н. Исследование возможности защиты интерметаллидного титанового сплава от фреттинг-износа путем нанесения ионно-плазменного покрытия // Труды ВИАМ. 2018. №4 (64). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-51-58.
17. 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.

УДК 621.793

Д.А. Александров¹, Д.С. Горлов¹, С.А. Будиновский¹**ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСА ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
ДЛЯ ЗАЩИТЫ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА
ВЕРТОЛЕТНОГО ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ
ОТ ЭРОЗИОННОГО ИЗНОСА И ФРЕТТИНГА**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-71-80

Описано применение технологий нанесения эрозионностойкого и фреттингостойкого ионно-плазменных покрытий для защиты лопаток компрессора газотурбинного двигателя (ГТД) из сплава VT8M-1 от эрозионного износа и фреттинга. Приведены результаты испытаний лопаток компрессора на эрозионную стойкость и виброусталость, образцов из сплава VT8M-1 на фреттинг-износ, многоцикловую усталость и длительную прочность, а также результаты металлографических и металлофизических исследований. Установлено, что многослойные покрытия TiN/CrN и Ti+TiN повышают эрозионную стойкость пера и стойкость к фреттинг-износу замковой части титановых лопаток компрессора ГТД при сохранении их усталостной долговечности.

Ключевые слова: эрозионностойкое покрытие, антифреттинговое покрытие, ассистированное осаждение, нанослойное покрытие, лопатка компрессора.

D.A. Alexandrov¹, D.S. Gorlov¹, S.A. Budinovskii¹**APPLICATION OF A COMPLEX OF ION-PLASMA TECHNOLOGIES
TO PROTECT THE COMPRESSOR BLADES OF A HELICOPTER
GAS-TURBINE ENGINE FROM EROSION WEAR AND FRETTING**

Describes the application of the technology of applying erosion-resistant and fretting-resistant ion-plasma coatings to protect compressor blades of VT8M-1 alloy from erosion wear and fretting, presents the results of tests of compressor blades for erosion resistance and vibration fatigue, samples of VT8M-1 alloy for fretting wear, multi-cycle fatigue and long-term strength, metallographic and metallophysical studies. It has been established that multilayer coatings TiN/CrN and Ti+TiN increase, respectively, the erosion resistance of the feather and the resistance to fretting wear of the locking part of titanium GTE compressor blades while maintaining their fatigue strength.

Keywords: erosion-resistant coating, anti-fretting coating, ion-plasma assisted deposition, nanolayer coating, compressor blade.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Одно из основных направлений современного авиационного двигателестроения – повышение ресурса и надежности ответственных деталей газотурбинного двигателя (ГТД). Особенно актуальной является защита от пылевой эрозии, или газоабразивного износа [1]. Износ поверхности газоабразивным потоком зависит как от физико-механических свойств материала подложки или композиции подложка–покрытие, температуры поверхности и ее напряженно-деформированного состояния, так и от

условий взаимодействия с пылевоздушным потоком [2]. Газоабразивный износ лопаток компрессора ГТД происходит преимущественно на земле или вблизи земли, главным образом при посадке и взлете вертолетов.

После установки лопатки компрессора в диск также можно столкнуться с процессом фреттинга в замковой части, что приводит к разрушению замка и облому лопатки компрессора. При производстве вертолетных двигателей типа ТВ3-117 и ВК-2500 раньше применяли эрозионностойкое многослойное покрытие ЕК-7 на основе нитридов титана и циркония, а также покрытие для защиты от фреттинга ВАП-2. Покрытие ЕК-7 не обеспечивает приемлемый уровень эрозионной стойкости на лобовых углах атаки, а покрытие ВАП-2 имеет предельную рабочую температуру 250 °С.

Увеличение технических характеристик перспективных вертолетных двигателей повышает требования как к лопаткам компрессора, изготавливаемым из титанового сплава [3, 4], так и к защитным и упрочняющим покрытиям. Перспективной идеей в области нанесения защитных покрытий является использование их многослойных систем с плавным переходом (градиентом), т. е. градиентно-слоистых покрытий. Данные покрытия начали широко применяться в области защиты и увеличения ресурса режущего инструмента (технологии и покрытия фирмы Plaitit AG, Швейцария). Далее эта концепция получила продолжение и в области защиты ответственных деталей ГТД (лопаток компрессора). Разработками покрытия на основе системы TiN/AlN занялась фирма MTU Aeroengine (Германия).

По данным отечественных и зарубежных источников, градиентно-слоистыми покрытиями можно считать покрытия, представляющие собой многослойные структуры. Технология нанесения таких слоев позволяет путем подбора температурного коэффициента линейного расширения каждого слоя или плавного увеличения расхода газа в процессе плазмохимического синтеза переходить от нижнего слоя к верхнему, создавая между основными слоями покрытия градиентные (переходные) слои. Это хорошо сказывается на адгезии покрытия в целом, а также слоев, входящих в него, и позволяет реализовать весь комплекс защитных свойств, который обеспечивается подслоями, входящими в покрытие. Градиентно-слоистое покрытие может включать подслои, обеспечивающие жаростойкость, а также коррозионную и эрозионную стойкость защищаемой основы [5].

В настоящее время наиболее перспективными и экономически выгодными являются системы градиентно-слоистых многослойных покрытий на основе нитрида титана, содержащих между слоями нитрида металлические или керметные слои, которые влияют на комплекс свойств всей конструкции покрытия. При использовании керметных слоев нитридов хрома и алюминия между слоями нитрида титана можно повысить жаростойкость и коррозионную стойкость при сохранении высокой эрозионной стойкости. Применение металлических слоев на основе титана уменьшает микротвердость покрытия за счет демпфирования [6] при сохранении высокой износостойкости, что позволяет применять подобные системы в условиях фреттинга, защищая основную поверхность и не повреждая контртело.

Использование нанослойного покрытия TiN/CrN в качестве эрозионностойкого является перспективным. Сочетание слоев нитридов титана и хрома обеспечивает повышение эрозионной стойкости за счет внутреннего демпфирования слоев. Исследование эрозионной стойкости, напряженного состояния и конструкции данного покрытия представлено в работе [5]. В качестве защиты от фреттинг-износа можно использовать многослойное покрытие Ti+TiN. Такие покрытия наносят на установке МАП-3, разработанной во ФГУП «ВИАМ». Преимуществом является нанесение как одного, так и другого покрытия на одном оборудовании, что позволяет нанести оба покрытия на моторокомплект за одну смену.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 17.3. «Многослойные жаростойкие и теплозащитные покрытия, наноструктурные упрочняющие эрозионно- и коррозионностойкие, износостойкие, антифреттинговые покрытия для защиты деталей горячего тракта и компрессора ГТД и ГТУ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [7].

Материалы и методы

Нанесение эрозионностойкого и фреттингостойкого покрытий осуществляли на автоматизированной установке МАП-3 с компьютерным управлением технологическим процессом при помощи составного катода на основе титана и хрома. Нанесение эрозионностойкого покрытия проводили с использованием ассистированного осаждения ионами аргона, которое, по сути, представляет собой процесс послойной имплантации [8–16] растущего конденсата, что улучшает эксплуатационные свойства покрытия.

Для оценки защитных свойств разрабатываемых покрытий проводили испытания образцов с покрытиями на эрозионную стойкость, фреттинг-износ, многоцикловую усталость, виброусталость и длительную прочность.

Оценку эрозионной стойкости ионно-плазменных покрытий осуществляли методом сравнительных испытаний на лабораторном стенде, согласно методике ММ 1.595-2-352–2008 «Определение относительной эрозионной стойкости композиции сплав–покрытие», разработанной во ФГУП «ВИАМ». В качестве эрозионной среды использовали речной кварцевый песок со средним ($\sim(300\text{--}350)$ мкм) и максимальным (700 мкм) размером частиц.

Оценку фреттинг-износа проводили по ASTM G204-10: время испытаний 10^5 циклов (128 мин), температура 450 °С, контртело – цилиндр из сплава ВТ8, пластина – из сплава ВТ8М-1, нагрузка 10 Н, частота колебаний 13 Гц, амплитуда колебаний 100 мкм, покрытие нанесено на пластину.

Для определения физических свойств покрытий (толщина, уровень остаточных напряжений) выполняли их металлографические и металлофизические исследования. Металлографические исследования проводили с использованием оптического микроскопа с цифровой системой обработки изображения фирмы Olympus при увеличениях до $\times 1000$. Определение остаточных напряжений осуществляли на дифрактометре Дрон-3 с монохроматическим $\text{Cu K}\alpha$ -излучением с помощью метода $\sin^2\psi$. Рабочий режим дифрактометра: напряжение 30 кВ, ток 30 мА, время экспозиции 5 с. Применен метод бокового наклона при 7 значениях угла ψ . Положение рентгеновских линий определяли по центру тяжести.

Испытания на виброусталость проводили в соответствии с ОСТ1 00870–77 «Лопатки газотурбинных двигателей. Методы испытаний на усталость» и ОСТ1 00303–79 «Лопатки газотурбинных двигателей. Периодические испытания на усталость» на электродинамическом вибростенде ВЭДС-400 с использованием следующих приборов: генератор низкочастотных сигналов ГЗ-117, осциллограф С1-83, милливольтметр ВЗ-33, микроскоп МИР-2 (цена деления 0,05 мм).

Лопатки препарированы тензорезисторами типа КФ5П1-3-100-Б12 (база 3 мм).

Градуировку тензометрической аппаратуры (определение зависимости $mV=f(\sigma)$, где mV – показания милливольтметра ВЗ-33, подключенного к тензометрическому усилителю УТТ-4; σ – напряжения, МПа) проводили по методике, принятой для измерения переменных напряжений при тензометрировании лопаток. Исследования на многоцикловую усталость и длительную прочность образцов с покрытиями осуществляли соответственно по ГОСТ 1-90266–86 и ГОСТ 10145–81.

Заданный уровень напряжений выставлялся и контролировался оператором по размаху колебаний торца лопатки со стороны выходной кромки (с использованием

результата предварительно проведенной градуировки лопатки, т. е. зависимости $mV=f(2A)$, где $2A$ – амплитуда колебаний торца лопатки, мм).



Рис. 1. Внешний вид лопаток компрессора с многослойным эрозионностойким и фреттингостойким покрытиями (а), а также в оснастке для нанесения эрозионностойкого (б) и фреттингостойкого покрытий (в)

На ионно-плазменной установке МАП-3 проводили нанесение многослойного эрозионностойкого покрытия TiN/CrN на образцы и лопатки компрессора из сплава BT8M-1 и фреттингостойкого покрытия Ti+TiN на замки лопаток компрессора 1-й ступени из титанового сплава BT8M-1. На рис. 1 приведен внешний вид лопаток с покрытием, а также в технологической оснастке для нанесения покрытий.

Результаты и обсуждение

Проведены исследования зависимости эрозионной стойкости многослойного покрытия TiN/CrN от его толщины. В табл. 1 представлены результаты испытаний.

Таблица 1

Относительный эрозионный износ титанового сплава BT8M-1 с покрытием TiN/CrN при обработке поверхности образца виброполировкой

Условный номер образца	Толщина покрытия, мкм	Относительный эрозионный износ (усл. ед.) / эрозионная стойкость (раз), при угле атаки, градус	
		70	20
0	Без покрытия	1*	
1	21	0,008/125 (пройдено 3 цикла)	0,016/62,5 (пройдено 3 цикла)
2	20	0,024/42 (пройдено 3 цикла)	0,016/62,5 (пройдено 3 цикла)
3	18	0,029/34,4 (выдержано 3 цикла)	0,026/38 (выдержано 3 цикла)
4	14	0,09/11 (пройдено 3 цикла)	0,08/12,5 (пройдено 3 цикла)
5	13	0,11/9,1 (сдв на 3 цикле)	Испытания не проводились из-за неудачных результатов испытаний при лобовом угле атаки
6	12,5	0,41/2,4 (сдв на 3 цикле)	

*Относительный эрозионный износ основы без покрытия принимается за единицу.

Установлено, что оптимальная толщина эрозионностойкого покрытия составляет от 21 до 14 мкм. Высокий уровень эрозионной стойкости (до 125 раз) обусловлен нанослойной структурой покрытия TiN/CrN, имеющей толщину нанослоев от 40 до 70 нм, что и обуславливает высокие твердость и эрозионную стойкость покрытия [17].

Определены остаточные напряжения в покрытии TiN/CrN разной толщины. Результаты определения остаточных напряжений приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты определения напряжений в покрытии TiN/CrN различной толщины

Толщина покрытия, мкм	Фаза	Плоскость hkl	Значения остаточного напряжения, МПа
20	TiN	422	-1550±135
	CrN		-680±220
18	TiN		-1440±140
	CrN		-660±220
14	TiN		-1580±150
	CrN		-655±150

Показано, что при изменении толщины покрытия в диапазоне от 14 до 20 мкм уровень остаточных напряжений при сжатии принципиально не изменяется (разница соответствует погрешности метода определения). В данном случае на величину остаточных напряжений влияет исключительно соотношение толщин нанослоев нитридов титана и хрома. Между тем уровень полученных остаточных напряжений при сжатии объясняет высокую эрозионную стойкость, в том числе за счет соотношения остаточных напряжений слоев нитридов титана и хрома, обеспечивая демпфирующий эффект при воздействии абразивных частиц [18].

Проведены испытания на эрозионную стойкость лопаток 1-й ступени компрессора ГТД с покрытием TiN/CrN, а также на фреттинг-износ образцов сплава BT8M-1 с многослойным покрытием Ti+TiN (табл. 3 и 4).

Таблица 3

Относительный эрозионный износ лопаток 1-ступени компрессора ГТД и образцов шифра Н03-212 из сплава BT8M-1 с покрытием TiN/CrN и без покрытия

Основа	Наличие покрытия	Толщина покрытия, мкм	Относительный эрозионный износ (усл. ед.) / эрозионная стойкость (раз), при угле атаки, градус	
			70	20
Лопатка 1-й ступени	Без покрытия	—	1*	
	С покрытием	18	0,029/34,4 (выдержано 3 цикла)	0,026/38 (выдержано 3 цикла)
Образец шифра Н03-212	Без покрытия	—	1	
	С покрытием	18	0,02/50 (выдержано 3 цикла)	0,04/25 (выдержано 3 цикла)

*Относительный эрозионный износ основы без покрытия принимается за единицу.

Таблица 4

Результаты испытаний на фреттинг-износ образцов из сплава BT8M-1 с различными покрытиями и без покрытия

Тип покрытия	Линейный износ, мм	Среднее значение износа, мм
Без покрытия	0,086	0,0605
	0,035	
Ti+TiN	0,017	0,024
	0,021	
	0,023	
	0,025	
	0,036	
	0,077	
ВАП-2	0,082	0,0795
	0,077	

Результаты испытаний на эрозионную стойкость покрытия TiN/CrN показали ее повышение в 34–50 раз при угле атаки 70 градусов и в 25–38 раз при угле атаки 20 градусов.

Результаты испытаний на фреттинг-износ покрытия Ti+TiN показали, что его фреттингостойкость в 3,31 раза выше по сравнению с аналогичным покрытием ВАП-2.

Проведены металлографические исследования покрытий на цифровом микроскопе Olympus GX51 при увеличении $\times 1000$. Микроструктура покрытий представлена на рис. 2.

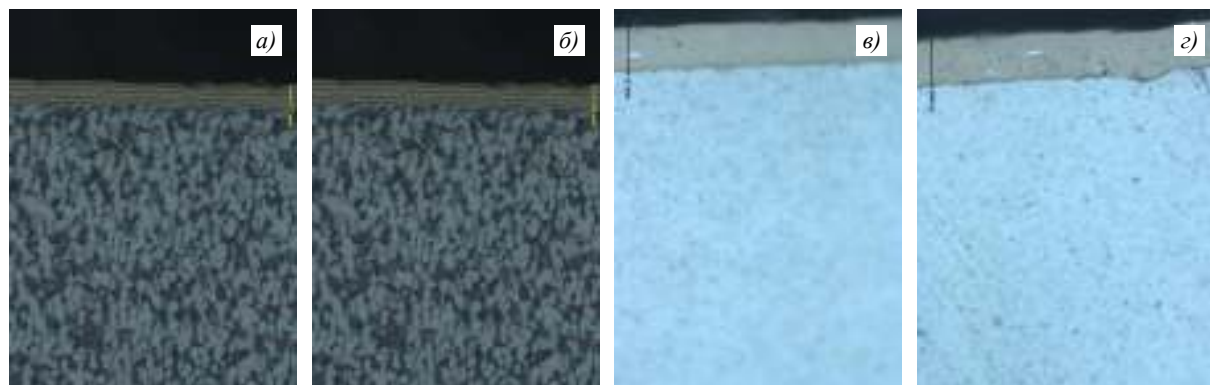


Рис. 2. Микроструктура покрытий ($\times 1000$) на лопатке компрессора из сплава ВТ8М-1 с покрытиями Ti+TiN (замок, боковая контактирующая плоскость (а, б), травленная поверхность) и TiN/CrN (перо, спинка (в) и корыто (з))

Толщина нанесенного эрозионностойкого покрытия на лопатке компрессора составила 16–18 мкм, а фреттингостойкого $\sim (7-8)$ мкм.

Проведены испытания образцов из сплава ВТ8М-1 с фреттингостойким покрытием на многоцикловую усталость и длительную прочность (по ГОСТ 1-90266–86 и ГОСТ 10145–81). Испытания на многоцикловую усталость осуществлялись на паспортном значении предела выносливости титанового сплава ВТ8М-1 (450 МПа при температуре 450 °С). Результаты исследований приведены в табл. 5 и 6.

Таблица 5

Результаты испытаний на многоцикловую усталость образцов из сплава ВТ8М-1 с фреттингостойким покрытием Ti+TiN и без покрытия

Условный номер образца	Наличие покрытия	Напряжение, МПа	Число циклов	Результат испытания
1	Без покрытия	450	26745000	Не разрушен
2				
3	С покрытием		29520000	
4			29610000	
5			33135000	

Испытания на длительную прочность проводили на базе 100 и 500 ч при температуре 450 °С. Результаты исследований представлены в табл. 6.

По результатам испытаний на многоцикловую усталость и длительную прочность установлено, что покрытие Ti+TiN не снижает механические свойства сплава ВТ8М-1.

Таблица 6

Результаты испытаний на длительную прочность образцов из сплава BT8M-1 с покрытием Ti+TiN и без покрытия при температуре 450 °С

Условный номер образца	Наличие покрытия	Напряжение, МПа	Продолжительность испытания, ч	Время до разрушения, ч	Примечание
1	Без покрытия	685	500	609	Снят до разрушения
2		735	100	140	Разрушился
3		685	500	654	Снят до разрушения
4	С покрытием	685	500	174	Разрушился
5		735	100	122	
6		685	500	670	Снят до разрушения
7		735	100	6	Разрушился
8		685	500	579	

Проведены испытания образцов из сплава BT8M-1 с эрозионностойким покрытием TiN/CrN. Результаты представлены на рис. 3. Установлено, что данное покрытие не снижает предел выносливости титанового сплава BT8M-1, что можно также объяснить применением ассистированного осаждения [19, 20].

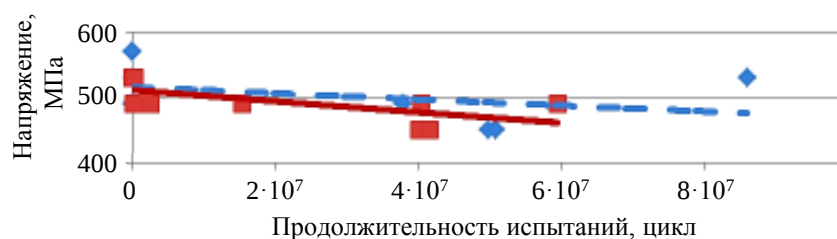


Рис. 3. Результаты испытаний на усталость образцов из сплава BT8M-1 с покрытием Ti+TiN/CrN (■) и без покрытия (◆) (—, — экспоненциальные кривые)

Для подтверждения механических свойств исследуемых эрозионностойкого и фреттингостойкого покрытий проведены испытания на виброусталость титановых лопаток 1-й ступени вертолетного двигателя из сплава BT8M-1 с эрозионностойким и фреттингостойким покрытиями (рис. 1). Испытания проводились при рабочем напряжении 450 МПа (что соответствует эксплуатационной нагрузке) на базе $2 \cdot 10^7$ циклов.

На рис. 4 приведены основные моменты виброусталостных испытаний, а в табл. 7 и 8 – их результаты.

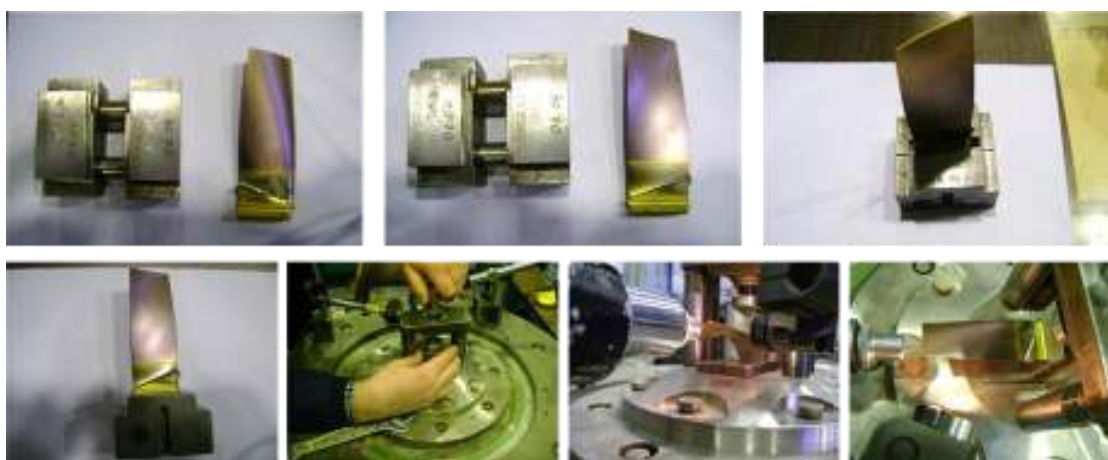


Рис. 4. Основные операции при проведении испытаний на виброусталость

Таблица 7

**Результаты испытаний лопаток 1-й ступени компрессора ГТД
из сплава BT8M-1 без покрытий**

Условный номер лопатки	Амплитуда колебаний 2А, мм	Напряжение, МПа	Продолжительность испытаний	Число циклов	Частота, Гц	Примечание
1	8,3	450	8 ч 50 мин	2·10 ⁷	626	Не сломалась
2			9 ч		617	
3	8 ч 50 мин		628			
4	8 ч 55 мин		624			
5	8,4		8 ч 50 мин		625	
6						

Таблица 8

**Результаты испытаний лопаток 1-й ступени компрессора ГТД
из сплава BT8M-1 с покрытиями**

Условный номер лопатки	Амплитуда колебаний 2А, мм	Напряжение, МПа	Продолжительность испытаний	Число циклов	Частота, Гц	Примечание
87-1	8,55	450	8 ч 45 мин	2,00·10 ⁷	630	Не сломалась
87-2	8,45				634	
87-3			8 ч 50 мин		626	
87-5					8,4	
87-6	8,6				629	
87-7	9,75	500	14 ч 20 мин	3,25·10 ⁷	632	Поломка на спинке
87-8	8,6	450	8 ч 40 мин	2,00·10 ⁷	642	Не сломалась
87-9	8,5		9 ч		619	
87-10			8 ч 50 мин		627	
87-11	8,55				626	
87-12	8,45				627	

По результатам виброусталостных испытаний установлено, что при напряжении 450 МПа на базе $2 \cdot 10^7$ циклов эрозионностойкое и фреттингостойкое покрытия не ухудшают усталостную долговечность титановых лопаток компрессора из сплава BT8M-1.

Заключения

Установлено, что покрытие TiN/CrN многократно (до 38 раз – на лопатке компрессора и до 125 раз – на образце) повышает эрозионную стойкость лопаток компрессора ГТД. Показано, что оптимальной для данного покрытия является толщина в диапазоне от 15 до 18 мкм, а уровень остаточных напряжений в покрытии TiN/CrN преимущественно определяется его конструкцией, а не толщиной (в диапазоне от 15 до 20 мкм).

Выявлено, что покрытие Ti+TiN повышает фреттингостойкость замковой части лопаток ГТД, а также имеет более высокую температуру эксплуатации и показатель фреттинг-износа (в 3 раза выше), чем у серийного покрытия ВАП-2. Конструкция покрытия TiN/CrN позволяет успешно применять его как на титановых сплавах, так и на сталях.

На основании результатов испытаний образцов из сплава BT8M-1 на многоцикловую усталость и длительную прочность, а лопаток 1-й ступени на виброусталость установлено, что ионно-плазменные эрозионностойкое (TiN/CrN)

и фреттингостойкое покрытия (Ti+TiN) не оказывают влияния на механические свойства лопаток компрессора из титанового сплава BT8M-1.

За счет нанесения обоих покрытий на установке МАП-3 и частичного применения одинаковых материалов для покрытий (катод из сплава BT1-0) происходит не только оптимизация технологического цикла, но и снижение его стоимости. Кроме того, автоматизация технологии позволяет использовать менее квалифицированный персонал.

Данные многослойные покрытия, полученные с применением комплексной ионно-плазменной технологии, могут быть использованы для серийных и перспективных вертолетных ГТД, эксплуатирующихся в том числе в условиях запыленного воздуха.

Библиографический список

1. Мубояджян С.А. Эрозионностойкие покрытия из нитридов и карбидов металлов и их плазмохимический синтез // Российский химический журнал. 2010. Т. 54. №1. С. 103–109.
2. Фарафонов Д.П., Лещев Н.Е., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Артеменко Н.И. Абразивно-износостойкие материалы для уплотнений проточной части ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2019. №3 (56). С. 67–74. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-67-74.
3. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Лукина Е.А., Новак А.В. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов // Авиационные материалы и технологии. 2018. №2 (51). С. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
4. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо-β-титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температуры гомогенизации на структуру и свойства сплава BT47. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2020. №8 (90). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-11-19.
5. Мубояджян С.А., Александров Д.А., Горлов Д.С. Ионно-плазменные нанослойные эрозионностойкие покрытия на основе карбидов и нитридов металлов // Металлы. 2010. №5. С. 39–51.
6. Мубояджян С.А., Горлов Д.С., Щепилов А.А., Коннова В.И. Исследование демпфирующей способности ионно-плазменных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S5. С. 67–72. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S5-67-72.
7. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
8. Александров Д.А., Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Журавлева П.Л. Упрочнение поверхности титановых сплавов методом ионной имплантации и ионного модифицирования // Авиационные материалы и технологии. 2018. №2 (51). С. 33–39. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-33-39.
9. Смыслов А.М., Смылова М.К., Мухин В.С. Ионно-имплантационное и вакуумно-плазменное модифицирование поверхности лопаток компрессора ГТД // Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева. 2017. №1 (40). С. 133–138.
10. Смыслов А.М., Быбин А.А., Невьянцева Р.Р. Влияние ионной имплантации и плазменной поверхностной обработки на эксплуатационные характеристики жаропрочного никелевого сплава // Физика и химия обработки материалов. 2007. №3. С. 29–34.
11. Смыслов А.М., Смылова М.К., Дубин А.И. Исследование влияния комплексной вакуумной ионно-плазменной обработки на сопротивление усталости лопаток ГТД с концентратором // Вестник УГАТУ. 2016. Т. 20. №3 (73). С. 38–43.
12. Погребняк А.Д., Якущенко И.В., Соболев О.В. и др. Влияние остаточного давления и ионной имплантации на структуру, элементный состав и свойства нитридов (TiZrAlYNb)N // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. №8. С. 72–79.

13. Карпов Д.А., Литуновский В.Н. Плазменно-иммерсионная ионная имплантация (ПИИИ): физические основы, использование в технологиях. СПб.: НИИЭФА им. Д. В. Ефремова, 2009. 62 с.
14. Григорьев С.Н., Мельник Ю.А., Метель А.С. и др. Иммерсионная ионная имплантация и азотирование в плазме тлеющего разряда с электростатическим удержанием электронов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. №6. С. 43–48.
15. Сутыгина А.Н., Шулепов И.А. Плазменно-иммерсионная ионная имплантация алюминия в титан ВТ1-0 // Перспективы развития фундаментальных наук: сб. науч. тр. XII Междунар. конф. студентов и молодых ученых. Томск: Нац. иссл. Томский политех. ун-т, 2015. С. 248–250.
16. Воробьев В.Л., Быков П.В., Быстров С.Г. и др. Изменение состава поверхностных слоев титанового сплава ВТ6 после ионно-лучевого перемешивания алюминия и термообработки // Химическая физика и мезоскопия. 2013. Т. 15. №4. С. 576–581.
17. Смыслов А.М., Мингажев А.Д., Смылова М.К., Селиванов К.С., Мингажева А.Д. Нанослойное покрытие для лопаток турбомашин из титановых сплавов // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2011. Т. 15. №1 (41). С. 109–112.
18. Будиновский С.А., Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Применение аналитической модели определения упругих напряжений в многослойной системе при решении задач по созданию высокотемпературных жаростойких покрытий для рабочих лопаток авиационных турбин // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP2. С. 26–37.
19. Учеваткина Н.В., Овчинников В.В., Жданович О.А., Сбитнев А.Г. Остаточные напряжения в поверхностном слое титанового сплава ВТ6 после ионной имплантации с большой дозой // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. №6. С. 41–46.
20. Смыслов А.М., Смылова М.К., Дубин А.И., Сазанов В.П., Павлов В.Ф. Исследование влияния остаточных напряжений на сопротивление усталости лопаток газотурбинного двигателя с учетом фрактографических признаков // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. 2016. №1 (37). С. 121–130.

УДК 621.762

И.В. Яцюк¹, О.Н. Доронин¹, И.С. Куко¹**ВТОРИЧНАЯ ПЕРЕРАБОТКА ЛИТЫХ ТРУБНЫХ КАТОДОВ
ПРИ ПОЛУЧЕНИИ МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ
ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-81-87

Представлены результаты структурных исследований разработанных во ФГУП «ВИАМ» металлопорошковых композиций (МПК) из сплава ВСДП-3, а также жаростойких атмосферно-плазменных порошковых покрытий. В качестве заготовок для распыления МПК использованы стандартные шихтовые заготовки и отработавшие ресурс литые трубные катоды для ионно-плазменного осаждения. Установлено, что композиции, полученные распылением катодов, и покрытия, нанесенные напылением данных МПК, не уступают по свойствам стандартным композициям и покрытиям. При этом себестоимость таких МПК и покрытий может быть меньше на 20–40%.

Ключевые слова: металлопорошковая композиция, газовая атомизация, защитные покрытия, атмосферно-плазменное напыление, литые трубные катоды.

I.V. Iatsyuk¹, O.N. Doronin¹, I.S. Kuko¹**SECONDARY PROCESSING OF CAST TUBE CATHODES
WHEN OBTAINING A METAL POWDER COMPOSITION
FOR THE GAS-THERMAL SPRAY OF COATINGS**

The paper presents the results of structural studies of metal-powder compositions (MPC) from the VSDP-3 alloy, as well as heat-resistant atmospheric-plasma powder coatings, developed at the FSUE «VIAM». As blanks for sputtering the MPC, standard charge blanks and exhausted resource cast tube cathodes for ion-plasma deposition were used. It was found that MPC obtained by sputtering cathodes and coatings deposited by sputtering these MPC are not inferior in properties to standard MPC and coatings. At the same time, the cost of such MPC and coatings can be 20–40% lower.

Keywords: metal powder composition, gas atomization, protective coatings, atmospheric plasma spraying, cast tube cathodes.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Одной из актуальных проблем авиационного машиностроения является утилизация отработавших ресурс расходных материалов. Однако в настоящее время процесс переработки и утилизации использованных расходных материалов, например прекурсоров для нанесения многофункциональных защитных покрытий в газотурбостроении – катодов для ионно-плазменного осаждения [1–6], мишеней для магнетронного напыления [7] и нецелевых фракций металлопорошковых композиций (МПК) для газотермического нанесения [8], на предприятиях не получил широкого распространения. Очень часто данные материалы остаются годными для повторной переработки ввиду идентичности их химического состава новым изделиям.

Многие современные процессы порошковой металлургии основаны на вторичной переработке материалов для изготовления высококачественных порошков для аддитивных технологий и атмосферно-плазменного напыления (Atmospheric plasma spraying – APS) [9, 10]. Для получения порошков хрупких металлов, сплавов и неметаллических соединений (кремний, бериллий, хром, марганец, ферросплавы, оксиды, бориды, карбиды и др.) используют уникальные методы размола и измельчения [11]. Размельчение таких элементов, как Cu, Al, Ag и Au, а также жаростойких сплавов может вызвать затруднения, связанные с их пластичностью и твердостью.

В настоящее время для напыления (нанесения) антифрикционных, износо-, эрозионно- и коррозионностойких, термостабильных, термобарьерных, электроизоляционных, электропроводящих и других покрытий на сложнопрофильные и крупногабаритные комплектующие газотурбинного двигателя (ГТД) широко используется метод APS [10]. Толщина напыленных слоев зависит от назначения порошка и его фракционного состава. Фракция порошка размером 20–200 мкм является наиболее оптимальной. Следовательно, толщина напыленного слоя редко бывает <20 мкм, а использование фракций размером <20 мкм практически недопустимо технологически ввиду низкой текучести и высокой вероятности окисления частиц вследствие большой площади поверхности [10]. Частицы порошка должны соответствовать сферической форме для повышения равномерности покрытия и удовлетворения предъявляемых требований по текучести.

Метод APS требует использовать исключительно высококачественные порошковые материалы. Наиболее производительный способ получения МПК – газовая атомизация [12–14]. Мировыми лидерами в производстве МПК являются следующие компании и организации: Praxair Surface Technologies (США), Siemens AG (Германия), Metallizing Equipment Co Pvt. Ltd (Индия), Oerlikon Metco (Швейцария), Höganäs AB (Швеция) и многие другие. Совсем недавно МПК иностранных производителей практически повсеместно применялись в отечественной авиационной промышленности. На российском рынке находят применение ~60 марок иностранного продукта. Однако с недавнего времени закупка зарубежных МПК недоступна из-за санкций стран Запада по отношению к Российской Федерации.

В работе [8] приведены результаты опробования разработанного во ФГУП «ВИАМ» комплексного метода напыления теплозащитного покрытия для составляющих частей авиа- и энергоустановок ГТД и ГТУ с применением МПК системы Ni–Cr–Al–Y из сплава марки ВСДП-3, полученной распылением. Порошковое покрытие из сплава СДП/ВСДП по ряду отдельных характеристик во многом лучше импортных аналогов за счет модифицирования W, Ta, Re, Hf и т. п., обеспечивающих стабилизацию и контроль физических свойств исходного покрытия даже при высоких температурах, а также устойчивость к воздействию солей, сульфатов и оксидов при температуре 750–950 °С. Кроме того, химический состав напыленных слоев соответствует составу порошков.

Во ФГУП «ВИАМ» с применением установок серии МАП разработана вакуумно-плазменная технология высоких энергий (ВПТВЭ) в части нанесения защитных покрытий [1–5, 15]. Обработка поверхностей деталей методом ВПТВЭ предусматривает использование потоков плазмы вещества. Для нанесения ВПТВЭ-покрытия применяются плазменные ускорители – стационарные электродуговые эрозионные ускорители плазмы с расходуемым катодом [16]. Генерация потока плазмы осаждаемого вещества осуществляется в вакуумном дуговом электрическом разряде с поверхности катода, изготовленного из материала покрытия [17]. Катод в процессе напыления подвергают эрозионному процессу под действием катодных пятен вакуумной дуги. Состояние его

поверхности оказывает влияние на качество нанесенных покрытий. При образовании на поверхности катода кольцевых эрозионных «канавок» скорость нанесения покрытия снижается. Для устранения данного эффекта при образовании на поверхности катода «канавок» глубиной $>(3-5)$ мм проводят его обточку до состояния гладкой ровной поверхности для обеспечения плоскопараллельного стабильного перемещения катодного пятна. Минимально допустимая толщина стенки катода 5 мм. В том случае если толщина не соответствует данному значению, катод считается негодным и отправляется на утилизацию или переплав. Однако процесс переплава и повторного использования негодного катодного материала, как правило, не предусмотрен. В результате утилизации подвергается 50–70% дорогого катодного материала, который потенциально можно использовать повторно.

Во ФГУП «ВИАМ», являющимся производителем катодов систем (Ni–Co)–Cr–Al–Y и Al–Ni–Y из сплавов СДП/ВСДП, налажено изготовление МПК соответствующих марок распылением отработанных катодов, что позволяет снизить себестоимость используемых МПК и APS-покрытий на 20–40% за счет экономии исходных шихтовых материалов, в том числе дорогостоящих Ni–Re- и Ni–Ru-лигатур.

Сравнительное исследование покрытий, полученных напылением двух видов МПК (производства ФГУП «ВИАМ» и импортного аналога), показало, что отклонение от средней толщины напыленных слоев композиции производства ВИАМ составляет $<5\%$, а зарубежного аналога – до 10% [8]. Высокой равномерности достигают благодаря узкой фракции применяемых порошков.

Цель данной работы – сравнение структуры и свойств МПК системы Ni–Cr–Al–Y, полученных распылением отработавших ресурс катодов для ионно-плазменного нанесения и стандартных заготовок.

Работа выполнена в рамках реализации комплексных научных проблем 17.3. «Многослойные жаростойкие и теплозащитные покрытия, наноструктурные упрочняющие эрозионно- и коррозионностойкие, износостойкие, антифреттинговые покрытия для защиты деталей горячего тракта и компрессора ГТД и ГТУ» и 17.4. «Многослойные защитные покрытия и плазмохимическое оборудование для осаждения защитных и упрочняющих покрытий из газовых потоков плазмы, содержащих прекурсоры элементов синтезируемого покрытия» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [18].

Материалы и методы

Изучение структуры МПК проводили на композициях, полученных распылением отработанного катода и стандартных шихтовых заготовок. Толщина стенки катода в зоне эрозионных «канавок» составляла <5 мм. Распыление выполняли на установке HERMIGA 10/100 VI с индукционным плавильным блоком, имеющим донный слив. Для очистки поверхности катода под распыление его подвергали пескоструйной обработке. В торцах стенок катода перед распылением просверливали отверстие глубиной не более 2 мм с целью сбора стружки (4 пробы) для проведения химического анализа. Порошок распыляли холодным газом (аргоном).

Для определения химического состава катода, шихтовой заготовки и МПК использовали атомно-эмиссионный спектрометр Agilent 5100 ICP-OES. Для определения содержания газов в материале применяли газоанализаторы Leco: для определения серы и углерода – CS-600, а для азота и кислорода – TC-600. Предварительную дегазацию не проводили. Гранулометрический состав МПК исследовали на лазерном анализаторе Mastersizer 3000E.

На подложки из сплава X20H80 методом APS на установке МР-200 АМТ с применением плазмотрона Metco F4 и плазмообразующих Ar и N₂ наносили покрытие из сплава ВСДП-3. Перемещение плазмотрона осуществляли с помощью 6-координатного промышленного робота ABB серии IRB. Покрытия наносили с использованием двух партий МПК: полученной распылением отработавшего ресурс литого трубного катода и полученной по стандартной технологии [8]. В работе применяли МПК с размером фракции 40–100 мкм. Порошок подавали непосредственно на срез сопла плазмотрона. Расход МПК составил <1 см³/мин. Для напыления порошковых слоев использовали технологию, разработанную во ФГУП «ВИАМ».

Исследование морфологии и состояния поверхности частиц порошка выполняли на растровом электронном микроскопе JSM-840 в режиме обратно-рассеянных электронов. На оптическом микроскопе Olympus GX 51 с цифровой системой обработки изображения проведена металлография покрытий (×200). Обработку изображений осуществляли в соответствии с ГОСТ 22838–77.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены изображения катода из сплава ВСДП-3 до эксплуатации и после выработки ресурса.

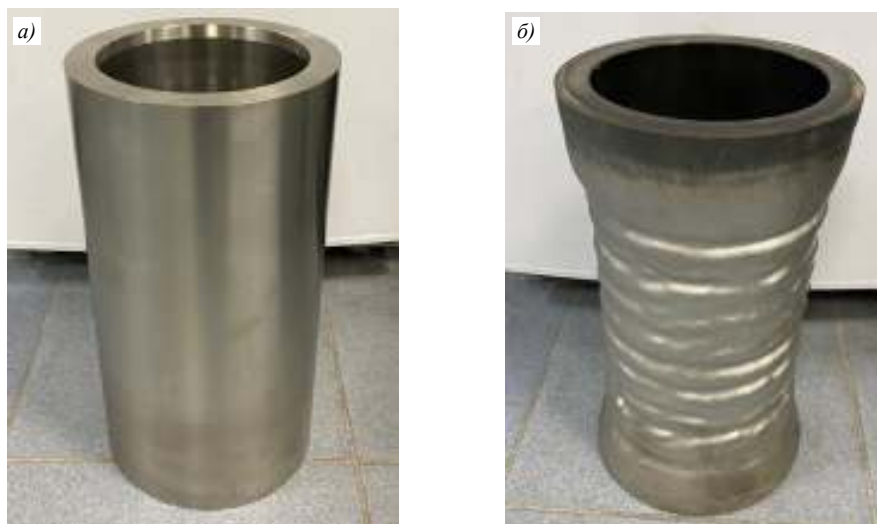


Рис. 1. Катод из сплава ВСДП-3 до эксплуатации (а) и после выработки ресурса (б)

На поверхности катода (рис. 1, б) – эрозионные «канавки», толщина стенок в которых составляет <5 мм. Использовать катод для нанесения покрытий с таким утонением стенок недопустимо ввиду угрозы их выгорания, а также возникновения процесса эрозии и распыления материала холодной оправки, что приведет к нарушению химического состава и структуры покрытия. В связи с этим ~(50–70)% дорогостоящего катодного материала признается негодным. Для выплавки новых катодов его вторичное использование возможно, однако необходимо более строгое соблюдение химического состава до и после переплава, а также в разных областях катода (внутренние и внешние поверхности стенок на различных участках по высоте, верхние и нижние торцы). Кроме того, при необходимости увеличения объема заготовки под распыление и, соответственно, добавления шихтового материала при выплавке должны строго учитываться пропорции материала отработанного катода и добавляемых шихтовых лигатур. Данные операции могут привести к значительному усложнению технологического процесса выплавки литых трубных катодов с использованием отработанного катодного материала и,

следовательно, к повышению их стоимости за счет добавления дополнительных технологических циклов и расчетов, а также к увеличению энерго- и трудоемкости.

Оптимальным технологическим решением может стать использование отработавших ресурс катодов для получения МПК для напыления на крупногабаритные детали ГТД, например на детали сборочных единиц камеры сгорания. При этом достаточно проведения лишь одной дополнительной операции – пескоструйной обработки поверхности. Кроме того, можно полностью исключить использование дополнительного объема шихтовых материалов и процесса выплавки заготовки под распыление. С учетом достаточно высокого выхода годного (до 70–85%) при размере целевой фракции порошка 20–200 мкм, а также отсутствия затрат на дорогостоящие шихтовые лигатуры, расчета их пропорций и дополнительного химического анализа стоимость МПК и покрытий может снизиться на 20–40%.

Химические составы МПК, полученных диспергированием расплавленного катода и распылением шихтовой заготовки, качественно не отличаются. Количественные несоответствия состава порошков из заготовок незначительны и не превышают 5% (по массе), что свидетельствует о высокой воспроизводимости состава. Химические составы заготовок под распыление и порошков соответствуют требованиям ТУ1-595-2-1217–2011.

Результаты гранулометрического анализа порошков отражены в таблице. Гранулометрический состав исследуемых порошков идентичен. Для напыления использовали целевую фракцию размером 20–200 мкм, доля которой в составе МПК составляет 87–88%.

**Гранулометрический состав металлопорошковых композиций (МПК)
из сплава ВСДП-3**

МПК	Доля фракции в составе МПК, %, размером, мкм				
	<20	20–45	45–100	100–150	150–200
Полученная распылением шихтовой заготовки	13	59	18	7	3
Полученная распылением катода	12	58	17	8	5

Уровень кислорода и азота в порошке не зависит от режимов атомизации и определяется составом распыляемых заготовок. По результатам газового анализа установлено, что в МПК, полученной распылением катода, количество газов следующее, % (по массе): 0,022 кислорода и 0,043 азота, а в порошке, полученном по стандартной технологии (распылением шихтовой заготовки), % (по массе): 0,023 кислорода и 0,044 азота.

На рис. 2 представлена микроструктура частиц порошка, полученного распылением отработавшего ресурс катода, которые имеют сферическую форму, а их размер составляет от 15 до 50 мкм. Для данных частиц характерно малое количество сателлитов размером 1–5 мкм, что, вероятно, связано с высокими температурой и скоростью кристаллизации распыляемого сплава. Количество частиц с дефектами увеличивается с возрастанием их размера. Однако структура, форма и размер частиц аналогичны таковым для частиц порошка, полученного распылением стандартной шихтовой заготовки.

В процессе исследования осуществляли анализ и сравнение структуры образцов из сплава Х20Н80 с напыленными слоями из сплава ВСДП-3 (рис. 3). У полученных напыленных слоев толщиной ~150 мкм прослеживается пористая структура APS-покрытий.

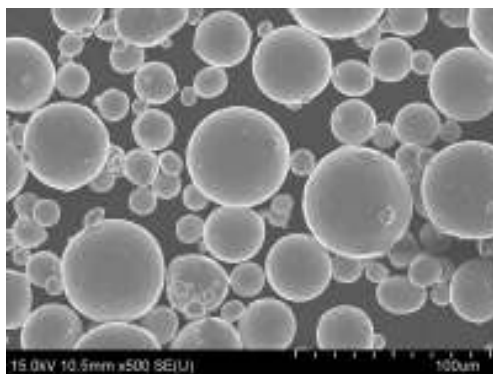


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) металлопорошковой композиции из сплава ВСП-3

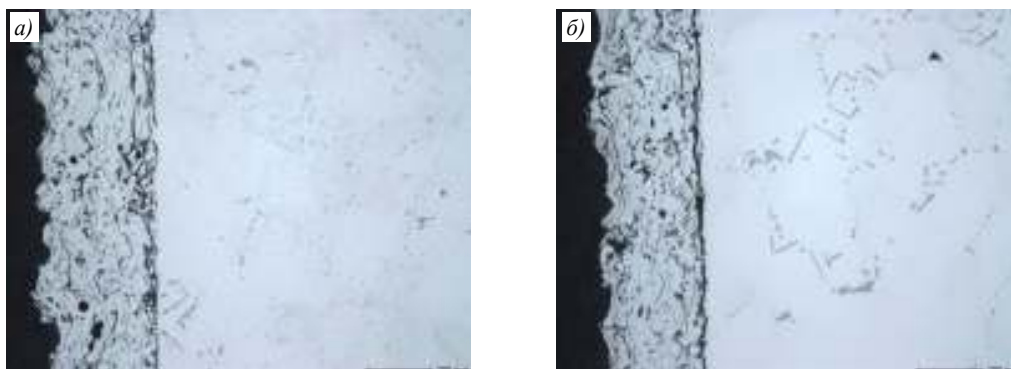


Рис. 3. Микроструктура ($\times 100$) покрытий, нанесенных напылением порошков из сплава ВСП-3, полученных распылением стандартных заготовок (а) и отработавших ресурс катодов (б)

Результаты сравнения структуры покрытий показали, что порошки из сплава ВСП-3, полученные распылением отработавших ресурс катодов и стандартных заготовок, позволяют наносить достаточно равномерные по всей толщине покрытия (отклонение от средней толщины покрытий $< 5\%$).

Заключения

Во ФГУП «ВИАМ» в качестве альтернативы зарубежным МПК, востребованным в российском и мировом газотурбостроении, организовано производство МПК из сплава СДП/ВСП для напыления защитных многофункциональных покрытий методом APS. Отечественный продукт, состав которого включает Re и Hf, превосходит по свойствам зарубежные аналоги. В качестве распыляемых заготовок используются стандартные заготовки из шихтовых лигатур и отработанные катоды.

По итогам проведенного анализа химического состава распыляемых заготовок (стандартных заготовок из шихтовых лигатур и отработанных катодов), а также полученных МПК установлено соответствие химических составов требованиям ТУ1-595-2-1217-2011. Расхождение химического состава порошков и распыляемых заготовок незначительное ($< 5\%$). Гранулометрический состав исследуемых МПК идентичен, доля целевой фракции размером 20–200 мкм составляет 87–88%.

Методом APS нанесены жаростойкие порошковые покрытия из сплава ВСП-3 толщиной ~ 150 мкм. Полученные покрытия обладают высокой равномерностью по структуре и толщине (отклонение от средней толщины покрытий не превышает 5%). Напыленные слои также обладают типичной для порошковых APS-покрытий пористой структурой.

Следует отметить, что использование в качестве заготовок под распыление отработанных катодов способствует существенному уменьшению энергозатрат и трудоемкости процесса получения МПК, что позволяет значительно снизить себестоимость готовой продукции (на 20–40%).

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Луценко А.Н. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // *Металлы*. 2007. №5. С. 23–34.
2. Шалин Р.Е. и др. Вакуумно-плазменная технология высоких энергий – перспективный процесс получения защитных покрытий для лопаток ГТД // *Новые технологические процессы и надежность ГТД*. 1974. №2. С. 1–8.
3. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология: перспективные процессы, покрытия, оборудование // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
4. Горлов Д.С., Мубояджян С.А., Щепилов А.А., Александров Д.А. Исследование эрозионной стойкости и теплостойкости ионно-плазменных демпфирующих покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №2 (41). С. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-11-17.
5. Космин А.А., Будиновский С.А., Мубояджян С.А. Жаро- и коррозионностойкое покрытие для рабочих лопаток турбины из перспективного жаропрочного сплава ВЖЛ21 // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №1 (46). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-17-24.
6. Конокотин С.П., Яцюк И.В., Добрынин Д.А., Азаровский Е.Н. Влияние иттрия на качество литых заготовок из сплавов на основе алюминия // *Труды ВИАМ*. 2020. №3 (87). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-30-40.
7. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 60–70.
8. Яцюк И.В., Артеменко Н.И., Доронин О.Н., Неруш С.В. Применение технологии газовой атомизации для получения высококачественных металлопорошковых композиций для нанесения атмосферно-плазменных покрытий // *Труды ВИАМ*. 2020. №2 (86). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-3-9.
9. Будиновский С.А., Чубаров Д.А., Матвеев П.В. Современные способы нанесения теплозащитных покрытий на лопатки газотурбинных двигателей (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №S5. С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-38-44.
10. Хасуй А. Техника напыления / пер. с яп. С.Л. Масленникова; под ред. В.С. Блохина, Е.В. Мельникова. М.: Машиностроение, 1975. 288 с.
11. Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В. Процессы порошковой металлургии: учебник для вузов: в 2 т. М.: МИСиС, 2001. Т. 1: Производство металлических порошков. 368 с.
12. Оспенникова О.Г., Евгенов А.Г., Неруш С.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Исследование мелкодисперсных порошков припоев на никелевой основе применительно к получению высокотехнологичного полуфабриката в виде самоклеющейся ленты на органическом связующем // *Вестник УГАТУ*. 2012. Т. 16. №5 (50). С. 137–144.
13. Неруш С.В., Евгенов А.Г. Исследование мелкодисперсного металлического порошка жаропрочного сплава марки ЭП648-ВИ применительно к лазерной LMD-наплавке, а также оценка качества наплавки порошкового материала на никелевой основе на рабочие лопатки ТВД // *Труды ВИАМ*. 2014. №3. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.10.2020). DOI:10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1.
14. Куклин А.А., Мичкова Е.С., Буланов В.Я. Технология и экономика порошковой металлургии / под ред. В.П. Чичканова. М.: Наука, 1989. 223 с.
15. Блинов И.Г., Дороднов А.М., Минчаев В.Е. Вакуумные сильноточные плазменные устройства и их применение в технологическом оборудовании микроэлектроники. Часть II. Плазменная технология высоких энергий // *Обзоры по электронной технике*. Сер.: Микроэлектроника. М.: ЦНИИ Электроника, 1974. Вып. 8. 75 с.
16. Плазменные ускорители / под ред. Л.А. Арцимовича и др. М.: Машиностроение, 1973. 312 с.
17. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Луценко А.Н. Наноструктурные ионно-плазменные защитные и упрочняющие покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // *Вопросы материаловедения*. 2008. №2 (54). С. 175–186.
18. 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.

УДК 66.045.3

А.В. Зуев¹, Ю.П. Заричняк², Д.Я. Баринов¹

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ТЕПЛОЗАЩИТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ВОЛОКОН ОКСИДА КРЕМНИЯ

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-88-98

Описана математическая модель для обработки результатов измерений теплопроводности высокопористых волокнистых материалов тепловой защиты. Приводятся результаты и некоторые методические особенности измерения теплопроводности жесткой теплоизоляции на основе волокон тугоплавких оксидов. Исследована возможность измерений с учетом анизотропии свойств. Жесткость теплоизоляции в контактах волокон обеспечивается связующим. Теплопроводность измерена стационарным методом на цилиндрических образцах в широком диапазоне температур от 20 до 1700 °С в различных газовых средах.

Ключевые слова: волокнистая теплоизоляция, измерения, теплопроводность, теплофизические свойства, теплозащитный материал, летательный аппарат.

A.V. Zuev¹, Yu.P. Zarichnyak², D.Ya. Barinov¹

MEASUREMENT OF THERMOPHYSICAL PROPERTIES RIGID FIBER INSULATION

Describes a mathematical model for processing the results of measurements of thermal conductivity of highly porous fibrous materials of thermal protection. The results and some methodological features of measuring the thermal conductivity of rigid thermal insulation based on refractory oxide fibers are presented. The possibility of measurements taking into account the anisotropy of properties is investigated. The stiffness of the thermal insulation at the fiber contacts is provided by the binder. Thermal conductivity was measured by the stationary method on cylindrical samples in a wide temperature range from 20 to 1700 °C in various gaseous media.

Keywords: fiber thermal insulation, measurements, thermal conductivity, thermophysical properties, heat protection material, fly vehicle.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский университет ИТМО» [ITMO University]; e-mail: od@itmo.ru

Введение

Одно из основных направлений развития авиационно-космической техники – увеличение скорости полета летательных аппаратов [1–3], что влечет за собой рост температуры на их поверхности и вызывает необходимость тепловой защиты конструкции аппаратов [4, 5]. В качестве эффективной внешней тепловой защиты скоростных летательных аппаратов находят применение теплоизоляционные конструкции с использованием высокопористых волокнистых материалов [6, 7]. Волокнистые материалы со связующим обладают высокой жесткостью, что позволяет при измерении теплопроводности надежно фиксировать в них датчики температуры – термопары. Особое

распространение в качестве как жесткой, так и гибкой теплоизоляции получили материалы на волокнах из аморфного оксида кремния. Среди достоинств высокопористых волокнистых материалов особое место занимают низкая теплопроводность, широкий диапазон рабочих температур, стабильность свойств при многократном нагревании и охлаждении.

Многочисленные работы посвящены расчетным и экспериментальным исследованиям теплопереноса в жестких волокнистых материалах со связующим [8–13]. Для оценки факторов, влияющих на результат измерения теплопроводности, используют, по возможности, аналитические решения с соответствующими упрощениями. В данной статье приведены некоторые результаты численных расчетов, подтверждающих принятые допущения, и модели теплообмена в измерительной ячейке.

Материалы и методы

Для измерения теплопроводности жестких высокопористых волокнистых материалов использованы стационарный метод и экспериментальная установка, которая ранее применялась для определения теплопроводности жесткой теплоизоляции на волокнах из аморфного оксида кремния, карбидов и нитридов стационарным методом на цилиндрических образцах [9, 10]. Метод, с помощью которого измерялась теплопроводность, нельзя в полной мере назвать методом радиального теплового потока. Даже при максимальной достигнутой длине образца 300–360 мм и его диаметре от 40 до 60 мм получить зону одномерного радиального теплового потока не удалось. Кроме того, образцы обладали анизотропией в азимутальном направлении. Измерительная ячейка, состоящая из 6 секций по длине образца, приведена на рис. 1, а. Одна из секций разрезана симметрично пополам для того, чтобы выделить центральную зону всей сборки для размещения в ней датчиков температуры. В трех центральных секциях в одном поперечном сечении на разных радиусах расположены термопары (рис. 1, б). На этом рисунке показан образец с термопарами в трех центральных секциях, внутри которого в охлаждаемых токоподводах установлен нагреватель в виде стержня из молибдена. Кроме того что термопары находятся в одном сечении, они группируются в двух направлениях – в направлении сжатия полуфабриката материала с еще нефиксированными контактами между волокнами и перпендикулярно ему. Это позволяет измерить на цилиндрических образцах теплопроводность с учетом анизотропии, возникающей в жесткой волокнистой теплоизоляции в результате формования сырой волокнистой массы.

При измерении теплопроводности материалов с низкой теплопроводностью на цилиндрических образцах, появилась необходимость расчета тепловых потоков вдоль оси образцов, т. е. пришлось учитывать отклонения от одномерного приближения. Показано, что при изучении материалов с теплопроводностью 0,02–0,04 Вт/(м·К) тепловой поток вдоль оси образца сопоставим с тепловым потоком в радиальном направлении.

На рис. 1, а используются следующие обозначения: Z_{mi} – координаты сечения размещения термопар; l_i – длина i -й секции образца ($3 \leq i \leq 5$) совпадает с расстоянием между потенциальными отводами, с помощью которых определяют падение напряжения на нагревателе U_i ; r_n , r_1 – радиусы стержня нагревателя и внешнего образца; φ – азимут.

В качестве нагревателей использовали стержни диаметром 3 мм из молибдена. Для расчета теплового потока, выделяемого в нагревателе, использованы потенциальные отводы и измерение тока по стержню. Для расчета теплопроводности в трех-пяти центральных секциях образца устанавливали термопары в двух взаимно перпендикулярных направлениях – в направлении сжатия при формовании сырой массы волокон

и в плоскости, перпендикулярной сжатию. Для данной задачи зависимостью температуры нагревателя от радиуса можно пренебречь.

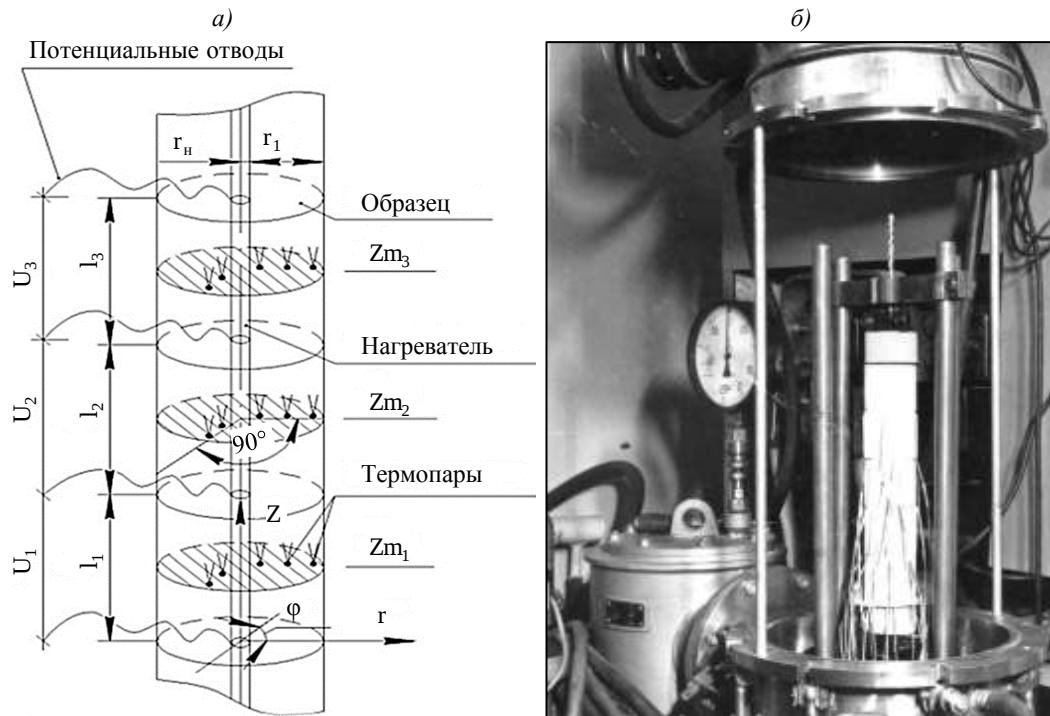


Рис. 1. Схема измерительного узла установки и выбора осей координат (а) и общий вид вакуумной камеры экспериментальной установки по измерению теплопроводности теплоизоляционных материалов стационарным методом на цилиндрических образцах (б)

Обозначим сечения образца, в которых размещены термопары, через $z_{Fi} \equiv Zm_i$ (рис. 1, а). Проведем оценку потерь тепла из выбранного сечения z_F . Потери тепла из выбранного сечения происходят и в нагревателе, и в образце. Тепловой поток, используемый для расчета теплопроводности образца в сечении $z_F - Q(z_F)$, отличается от измеряемой энергии, выделяемой в этом сечении нагревателем Q_F , на величину потерь по нагревателю $Q_n^n(z_F)$ и по образцу от радиуса r_n до места расположения выбранной термопары в точке $F(r_F, z_F) - Q_z^n(r_F, z_F)$:

$$Q(z_F) = Q_F - Q_n^n(z_F) - Q_z^n(r_F, z_F). \quad (1)$$

Определим потери тепла по нагревателю. Одномерное стационарное уравнение теплопроводности с внутренними источниками тепла для нагревателя имеет вид

$$\frac{d}{dz} \left[\lambda_n(T) \frac{dT_n(z)}{dz} \right] + \rho_n(T) j_n^2 = \frac{2}{r_n} \varepsilon_{n-обр}(T) \cdot \sigma_0 \cdot (T_n^4(z) - T^4(z)), \quad (2)$$

$$0 \leq r \leq r_n, -L \leq z \leq L, T_n(\pm L) = T_b,$$

где $\varepsilon_{n-обр}(T) = \left[\frac{1}{\varepsilon_n + \varepsilon_{обр} - 1} \right]^{-1}$ – приведенная степень черноты системы «нагреватель–образец»;

$\lambda_n(T)$ – теплопроводность материала нагревателя; $\rho_n(T_i^{cp}) = \frac{U_i}{j_n \cdot l_i}$ – удельное электросо-

противление материала нагревателя; j_n – плотность электрического тока; U_i – падение напряжения на i -м участке нагревателя длиной l_i ; L, r_n – длина и радиус нагревателя; T_b – температура охлаждающей воды; σ_0 – постоянная Стефана–Больцмана.

Представим температуру нагревателя в виде полинома

$$T_H(z) = \sum_{i=1}^n \alpha_i z^i, \quad (3)$$

где α_i – коэффициенты разложения в ряд.

Тогда среднее значение $T_H(z)$ для участка $l_i = z_{i+1} - z_i$, где $1 \leq i \leq 3$, при условии, что измерение падения напряжения U_i проводится, например, на трех участках нагревателя имеет вид

$$T_i^{cp} = \frac{1}{l_i} \int_{z_i}^{z_{i+1}} T_H(z) dz, \quad l_i = z_{i+1} - z_i. \quad (4)$$

Увеличивая число потенциальных отводов, можно увеличить число членов ряда (2). Однако расчет показывает, что отличие температурного поля, рассчитанного по измерению падения напряжения на трех участках ($i=3$), отличается от варианта $i=5$ не более чем на (5–7)%, что позволяет ограничиться измерением падения напряжения на трех участках нагревателя. Измеряя ток нагревателя и падение напряжения по известным свойствам материала нагревателя и используя систему уравнений вида (3), получим коэффициенты ряда α_i , температурное поле $T_H(z)$ и тепловой поток $Q_H^n(z_F)$:

$$Q_H^n(z_F) = -\lambda_H(T) \left[\frac{dT_H(z)}{dz} \right]_{z_F} \pi \cdot r_H^2. \quad (5)$$

Для расчета температурного поля в образце $T(r, z)$ представим его в виде ряда

$$T(r, z) = \sum_{n=0}^4 \left[\sum_{m=0}^{M_i} Q_m r^m \right] \cdot z^n, \quad 1 \leq i \leq 5, \quad (6)$$

где M_i – число термопар в i -й секции образца, число секций с термопарами 5; Q_m – мощность.

Уравнение теплопроводности для образца:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda(T) \frac{\partial T(r, z)}{\partial r} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[\lambda(T) \frac{\partial T(r, z)}{\partial z} \right] = 0, \quad (7)$$

$$r_H \leq r \leq r_1, \quad -L \leq z \leq L,$$

$$-\lambda(T) \frac{\partial T(r, z)}{\partial r} = \varepsilon_{H-обр}(T) \cdot \sigma_0 [T_H^4(z) - T^4], \quad r = r_H,$$

$$-\lambda(T) \frac{\partial T(r, z)}{\partial r} = \varepsilon_{H-камера}(T) \cdot \sigma_0 [T^4(z) - T_b^4], \quad r = r_1,$$

где $\varepsilon_{обр-камера}(T) = \left[\frac{1}{\varepsilon_{камера} + \varepsilon_{обр} - 1} \right]^{-1}$ – приведенная степень черноты системы «внешняя цилиндрическая поверхность образца–водоохлаждаемая (температура стенки T_b) вакуумная камера».

При условии, что коэффициенты не зависят от температуры, уравнения теплопроводности для нагревателя и образца могут быть решены аналитически методом разделения переменных [14, 15]. Решения уравнений (2) и (7) могут быть получены в следующем виде:

– температурное поле в нагревателе

$$T_H(z) = \beta_1 - \rho_H (T_i^{cp}) [\lambda_H(T^{cp})]^{-1} \cdot j_H^2 z^2; \quad (8)$$

– температурное поле в образце

$$T(r, z) = \beta_2 \cdot I_0(\beta_3 \cdot r) \cdot \cos(\beta_4 \cdot z), \quad (9)$$

где β_i – постоянные, определяемые из эксперимента; $I_0(\beta_3 r)$ – функция Бесселя нулевого порядка; $j_n = I_n(\pi \cdot r_n^2)^{-1}$ – плотность тока в нагревателе.

Один из наиболее важных результатов расчета – зависимость ошибки при определении теплопроводности из-за неучета перетоков тепла в зависимости от величины теплопроводности образца (рис. 2). Этот результат в виде отклонения результата измерения, полученного в предположении одномерного радиального теплового потока в образце, от результата, полученного с учетом теплового потока вдоль оси z , может быть представлен в виде уравнений

$$\delta\lambda(T) = \frac{\lambda_{ид}(T) - \lambda(T)}{\lambda_{ид}(T)} \cdot 100\%, \quad (10)$$

$$\lambda_{ид}(T) = \frac{Q}{2\pi L} \cdot \frac{\ln\left[\frac{r_2}{r_1}\right]}{T_1 - T_2}, \quad (11)$$

где $\lambda_{ид}(T)$ – теплопроводность в идеальном случае, когда в цилиндрическом образце есть зона постоянной температуры вдоль оси z (осевые потери тепла по нагревателю и образцу отсутствуют).

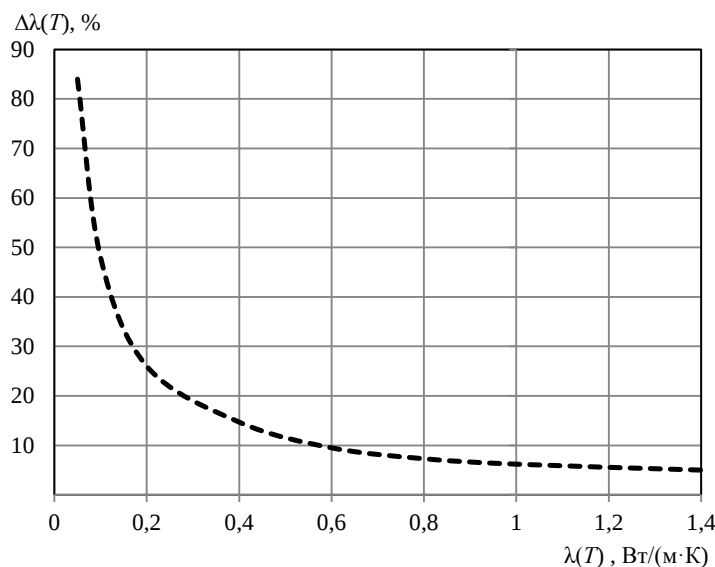


Рис. 2. Зависимость относительной ошибки $\Delta\lambda(T)$ при определении результата измерения от теплопроводности образца $\lambda(T)$

Как видно из данных рис. 2, при относительной ошибке не более 5% такое приближение возможно при изучении материалов с теплопроводностью >2 Вт/(м·К). Для теплоизоляционных материалов с теплопроводностью $\sim 0,05$ Вт/(м·К) ошибка может составлять $>80\%$.

Для оценки перетоков тепла в сечении $z = \text{const}$ при измерениях образцов с анизотропией свойств, возникающей при формовании полуфабриката по боковой поверхности цилиндрического образца, рассмотрим результаты аналитического решения двумерного температурного поля. В этой задаче температура изменяется только по радиусу и азимуту $T(r, \varphi)$. Предположим, что температуру образца в сечении $z = \text{const}$ можно записать по аналогии с эллипсом в виде

$$\lambda(T) = \left[\frac{\sin^2 \varphi}{\lambda_{\max}^2} + \frac{\cos^2 \varphi}{\lambda_{\min}^2} \right]^{-\frac{1}{2}} = \lambda_{\min} (1 - \mu^2 \cdot \sin^2 \varphi)^{-\frac{1}{2}}, \quad (12)$$

$$\text{где } \mu^2 = 1 - \frac{\lambda_{\min}^2}{\lambda_{\max}^2}.$$

Уравнение теплопроводности для этого случая:

$$\frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} \left[\lambda(\varphi) r \frac{\partial T(r, \varphi)}{\partial r} \right] + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial}{\partial \varphi} \left[\lambda(\varphi) \frac{\partial T(r, \varphi)}{\partial \varphi} \right] = 0, \quad (13)$$

$$r_{\text{н}} \leq r \leq r_1, \quad 0 \leq \varphi \leq \pi,$$

при граничных условиях

$$r=r_{\text{н}}: -\lambda(T) \frac{\partial}{\partial r} T(r, \varphi) = \varepsilon_{\text{нр1}}(T) \cdot \sigma_0 \cdot (T_{\text{н}}^4 - T^4(r, \varphi));$$

$$r=r_1: -\lambda(T) \frac{\partial}{\partial r} T(r, \varphi) = \varepsilon_{\text{нр2}}(T) \cdot \sigma_0 \cdot (T^4(r, \varphi) - T_{\text{ст}}^4);$$

$$\varphi = 0 \pm \frac{\pi}{2}: \lambda(T) \frac{\partial}{\partial \varphi} T(r, \varphi) = 0,$$

где $T_{\text{ст}}$ – температура стенки; $\varepsilon_{\text{нр}}$ – приведенная степень черноты.

В данном случае при условии постоянства коэффициентов также можно использовать метод разделения переменных и получить, применяя разложение в ряд Фурье по тригонометрическим функциям и используя в качестве граничных условий экспериментальные значения температуры $T(r_1, 0)$, выражение для температуры в виде

$$T(r, \varphi) = T(r_1, 0) \left(\frac{r}{r_1} \right)^{-\chi} \times$$

$$\times \left\{ 1 - \frac{1}{2} \chi^2 \varphi^2 \left[1 - \frac{1}{3} \left(\frac{a_0}{2} + \sum_{k=1}^{\infty} a_k \right) \varphi + \frac{1}{12} \left(\left(\frac{a_0}{2} + \sum_{k=1}^{\infty} a_k \right)^2 - \left(2 \sum_{k=1}^{\infty} k b_k + \chi \right) \right) \varphi^2 - \dots \right] \right\}, \quad (14)$$

где a_k, b_k – коэффициенты разложения в ряд Фурье; $T(r_1, 0)$ – измеренное значение температуры; параметр χ может быть представлен в виде

$$\chi = \frac{\text{grad } T}{\bar{T}} \ll 1. \quad (15)$$

Тепловой поток в точке $F(r_F, z_F, \varphi_F)$ будет отличаться от потока, входящего в сечение z_F в направлении φ_F от нагревателя на величину аксиальных потерь $Q_{\varphi}^{\text{н}}(r_F, z_F, \varphi_F)$:

$$Q_{\varphi}^{\text{н}}(r_F, z_F, \varphi_F) = - \int_{r_{\text{н}}}^{r_F} \lambda(\psi_F) \left[\frac{\partial T(r, \varphi)}{\partial \varphi} \right]_{\varphi_F} \cdot \frac{1}{r} dr, \quad \psi_F = \varphi_F \pm \frac{\pi}{2}. \quad (16)$$

Используем в качестве дополнительного условия то обстоятельство, что радиальный тепловой поток в анизотропном теле, усредненный по азимуту $\varphi - \bar{Q}_r(r)$, будет отличаться от теплового потока, полученного в изотропном приближении – $Q_r(r)$, на величину аксиальных перетоков $Q_{\varphi}^{\text{н}}(r, \varphi)$. В таком случае, используя уравнения (14) и

(15), получаем, что для относительной плотности теплового потока в радиальном направлении выполняется соотношение

$$\begin{aligned}\delta q_r(\varphi) &= q_r(\varphi) / \bar{q}_r(\varphi), \\ \delta q_r(\varphi) &= -\lambda(\varphi) \left[\frac{\partial T(r, \varphi)}{\partial r} \right], \\ \bar{q}_r(\varphi) &= \frac{2}{\pi} \int_0^{\pi/2} q_r(\varphi) d\varphi.\end{aligned}\quad (17)$$

Тогда выражение для относительной плотности теплового потока можно получить в виде

$$\delta q_r(\varphi) = 4 \frac{\lambda(\varphi) \lambda_{\min}}{3\lambda_{\min}^2 + \lambda_{\max}^2}. \quad (18)$$

Результаты и обсуждение

На рис. 3 представлена зависимость относительной плотности радиального теплового потока $\delta q_r(\varphi)$ при разных коэффициентах анизотропии $k = \lambda_{\min}/\lambda_{\max}$.

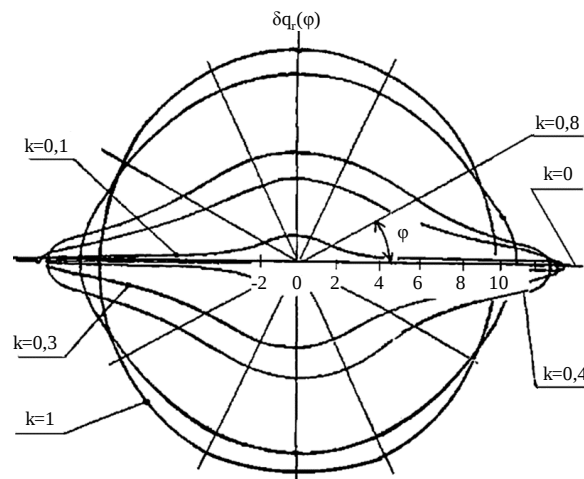


Рис. 3. Отношение радиального теплового потока в анизотропном теле к потоку, усредненному по углу $\delta q_r(\varphi) = \frac{q_r(\varphi)}{q_r^{cp}(\varphi)}$, в зависимости от коэффициента анизотропии $k = \lambda_{\min}/\lambda_{\max}$

Видно, что, определив предварительно коэффициент анизотропии $k = \lambda_{\min}/\lambda_{\max}$, можно определить угол φ , располагая термопары в котором, можно перейти к решению не трех-, а двумерной задачи при обработке результатов эксперимента. Это может сократить время на обработку результатов при изучении свойств серии близких по характеристикам образцов. Соотношение площадей внутри фигур для различных значений k на рис. 3 соответствует соотношению тепловых потоков при различных коэффициентах анизотропии на расстоянии радиуса $r = r_1$, так как в качестве дополнительного граничного условия в выражении (15) использовано измеренное значение температуры в образце $T(r_1, 0)$.

Сравнивая выражения для тепловых потоков в уравнениях (11) для $\lambda_{ид}$ и (18), можно получить соотношение, представленное графически на рис. 4:

$$\frac{\lambda(\varphi)}{\lambda_{ид}} = \frac{4k^2}{(3k^2 + 1)\sqrt{1 - (1 - k^2) \cdot \sin^2 \varphi}}. \quad (19)$$

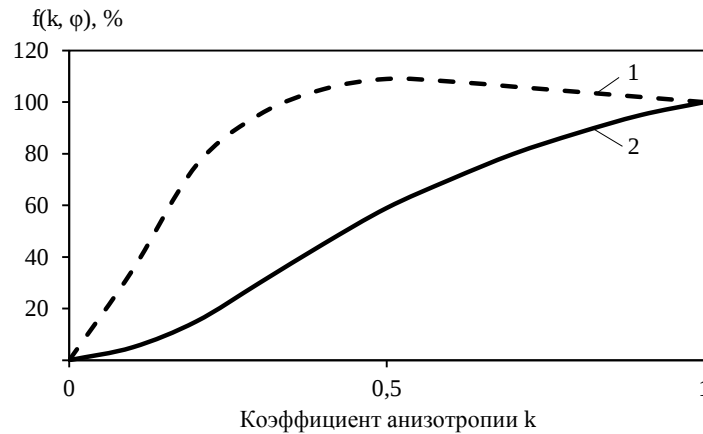


Рис. 4. Зависимости $f(k, \varphi)_1 = \frac{\lambda_{\max}}{\lambda_{\text{ид}}}$ (1) и $f(k, \varphi)_2 = \frac{\lambda_{\min}}{\lambda_{\text{ид}}}$ (2) от коэффициента анизотропии k

Видно, что для материалов с $0,3 \leq k \leq 1$ измерения $\lambda_{\max}$, рассчитанные в приближении изотропии материала образца, отличаются от действительных значений $\lambda_{\max}$ не более чем на $\pm 10\%$. Это обстоятельство может быть использовано, по крайней мере, для экспресс-анализа экспериментальных результатов.

Рассмотрим справедливость применения выбранной модели теплообмена между нагревателем и образцом с использованием численных решений уравнений теплопроводности для нагревателя (2) и образца (7). Образец высокопористого волокнистого материала плотно контактировал с нагревателем, при этом использована модель радиационного теплообмена. На рис. 5 показаны результаты расчета температурных полей при выборе моделей кондуктивного и радиационного теплообмена. Видно, что выбор в качестве граничного условия модели кондуктивного теплообмена, когда температура поверхности нагревателя равна температуре на внутренней цилиндрической поверхности образца (граничное условие четвертого рода), приводит к нереально высоким значениям температуры.

При выборе модели теплообмена за счет излучения рассчитанные значения отличаются от измеренных в пределах $\pm 10\%$. Для конкретного случая, приведенного на рис. 5 и в таблице, отклонение находится в пределах $\pm 5,5\%$, что является приемлемым результатом.

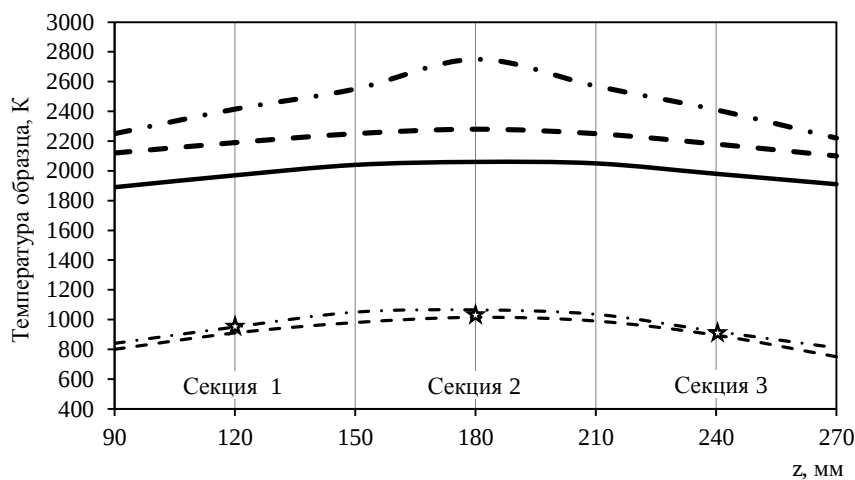


Рис. 5. Температурные поля в трех центральных секциях образца с координатами термопары 3,0 (---); 3,7 (--) и 5,1 мм (—)

Результаты расчетов модели теплообмена за счет излучения

Секция образца	Координаты термопары	Температура, К		Отклонение расчетных значений от измеренных, %
		экспериментальная	расчетная	
1	$r=3,0$ мм, $z=120$ мм	973	942	-3,2
2	$r=3,7$ мм, $z=180$ мм	951	1005	+5,4
3	$r=5,1$ мм, $z=240$ мм	938	922	-1,7

В верхней части рис. 5 приведены три зависимости для модели теплообмена нагревателя с образцом при условии идеального контакта, в нижней части – в условиях теплообмена за счет излучения. Знаком «звездочка» отмечены экспериментальные значения температуры (см. таблицу).

Из данных таблицы следует, что отклонения расчетных температурных полей при использовании модели радиационного теплообмена отличаются от измеренных в пределах погрешности измерений.

На рис. 6 показаны результаты расчета влияния теплопроводности образцов на температуру нагревателя. Видно, что при одном и том же токе нагревателя 328 А его температура возрастает в 2 раза при измерении образца с теплопроводностью 0,1 Вт/(м·К) по сравнению с образцом с теплопроводностью от 10 до 100 Вт/(м·К). При этом в центральной зоне, очевидно, отсутствует участок, где можно считать температурное поле в нагревателе и образце одномерным.

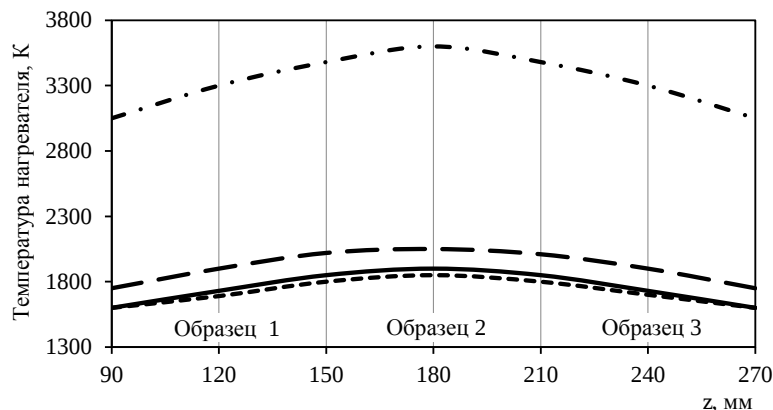


Рис. 6. Зависимость температуры нагревателя внутри трех центральных образцов с термопарами от теплопроводности этих образцов, Вт/(м·К): 0,1 (---); 1 (—); 10 (—) и 100 (- -)

На рис. 7–9 приведены результаты измерения теплопроводности анизотропных материалов на волокнах оксида кремния и муллита в вакууме и инертной газовой среде.

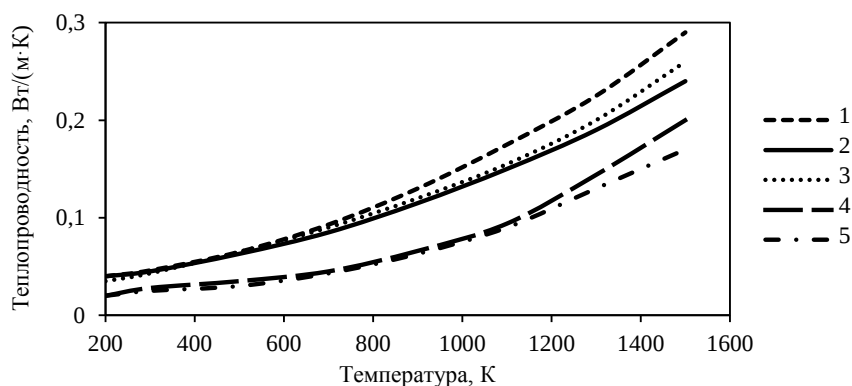


Рис. 7. Зависимость теплопроводности от температуры материала на волокнах из SiO_2 плотностью 140–150 кг/м³: 1, 3, 4 – эксперимент (1 – аргон 10^5 Па; 3 – азот 10^5 Па; 4 – вакуум 10^{-2} Па); 2, 5 – расчет (2 – воздух 10^5 Па; 5 – вакуум 10^{-2} Па)

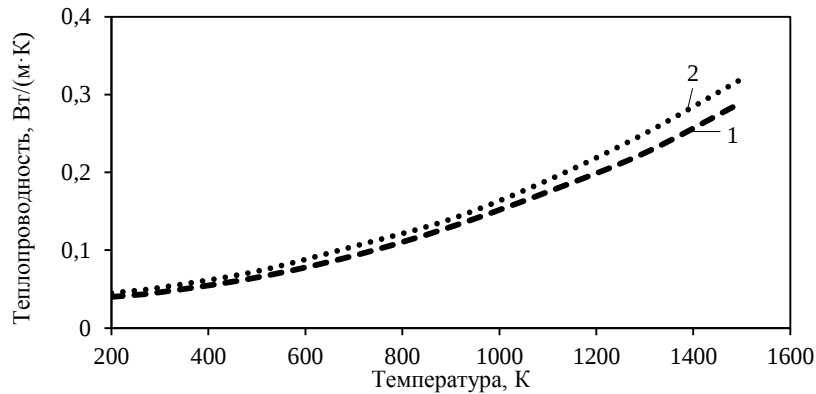


Рис. 8. Влияние анизотропии на зависимость теплопроводности от температуры материала на волокнах из SiO_2 плотностью $140\text{--}150\text{ кг/м}^3$ (эксперимент, аргон 10^5 Па): 1 – теплопроводность в направлении, перпендикулярном направлению сжатия при формовании полуфабриката; 2 – теплопроводность в направлении сжатия

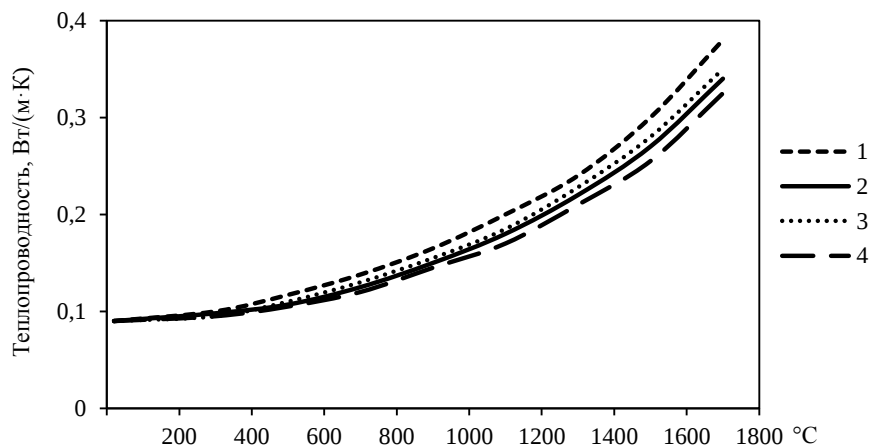


Рис. 9. Зависимость теплопроводности от температуры материала на волокнах из $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$: 1, 3 – эксперимент в среде аргона при давлении газа 10^5 Па ; 2, 4 – расчет

Заключения

Модифицированный стационарный метод радиального теплового потока (метод «цилиндра») с учетом осевых перетоков тепла может быть использован для измерения теплопроводности широкого класса материалов, в том числе и теплоизоляционных.

При расчете аксиальных перетоков тепла метод может быть использован для измерения теплопроводности анизотропных материалов.

Выведены зависимости, позволяющие с достаточной для решения инженерных задач точностью определять необходимость учета перетоков тепла в измерительной зоне при изучении теплопроводности теплоизоляционных и анизотропных материалов.

Измерена теплопроводность высокопористых анизотропных теплоизоляционных материалов на волокнах тугоплавких оксидов, карбидов и нитридов в общем интервале температур от 20 до $1700\text{ }^\circ\text{C}$.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий и 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. Доспехи для «Бурана». Материалы и технологии ВИАМ для МКС «Энергия–Буран» / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука и жизнь, 2013. 128 с.
3. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения // Вестник РФФИ. 2017. №3. С. 97–105.
4. Житнюк С.В. Бескислородные керамические материалы для аэрокосмической техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. №8 (68). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-81-88.
5. Полежаев Ю.В., Юревич Ф.Б. Тепловая защита. М.: Энергия, 1976. 392 с.
6. Ивахненко Ю.А., Баруздин Б.В., Варрик Н.М., Максимов В.Г. Высокотемпературные волокнистые уплотнительные материалы // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 272–289. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-272-289.
7. Истомин А.В., Колышев С.Г. Электростатический метод формирования ультратонких волокон тугоплавких оксидов // Авиационные материалы и технологии. 2019. №2 (55). С. 40–46. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-40-46.
8. Зуев А.В., Просунцов П.В. Модель структуры волокнистых теплоизоляционных материалов для анализа процессов комбинированного теплопереноса // Инженерно-физический журнал. 2014. Т. 87. №6. С. 1319–1330.
9. Зуев А.В., Просунцов П.В., Майорова И.А. Расчетно-экспериментальное исследование процессов теплопереноса в высокопористых волокнистых материалах // Тепловые процессы в технике. 2014. Т. 6. №9. С. 410–420.
10. Зуев А.В., Заричняк Ю.П., Размахов М.Г. Предпосылки к выбору модели структуры высокопористых волокнистых материалов для учета влияния технологических факторов и расчета теплопереноса // Труды ВИАМ. 2019. №12 (84). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-109-118.
11. Алифанов О.М., Будник С.А., Михайлов В.В., Ненарокомов А.В. Экспериментально-вычислительный комплекс для исследования теплофизических свойств теплотехнических материалов // Тепловые процессы в технике. 2010. Т. 1. №2. С. 49–60.
12. Майорова И.А. Математическое моделирование процесса теплопереноса и оптимизации конструкции многослойного теплозащитного покрытия // Авиационные материалы и технологии. 2013. №2 (27). С. 16–18.
13. Алифанов О.М., Черепанов В.В. Прогноз физических свойств и идентификация моделей легких высокопористых теплозащитных материалов // Вестник МАИ. 2010. Т. 16. №4. С. 48–57.
14. Ройзен Л.И. Приближенный метод решения задач теплопроводности многослойных тел // Теплофизика высоких температур. 1981. Т. 19. №4. С. 821–831.
15. Тихонов А.Н., Самарский А.А. Уравнения математической физики. Изд. 5-е. М.: Наука, 1977. 736 с.

УДК 620.1

А.Б. Лаптев¹, М.Р. Павлов¹, А.А. Новиков¹, А.В. Славин¹**СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ИСПЫТАНИЙ МАТЕРИАЛОВ НА СТОЙКОСТЬ К КЛИМАТИЧЕСКИМ ФАКТОРАМ (обзор)****Часть 2. Основные тенденции¹**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-99-108

Во второй части обзора на основе анализа мирового опыта проведения климатических испытаний определены основные тенденции развития, связанные с новым применением материалов, их совместимостью, моделированием циклов нагружения, ускорением климатических испытаний, воздействием градиентов климатических факторов, учетом уровня климатических факторов в конкретной местности с минимальным разрешением, изменением климата, новыми методами оценки климатической стойкости материалов и биологическими факторами воздействия. Показана актуальность комплексных испытаний материалов на климатическую и биологическую стойкость с применением методов прогнозирования их свойств.

Ключевые слова: климатические испытания, полимерный композиционный материал, авиационные материалы, определение сроков эксплуатации, ускоренные климатические испытания, градиент климатических факторов.

A.B. Laptev¹, M.R. Pavlov¹, A.A. Novikov¹, A.V. Slavin¹**CURRENT TRENDS IN THE DEVELOPMENT OF TESTING MATERIALS FOR RESISTANCE TO CLIMATIC FACTORS (review)****Part 2. Main trends**

In the second part of the review, based on the analysis of the world experience in conducting climate tests, the main development trends related to new applications of materials, their compatibility, modeling of loading cycles, acceleration of climate tests, the impact of climate gradients, taking into account the level of climate factors in a particular area with a minimum resolution, climate change, new methods for assessing the climatic resistance of materials and biological impact factors are identified. The relevance of complex tests of materials for climatic and biological resistance with the use of methods for predicting their properties is shown.

Keywords: climate tests, polymer composite materials, aviation materials, determination of service life, accelerated climate tests, gradient of climatic factors.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время коммерческие самолеты сделали мир меньше благодаря глобальным сетям авиаперелетов. Это возможно в результате выбора производителем безопасных, надежных и передовых материалов для современных воздушных судов и

¹ Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», №1 (95), 2021.

их компонентов. Материалы, используемые при изготовлении конструкции самолета, должны удовлетворительно выдерживать перепады температур в диапазоне от -60 в полете до +50 °С на уровне земли и экстремальные нагрузки, а также иметь высокие показатели удельной прочности и жесткости [1]. В обзорах [2–5] представлены требования к созданию новых решений для удовлетворения общественного спроса на повышение безопасности, надежности, экологической совместимости и доступности летательных аппаратов.

Прогноз НАСА для самолетов XXI в. заключается в разработке двигательных установок, которые являются интеллектуальными, высокоэффективными, практически неслышимыми (за пределами границ аэропортов) и имеют почти нулевые вредные выбросы (CO₂ и NO_x) в атмосферу при эксплуатации. Это такие интеллектуальные двигатели, которые способны адаптироваться к изменяющимся внутренним и внешним условиям для оптимального выполнения задач при минимальном или полном отсутствии вмешательства человека. Использование распределенной векторной тяги заменит существующие конфигурации двигателей с 2–4 крыльями и фюзеляжем на самолеты с увеличенным количеством малых, мини- или микромоторов. Рассматриваются и другие инновационные концепции, например импульсно-детонационный двигатель, который потенциально может заменить обычные газотурбинные двигатели.

Предполагается, что водородная экономика приведет «революцию» двигательной установки к конечной цели – бесшумным самолетам с нулевым уровнем вредных выбросов в атмосферу, а также что электроприводная тяга, основанная на топливных элементах, сгенерирует электрическую энергию, которая в свою очередь будет приводить в движение двигатели для получения желаемой тяги.

Анализ источников позволил разделить направления развития методов испытания материалов на преимущественные тенденции.

Тенденции, связанные с новым применением материалов

Использование армированных волокнами композиционных материалов (КМ) в морской воде (например, при изготовлении компонентов приливных турбин и преобразователей энергии волн) становится привлекательным из-за уменьшения массы деталей и их повышенной коррозионной стойкости [6]. Однако когда полимерные матричные композитные структуры подвергаются воздействию морской водной среды, происходит деградация свойств материала, влияющая на надежность. Значительное замедление процессов старения композитных конструкций в морской воде имеет важное значение для обеспечения их работоспособности и долговечности.

В данной работе проведено исследование влияния старения в морской воде пяти различных композитов, изготовленных из двух типов волокнистых тканей (однаправленного стекла и углерода) и трех типов смол (эпоксидной, винилэфирной и полиэфирной), на их механические свойства. Оценивается поведение образцов с ускоренным старением в морской воде, подвергнутых растягивающим, сжимающим, изгибным и сдвиговым нагрузкам. Значительное снижение прочности из-за старения наблюдалось на композитах с эпоксидными и полиэфирными матрицами. Исследование поверхности методом сканирующей электронной микроскопии выявило образование трещин, расслоение связующего, расслоение волокон и крошение смолы под действием морской воды.

Тенденции, связанные с совместимостью материалов

Наиболее остро вопросы совместимости материалов при воздействии климатических факторов встают после ремонта поверхностей с использованием

клеевых, крепежных и других типов соединений. В работе [7] проведен анализ на совместимость поверхностно-ремонтных растворов и дорожного покрытия при его ремонте: исследовали прочность сцепления, стойкость к истиранию/эрозии, циклическому воздействию усадки/расширения, прочность при сжатии, тепловую совместимость с базовым бетоном и т. д. в диапазоне температур от -50 до +40 °С. Различные строительные ремонтные композиции (в количестве 40), состоящие из полимерно-модифицированных цементных растворов, содержащих стирол-бутадиеновый каучук и акрил, а также эпоксидных растворов и эпоксидных эмульсий различных производителей, подвергали механическим и прочностным испытаниям. Результаты исследований показали, что >65% (сухое отверждение) и 89% (влажное отверждение) растворов имели прочность сцепления более высокую, чем у эталонного цементного раствора, а >90% растворов продемонстрировали лучшие результаты в испытании на стойкость к истиранию/эрозии. Аналогичным образом >80% растворов имели более высокую прочность при сжатии (84% – при сухом и 81% – при влажном отверждении), чем эталонный раствор. При испытании на усадку/расширение 53 и 66% поверхностных ремонтных растворов показали <0,15% чистого изменения и 0,2% общего изменения соответственно, как указано в ASTM C928. Однако в тесте на тепловую совместимость с базовым бетоном только 36% растворов продемонстрировали лучшие результаты, что свидетельствует о его важности и преимуществах в суровых климатических условиях.

Таким образом, именно испытание на совместимость при перепадах температур является предпочтительным для выбора подходящих поверхностно-ремонтных растворов еще до проведения крупных ремонтно-восстановительных бетонных работ и является наиболее важным критерием отбора растворов и бетонов, особенно подвергающихся воздействию суровых климатических условий.

Тенденции, связанные с моделированием циклов нагружения

Предложена методика испытаний для оценки долговечности и надежности армированных керамических композитов для высокотемпературного применения. Стратегия основана на определении надежности этих материалов при воздействии случайных графиков нагружения, состоящих из механических нагрузок и температурных скачков, которые накладываются на другие постоянные значения напряжений и температур. Частота и величина скачков механической нагрузки и температуры будут репрезентативны для числа и характеристик переходных процессов, которые связаны с конкретным промышленным применением и которые, как ожидается, произойдут в течение срока службы компонента [8].

Тенденции, связанные с ускорением климатических испытаний

План технического обслуживания старых и современных зданий во многих городах (особенно исторических) приобретает важное значение и должен включать определение климатической среды, в которой расположены сооружения. Исследователи пытаются оценить реакцию строительных материалов на выветривание путем ускоренных испытаний на старение. Данный метод часто заключается в том, что материалы подвергаются воздействию экстремальных климатических параметров, не соответствующих реальным условиям окружающей среды. По этой причине такой тип старения вызывает много критики.

Поиск информации о реалистичном моделировании воздействия детерминированной окружающей среды/климата на строительные каменные материалы не дал результатов, поэтому предложен эксперимент моделирования климатического

старения каменных материалов древних памятников Сардинии (Италия) путем моделирования климатического контекста местности. Для этого образцы подвергались ускоренным испытаниям на старение в температурно-влажностном цикле и при воздействии солнечной радиации для моделирования реалистичных параметров средиземноморского климата. Мониторинг некоторых физико-механических свойств до и после старения свидетельствует об отслоении материала образцов, появлении мелкой сетки трещин и незначительном ухудшении их механических характеристик. Построено математическое уравнение, которое связывает продолжительность испытания на старение (6 мес) с гипотетическим воздействием на открытом воздухе, количественно составляющим ~18 лет – для образцов, эволюционировавших в циклах температуры и влажности, и ~3,7 года – для образцов, подвергавшихся только солнечному излучению. Однако тест должен воспроизводиться в естественной наружной среде для корреляции и проверки достоверности полученных данных [9].

В работе [10] также сообщается о необходимости построения математической модели изменения свойств материала во времени в зависимости от периодичности воздействия и величины климатических и эксплуатационных факторов. Для этого предлагается следующая последовательность действий:

- разработка критериев оценки изменения эксплуатационных характеристик материала от продолжительности и периодичности воздействия климатических и эксплуатационных факторов;
- определение количества необходимых экспериментов и условий их проведения для построения адекватной математической модели поведения материала во времени с заданной погрешностью получаемых результатов;
- разработка компьютерной программы расчета механических характеристик материала при введении данных полетного цикла, периодичности хранения, параметров климата на период прогноза.

Тенденции, связанные с воздействием градиентов климатических факторов

Для дорожных покрытий широко применяется такой метод климатических испытаний, как замораживание/оттаивание с различной скоростью изменения температур. В обзоре [11] приведены результаты анализа практического состояния дорожного покрытия в зонах влажного морозного климата и внедрения новых перспективных технологий для этих зон.

В исследовании, представленном в статье [12], выявляются лучшие практики проектирования и материалов для бетонных покрытий в условиях влажного морозного климата, аналогичного климату штата Мичиган.

Наилучшая практика для оценки бетонных покрытий – это натурные испытания, установленные в качестве стандарта, пригодного для широкого внедрения. Тем не менее внедрение материалов требует быстрого определения изменения характеристик при воздействии климата, поэтому в работе рекомендовано исследование дорожных покрытий на воздействие изменяющихся параметров температуры и влажности, т. е. исследование на изменение свойств материалов, которое должно проводиться не только при воздействии постоянно действующих факторов, но и при их изменении – градиенте. Это подтверждает не только опыт эксплуатации и изучения свойств дорожных покрытий, но и исследования, выполненные применительно к полимерным КМ, герметикам и резинам, т. е. ко всем материалам, склонным к влагонасыщению. Исследование воздействия влаги при одновременном влиянии температуры и влажности как энергетических характеристик поверхности полимеров приведено в работе [13].

Тенденции, связанные с учетом уровня климатических факторов в конкретной местности с минимальным пространственным разрешением

Работы, посвященные построению моделей прогнозирования изменения свойств материалов под действием изменяющихся климатических факторов [14], имеют логичное продолжение – получение более точных прогнозов в связи с более точными прогнозами метеорологических служб.

На основании метеорологических данных, расчетов и прямых измерений создаются тепловые карты с точностью измерения (расчета) температуры воздуха с пространственным разрешением до 1 м для более полного учета изменения, в том числе характеристик материалов. Например, в Нидерландах муниципалитеты проводят климатические стресс-тесты для изучения воздействия тепла, выделяемого прохожими [15]. До сих пор исследователям мешало обилие городских тепловых карт, составленных разными ведомствами с использованием различных метрик и методов. Для унифицирования стресс-тестов в статье представлена методология составления стандартизированной городской тепловой карты с пространственным разрешением 1 м. В качестве метрики теплового стресса выбрана физическая эквивалентная температура (ФЭТ).

Представлена эмпирическая регрессионная модель для ФЭТ, основанная на различных погодных данных и геометрическом расположении улиц в модели баланса тепловой энергии человека Rayman. Затем эта эмпирическая ФЭТ-модель оценена для г. Вагенинген (Нидерланды). В качестве исходных данных для модели использовались метеорологические наблюдения, сделанные на близлежащем эталонном участке, и простые географические данные. Кроме того, применены и разработаны устоявшиеся методы учета эффекта локального повышения температур и снижения скорости ветра в городе. Представленный метод валидирован на основе наблюдений велосипедного траверса ФЭТ. Скорость ветра является наиболее сложной функцией для отображения из-за его неустойчивого и локального поведения в городах. Тем не менее в работе [15] показано эффективное моделирование тепловой карты города.

Локальные данные об уровне климатических факторов позволят прогнозировать сроки сохранности свойств материалов стационарных сооружений и объектов. В статье [16] на основе анализа данных научно-технической литературы определены основные химические реакции, происходящие в полимере при воздействии температуры, влаги и ультрафиолетового излучения. Показана возможность применения методов квантовой химии для расчетов энергии воздействия климатических факторов на образование и разрыв связей между и внутри молекул в полимерном КМ для ранжирования факторов по степени деструктирующего воздействия. Построена модель полимера полиэтилентерефталата (лавсана), на примере которой рассчитано изменение энергии образования молекулярной системы из 2–3 полимерных молекул полиэтилентерефталата. Разработана кинетическая модель старения полиэтилентерефталата в результате увеличения энергии системы под действием климатических факторов.

Тенденции, связанные с изменением климата

Поскольку последствия изменения климата будут ощущаться наиболее непосредственно через изменения в водообеспеченности и водной безопасности, необходимы адекватные инструменты для поддержки решений по учету фактора влажности при испытаниях материалов.

В работе [17] рассматривается механизм воздействия рисков изменения климата на финансовые показатели корпораций по прямым и косвенным потерям.

Эмпирический анализ показывает, что существует корреляция между изменением климата и финансовыми показателями компаний.

Расчет климатических рисков с учетом неопределенности текущих глобальных климатических прогнозов позволяет получать с определенной долей вероятности локализованные оценки уязвимости водных ресурсов в условиях изменения климата.

Промышленность (особенно горнодобывающая отрасль) подвержена рискам, связанным с изменениями климата. В статье [16] рассматривается механизм воздействия таких рисков на финансовые показатели корпораций по прямым и косвенным признакам. Используются уникальные данные – индикаторы климатических рисков с пятью типами сценариев изменения климата – для анализа влияния данных рисков на котирующиеся на бирже акции минерально-сырьевых компаний Китая.

Эмпирический анализ показывает, что существует корреляция между изменением климата и финансовыми показателями горнодобывающих компаний. Однако горнодобывающие компании с различными видами ресурсов имеют разную чувствительность к рискам, связанным с изменениями климата, – такие риски оказывают как положительное, так и отрицательное влияние на финансовые показатели компаний, которые должны активно внедрять стратегии снижения выбросов углекислого газа и раскрывать информацию о выбросах, чтобы повысить стоимость бренда и создать новые конкурентные преимущества для долгосрочного развития [18, 19].

Тенденции, связанные с новыми методами оценки климатической стойкости материалов

В Дании разработана и внедрена система мониторинга и оценки первичных выбросов летучих органических соединений (ЛОС) строительными материалами в соответствии с их воздействием на безопасность, комфорт и здоровье человека [20]. Система объединяет определение химических выбросов в течение длительного времени (месяцы), моделирование концентрации ЛОС и влияние на здоровье людей. В данной системе на первом этапе внимание фокусируется на комфорте, т. е. на степени раздражения запахом слизистой оболочки при отсутствии других соответствующих данных о воздействии внутреннего воздуха на организм человека. Установлены два критерия проектирования: система мониторинга и оценки должна быть легко реализуемой, но в то же время оперативной и динамичной. Принцип ее работы заключается в определении периода времени, необходимого для достижения соответствующей величины концентрации ЛОС в стандартном помещении. Определяется продолжительность насыщения ЛОС – показатель периода времени, в течение которого новый строительный материал может вызвать проблемы, связанные с качеством воздуха в помещении, если не будут приняты специальные меры предосторожности. Система маркировки и оценки апробирована на эмиссии ЛОС и оценке комфорта двух герметиков с использованием переносной и лабораторной эмиссионной ячейки (FLEC). Данный метод может быть использован не только для оценки комфорта, но и для определения степени выветривания легколетучих веществ из конструкционных полимерных КМ под воздействием климата, что представляется важным для определения содержания в материале пластификаторов специальных добавок против ультрафиолетового старения и для снижения горючести.

ASTM D2176-16 – стандартный метод испытаний на прочность бумаги и пластмассовой пленки при их складывании с помощью складного устройства – тестера M.I.T. [21], который может быть настроен для образцов любой толщины. Однако если наружные слои толщиной ~0,25 мм (0,01 дюйма) разрываются в течение первых нескольких складок, тест теряет свое значение.

ASTM D5870-16 – стандартная практика расчета индекса сохраняемости свойств пластмасс (PRI) [22], которая охватывает процедуры расчета индекса для термопластичных и термореактивных пластмасс после воздействия термического старения, естественного либо искусственного ускоренного выветривания или химического воздействия.

ASTM D3012-19 – стандартный метод испытаний на термоокислительную стабильность полипропилена с использованием вращения образца в печи [23].

Тенденции, связанные с биологическими факторами воздействия

В развитых странах мира экологические проблемы обостряются из-за увеличения количества бытовых и промышленных отходов, утилизация которых посредством специально выращенных или природных бактерий приводит к развитию агрессивных по отношению к новым полимерным материалам и композитам видов за счет естественного отбора и мутаций [24–26].

В ответ на развитие подобного рода утилизационных систем создаются нормативные документы, сопровождающие данные технологии.

ASTM D6954-18 – стандартное руководство по экспонированию и испытанию пластмасс, разлагающихся в окружающей среде в результате окисления и биodeградации [27], которое представляет собой основу (или дорожную карту) для сравнения и ранжирования контролируемых лабораторных скоростей деградации и степени потери физических свойств полимеров в результате процессов термо- и фотоокисления, а также биodeградации и экологических воздействий в определенных областях применения и средах захоронения после деградации. Условия утилизации при этом варьируются в зависимости от метода воздействия на почву, свалку и компост, в которых может происходить термическое окисление.

ASTM D6400-19 – стандартная спецификация для маркировки пластмасс, предназначенных для аэробного компостирования на муниципальных или промышленных объектах [28].

ASTM D7991-15 – стандартный метод испытаний для определения аэробной биodeградации пластмасс, захороненных в песчаных морских отложениях, в контролируемых лабораторных условиях [29]. Данный метод определяет уровень биodeградации пластмассовых материалов, подвергнутых воздействию лабораторных условий, имитирующих окружающую среду, находящуюся в песчаной приливной зоне.

В протоколе STP533 рассмотрена утилизация пластмасс с минимальным воздействием на окружающую среду [30].

ASTM F2759-19 – стандартное руководство по оценке сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ), используемого в ортопедических и спинномозговых устройствах [31]. Руководство раскрывает общие рекомендации по физической, химической и биосовместимости, а также по механической и доклинической оценке СВМПЭ в имплантируемых ортопедических и спинномозговых устройствах, предназначенных для замены опорно-двигательного аппарата. Компоненты СВМПЭ могут включать коленные, тазобедренные, плечевые, локтевые, голеностопные и тотальные протезы дисков, а также имплантаты пальцев ног, пальцев рук и лучезапястных суставов. Данное руководство не распространяется на СВМПЭ в волокнистой или ленточной форме.

ASTM D5338-15 – стандартный метод испытаний для определения аэробной биodeградации пластмассовых материалов в контролируемых условиях компостирования, включающих термофильные температуры [32]. Данный метод определяет степень и скорость аэробной биodeградации при воздействии контролируемой компостирующей среды в лабораторных условиях при термофильных температурах и предназначен для получения воспроизводимых и статистически значимых результатов

испытаний в контролируемых условиях, которые напоминают условия компостирования, где достигаются термофильные температуры. Испытуемые вещества подвергаются воздействию инокулята, полученного из компоста, состоящего из твердых бытовых отходов.

ASTM E2317-04-12 – стандартное руководство по проведению испытаний жизненного цикла микрочастиц пластика на токсичность с помощью морского мейобентоса *Copepod* [33]. В руководстве описаны процедуры получения лабораторных данных о неблагоприятном воздействии исследуемого материала, добавляемого в морскую воду (но не в пищу), на морские организмы *Amphiascus tenuiremis* при непрерывном воздействии на особей (начиная с момента рождения и до начала размножения) с использованием метода культивирования. В течение тестового периода проверяют и регистрируют данные по стадийной выживаемости и количеству дней, необходимых для развития.

ASTM E1562-00 – стандартное руководство по проведению испытаний на острую, хроническую и жизненную токсичность в водной среде с использованием полихетовых кольчатых червей [34]. Руководство охватывает процедуры получения данных о неблагоприятном воздействии испытуемого материала, добавляемого в морские и эстуарные воды, на некоторые виды полихет при кратковременном или длительном непрерывном воздействии на особей. Виды полихет, используемые в этих испытаниях, взяты из лабораторных культур и подвергаются воздействию различных концентраций токсиканта в статических условиях. Данные процедуры могут быть полезны для проведения испытаний на токсичность с другими видами полихет, хотя могут потребоваться и модификации.

ASTM D7475-20 – стандартный метод испытаний для определения аэробной деградации и анаэробной биodeградации пластмассовых материалов в условиях ускоренного биореакторного полигона [35]. Данный метод используется для определения степени и скорости аэробной деструкции (о чем свидетельствует потеря прочности при растяжении, молекулярная масса, возможно, приводящая к дезинтеграции и фрагментации), а также анаэробной биodeградации в ускоренной аэробно-анаэробной среде испытаний биореактора полигона для твердых бытовых отходов. Метод может имитировать переход от аэробной среды к анаэробной с течением времени по мере увеличения глубины свалки. На первом этапе испытуемый пластиковый материал смешивается с бытовыми отходами.

Заключения

Исходя из мировых тенденций учета климатического воздействия на материалы, конструкции и сооружения, необходимо при разработке новых методов оценки воздействия природных сред принимать во внимание следующее:

1. Математическое моделирование процессов воздействия климата позволит не только учитывать воздействие климатических факторов на основании прошлых многолетних параметров атмосферы, но и прогнозировать поведение материалов и конструкций при изменении климата.

2. Комплексные испытания на воздействие климатических и биологических факторов должны включать не только статичные постоянно действующие значения воздействующих факторов, но и учитывать воздействие градиентов климатических, биологических и эксплуатационных факторов. В качестве примера – использовать тест на тепловое старение с вращением, т. е. с потоком горячего воздуха.

3. Влияние биологических факторов при развитии систем биоутилизации, а также увеличение загрязнения природной среды различными видами искусственных пластмасс требуют создания отечественной системы стандартов по биодеструкции, тепловой, фото- и биоутилизации пластиков.

Библиографический список

1. Chatterjee B., Bhowmik S. Evolution of material selection in commercial aviation industry – a review // *Sustainable Engineering Products and Manufacturing Technologies*. 2019. P. 199–219. DOI: 10.1016/B978-0-12-816564-5.00009-8.
2. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Коррозийность морской атмосферы. Часть 2. Новые подходы к оценке коррозионной активности прибрежных атмосфер // *Коррозия: материалы, защита*. 2016. №1. С. 1–15.
3. Petrunin M.A., Maksaeva L.B., Yurasova T.A. et al. The effect of self-organizing vinyl siloxane nanolayers on the corrosion behavior of aluminum in neutral chloride-containing solution // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2014. Vol. 50. No. 6. P. 784–791.
4. Ерофеев В.Т., Сальникова А.И., Каблов Е.Н., Старцев О.В., Варченко Е.А. Исследование долговечности битумных композитов в условиях переменной влажности, ультрафиолетового облучения и морской воды // *Фундаментальные исследования*. 2014. №12. С. 2549–2556.
5. Sehra A.K., Whitlow W.W. Propulsion and power for 21st century aviation // *Progress in Aerospace Sciences*. 2004. Vol. 40. Issues 4–5. P. 199–235. DOI: 10.1016/j.paerosci.2004.06.003.
6. Singha D., Ravi K., Amritap M. et al. Mechanical Characterization of C–Ph Composites Treated with Aviation Grade Fluids // *Procedia Structural Integrity*. 2020. Vol. 25. P. 159–171. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.04.019.
7. Mirzaa J., Duranda B., Bhuttab A.R., Tahirb M.M. Preferred test methods to select suitable surface repair materials in severe climates // *Construction and Building Materials*. 2014. Vol. 50. January 15. P. 692–698. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2013.10.006.
8. Jenkins M.G., Lara-Curzio E., Gonczy S.T. Mechanical, Thermal and Environmental Testing and Performance of Ceramic Composites and Components. Philadelphia, 2000. 53 p.
9. Sitziaab F., Lisciab C., Mirãoab J. Accelerate ageing on building stone materials by simulating daily, seasonal thermo-hygrometric conditions and solar radiation of CSA Mediterranean climate // *Construction and Building Materials*. Part A. 2021. Vol. 266. DOI: 10.1016/j.conbuild-mat.2020.121009.
10. Лаптев А.Б., Барботько С.Л., Николаев Е.В., Скирта А.А. Статистическая обработка результатов климатических испытаний стеклопластиков // *Пластические массы*. 2016. №3–4. С. 58–64.
11. Chena S., Youa Z., Sharifia N.P., Yaoba H., Gongac F. Material selections in asphalt pavement for wet-freeze climate zones: A review // *Construction and Building Materials*. 2019. Vol. 201. March 20. P. 510–525. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2018.11.276.
12. Sharifia N.P., Chena S., Youa Z., Damb T.V., Gilbertsona C. A review on the best practices in concrete pavement design and materials in wet-freeze climates similar to Michigan // *Journal of Traffic and Transportation Engineering (English Edition)*. 2019. Vol. 6. Issue 3. P. 245–255. DOI: 10.1016/j.jtte.2018.12.003.
13. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Колпачков Е.Д. Термодинамические характеристики старения полимерных композиционных материалов в условиях реальной эксплуатации // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. №3 (52). С. 80–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-80-88.
14. Луценко А.Н., Курс М.Г., Лаптев А.Б. Обоснование сроков натурных климатических испытаний металлических материалов в атмосфере черноморского побережья. Аналитический обзор // *Вопросы материаловедения*. 2016. №3 (87). С. 126–137.
15. Koopmans S., Heusinkveld B.G., Steeneveld G.J. A standardized Physical Equivalent Temperature urban heat map at 1-m spatial resolution to facilitate climate stress tests in the Netherlands // *Construction and Building Materials*. 2020. Vol. 213. March 20. P. 115–132. DOI: 10.1016/j.buildenv.2020.106984.
16. Аверина А.Е., Лаптев А.Б., Нестеров А.С., Сарваева Г.А., Николаев Е.В. Применение квантово-химических параметров для оценки процессов старения полиэтилентерефталата при воздействии климата // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. №3 (60). С. 47–56. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-47-56.
17. Verbista K.M.J., Maureira-Cortésb H., Rojasb P., Vicuña S. A stress test for climate change impacts on water security: A CRIDA case study // *Climate Risk Management*. 2020. Vol. 10. Art. 100222. DOI: 10.1016/j.crm.2020.100222.
18. Николаев Е.В., Павлов М.Р., Лаптев А.Б., Пономаренко С.А. К вопросу определения сорбированной влаги в полимерных композиционных материалах // *Труды ВИАМ*. 2017. №8 (56). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-7-7.

19. Лаптев А.Б., Бугай Д.Е., Александров А.А., Ларионов В.И. Экологические и биологические факторы воздействия на сложные технические системы // *Безопасность в техносфере*. 2017. Т. 6. №4. С. 21–30.
20. Wolkoff P., Nielsen A. A new approach for indoor climate labeling of building materials – emission testing, modeling, and comfort evaluation // *Atmospheric Environment*. 1996. Vol. 30. Issue 15. P. 2679–2689. DOI: 10.1016/1352-2310(95)00323-1.
21. ASTM D2176-16. Standard Test Method for Folding Endurance of Paper and Plastics Film by the M.I.T. Tester: Active Standard (Latest Version). Last Updated November 1, 2016. URL: <https://www.astm.org/Standards/D2176.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
22. ASTM D5870-16. Standard Practice for Calculating Property Retention Index of Plastics: Active Standard (Latest Version). Last Updated April 1, 2016. URL: <https://www.astm.org/Standards/D5870.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
23. ASTM D3012-19. Standard Test Method for Thermal-Oxidative Stability of Polypropylene Using a Specimen Rotator Within an Oven: Active Standard (Latest Version). Last Updated May 9, 2019. URL: <https://www.astm.org/Standards/D3012.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
24. Tourova T., Sokolova D., Nazina T., Grouzdev D., Kurshev E., Laptev A. Biodiversity of micro-organisms colonizing the surface of polystyrene samples exposed to different aqueous environments // *Sustainability*. 2020. Т. 12. No. 9. Art. 3624. DOI: 10.3390/su12093624.
25. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Куршев Е.В., Горяшник Ю.С. Особенности биодеструкции термопластов на основе полиэфиров в различных климатических зонах // *Труды ВИАМ*. 2019. №7 (79). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
26. Коган А.М., Николаев Е.В., Голубев А.В., Лаптев А.Б., Мовенко Д.А. Этапы биообрастания и коррозии стали в Черноморской воде // *Труды ВИАМ*. 2019. №6 (78). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-6-84-94.
27. ASTM D6954-18. Standard Guide for Exposing and Testing Plastics that Degrade in the Environment by a Combination of Oxidation and Biodegradation: Active Standard (Latest Version). Last Updated March 13, 2018. URL: <https://www.astm.org/Standards/D6954.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
28. ASTM D6400-19. Standard Specification for Labeling of Plastics Designed to be Aerobically Composted in Municipal or Industrial Facilities: Active Standard (Latest Version). Last Updated June 4, 2019. URL: <https://www.astm.org/Standards/D6400.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
29. ASTM D7991-15. Standard Test Method for Determining Aerobic Biodegradation of Plastics Buried in Sandy Marine Sediment under Controlled Laboratory Conditions: Active Standard (Latest Version). Last Updated September 1, 2015. URL: <https://www.astm.org/Standards/D7991.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
30. STP533. Disposal of Plastics with Minimum Environmental Impact. URL: https://www.astm.org/DIGITAL_LIBRARY/STP/SOURCE_PAGES/STP533_foreword.pdf (дата обращения: 19.11.2020).
31. ASTM F2759-19. Standard Guide for Assessment of the Ultra-High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) Used in Orthopedic and Spinal Devices: Active Standard (Latest Version). Last Updated February 6, 2020. URL: <https://www.astm.org/Standards/F2759.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
32. ASTM D5338-15. Standard Test Method for Determining Aerobic Biodegradation of Plastic Materials Under Controlled Composting Conditions, Incorporating Thermophilic Temperatures: Active Standard (Latest Version). Last Updated June 1, 2015. URL: <https://www.astm.org/Standards/D5338.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
33. ASTM E2317-04. Standard Guide for Conducting Renewal Microplate-Based Life-Cycle Toxicity Tests with a Marine Meiobenthic Copepod: Active Standard (Latest Version). Last Updated December 1, 2012. URL: <https://www.astm.org/Standards/E2317.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
34. ASTM E1562-00. Standard Guide for Conducting Acute, Chronic, and Life-Cycle Aquatic Toxicity Tests with Polychaetous Annelids: Active Standard (Latest Version). Last Updated March 1, 2013. URL: <https://www.astm.org/Standards/E1562.htm> (дата обращения: 19.11.2020).
35. ASTM D7475-20. Standard Test Method for Determining the Aerobic Degradation and Anaerobic Biodegradation of Plastic Materials under Accelerated Bioreactor Landfill Conditions: Active Standard (Latest Version). Last Updated March 6, 2020. URL: <https://www.astm.org/Standards/D7475.htm> (дата обращения: 19.11.2020).

УДК 620.1193:669.815

А.Е. Кутырев¹, Д.В. Чесноков¹, В.В. Антипов¹, А.И. Вдовин¹

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИМЕНЕНИЯ КОМБИНИРОВАННОГО
АНОДНОГО РАСТВОРЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
С НЕВЫСОКОЙ СКЛОННОСТЬЮ К МКК НА ПРИМЕРЕ
СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Li–Cu С ЦЕЛЬЮ
ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПОТЕРИ МЕХАНИЧЕСКИХ
СВОЙСТВ ПРИ АТМОСФЕРНОЙ КОРРОЗИИ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-109-118

Представлены данные по применению последовательного комбинированного анодного растворения алюминиевого сплава системы Al–Li–Cu в двух растворах при различных режимах – разном соотношении удельного количества электричества. Проведена оценка полученных коррозионных поражений методами оптической и конфокальной микроскопии, определены зависимости потери массы, глубины питтинговой и межкристаллитной коррозии, а также изменения предела прочности от величины удельного количества электричества. Предложены модели прогнозирования потери предела прочности от величины удельного количества электричества (или потери массы) при атмосферной коррозии.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, питтинговая коррозия, межкристаллитная коррозия, анодное растворение, натурные испытания, прогнозирование коррозии.

А.Е. Kutyrev¹, D.V. Chesnokov¹, V.V. Antipov¹, A.I. Vdovin¹

**A STUDY OF THE USE OF COMBINED ANODIC DISSOLUTION
OF ALUMINUM ALLOYS WITH NOT HIGH SENSIBILITY TO IGC
EVIDENCE FROM ALLOY OF Al–Li–Cu SYSTEM WITH THE PURPOSE
OF PREDICTING LOSS OF MECHANICAL PROPERTIES
AT ATMOSPHERIC CORROSION**

The article presents data on combined anodic dissolution of aluminum alloy of Al–Li–Cu system with not high sensibility to intergranular corrosion, consisting in sequential dissolution in two different solutions, with different modes – the ratio of the specific amount of electricity. The obtained corrosion deteriorations were evaluated by optical and confocal microscopy, the dependences of mass loss, the depth of pitting and intergranular corrosion, as well as changes in the tensile strength of the specific amount of electricity for different modes were determined. As a result of the analysis of the obtained data, models for predicting the loss of tensile strength from the value of the specific amount of electricity (or mass loss) in atmospheric corrosion are proposed.

Keywords: aluminum alloys, pitting corrosion, intergranular corrosion, anodic dissolution, natural exposure, corrosion prediction.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Широкое распространение алюминиевых сплавов в авиационной промышленности обусловлено их исключительными свойствами, такими как низкая удельная плотность и высокая прочность. При этом наиболее часто используемые алюминиевые

сплавы легированы медью, которая значительно повышает их прочностные свойства, но при этом сильно снижает коррозионную стойкость [1]. Однако, как отмечается в работах [2–7], при наличии большого опыта длительной эксплуатации изделий авиационной техники (АТ), а также успехов в области разработки технологий защиты алюминиевых сплавов [2, 8–11] избежать возникновения коррозии на изделиях АТ в настоящее время не представляется возможным.

Как известно, алюминиевые сплавы в атмосферных условиях подвержены локальным видам коррозии, где, наряду с питтинговой коррозией, протекают и более опасные ее виды, в частности межкристаллитная (МКК) и расслаивающая коррозии (РСК) [1], сильно влияющие на прочностные характеристики алюминиевых сплавов. В результате летная годность изделий АТ часто определяется именно степенью образующихся коррозионных поражений [2–7, 12–14].

Для оценки коррозионного состояния изделий АТ и влияния коррозии на безопасность их эксплуатации разрабатывается новый подход к данной проблеме, предусматривающий прогнозирование развития выявленных коррозионных поражений и их воздействие на целостность конструкции изделия [15]. Развитие данного направления требует наличия методов прогнозирования коррозии алюминиевых сплавов, а также методик оценки влияния коррозионных поражений на их прочностные свойства с учетом характера коррозии. Решение этой проблемы может быть реализовано путем разработки комплексной программы коррозионных испытаний алюминиевых сплавов [16], которая дает возможность в том числе установить взаимосвязь между степенью коррозии алюминиевых сплавов и снижением их прочностных свойств.

Наиболее оптимальным подходом для определения указанной взаимосвязи является разработка методики ускоренных испытаний, позволяющей наносить нормированные коррозионные поражения, идентичные происходящим при натурных испытаниях. В работе [17] представлена разработка ряда электролитов для проведения анодного растворения (АР) образцов алюминиевых сплавов. В исследовании [18] указанные растворы электролитов применялись для разработки методики комбинированного АР алюминиевых сплавов с высокой склонностью к МКК на примере сплава системы Al–Mg–Si–Cu. Выбран режим оптимального нанесения коррозионных поражений посредством комбинированного АР, а также предложены модели для прогнозирования потери предела прочности в результате образования коррозионных поражений. Представлен также подход к прогнозированию потери предела прочности и для алюминиевых сплавов с невысокой склонностью к МКК, однако его реализация требует экспериментальной проверки.

Цель данной работы – разработка режима комбинированного АР, позволяющего получать коррозионные поражения для листового полуфабриката алюминиевых сплавов с невысокой склонностью к МКК для прогнозирования потери предела прочности.

Работа проводилась в рамках реализации комплексной научной проблемы 18.6. «Построение комплексных систем защиты особо опасных и критически важных объектов от природно-техногенных катастроф» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19].

Материалы и методы

Исследования выполнялись по методике, изложенной в ранее опубликованных работах [17, 18].

В качестве объекта исследования выбран листовой полуфабрикат из алюминиевого сплава системы Al–Li–Cu толщиной 1 мм. Сплав имеет достаточные высокие показатели усталостной долговечности, трещиностойкости и удельной прочности в

сравнении с типовыми алюминиевыми деформируемыми сплавами [20]. Кроме того, сплав при обработке давлением и литье обладает хорошей технологической пластичностью, что дает возможность использовать его для производства в промышленных условиях широкой номенклатуры изделий [21]. В настоящее время освоена технология промышленного производства плит и листов, толщина которых составляет 25–80 и 0,8–6,0 мм соответственно, а также раскатных колец и прессованных профилей с разным сечением [22]. Данный сплав также может применяться в виде листов для сварных обечаек, обшивки фюзеляжа и др.

Сплав системы Al–Li–Cu имеет невысокую склонность к МКК и РСК, но при этом подвержен питтинговой коррозии вследствие достаточно большого содержания меди – до 2% (по массе). Так, при проведении натурных испытаний в г. Геленджике в течение 4 лет значения скорости коррозии сплава (по потере массы) были сопоставимы со значениями для сплава В96. По сравнению со сплавом-аналогом по применению В950.ч., рассматриваемый сплав обладает повышенными показателями удельной прочности (более чем на 20%), модуля упругости (на 10%) и сопротивления коррозионному растрескиванию (на 10 %), а также сваривается основными видами сварки. Результаты по натурным испытаниям опубликованы в работах [23, 24].

Результаты и обсуждение

Результаты испытаний склонности алюминиевого сплава системы Al–Li–Cu к локальным видам коррозии показали, что глубина проникновения МКК составила 0,06 мм (согласно ГОСТ 9.021–74), а степень развития РСК 3 балла (согласно ГОСТ 9.904–82). Используемые для сравнения данные натурных испытаний [23, 24] для данного сплава дают подобные величины: 0,06 мм и 2–3 балла соответственно.

Поскольку в работе [18] показано, что на поздних сроках натурных испытаний алюминиевого сплава наибольшее влияние оказывает питтинговая коррозия, то при выборе соотношения между количествами электричества, затрачиваемыми на растворение в растворе 1 и в растворе 2, исходили из следующего факта. Количество электричества, затрачиваемое на АР в растворе 1, в котором и образуются питтинговые коррозионные поражения, причем с тем же фактором питтинговой коррозии, как и при натурных испытаниях, имело большее значение. В связи с этим выбрано соотношение $Q_1/Q_2=2$, где Q_1 – количество электричества, затраченное на АР в растворе 1, а Q_2 – в растворе 2.

В растворе 1 растворение проводили при определенной величине плотности тока ($i=0,004$ А/см²), а в растворе 2 – при двух ее величинах ($i=0,004$ А/см² – режим 1; $i=0,001$ А/см² – режим 2). Данный подход обусловлен тем, что степень коррозионных поражений при анодном растворении в растворе 2 при использовании одинакового количества электричества зависит от режима их нанесения (соотношения плотности тока и продолжительности процесса). При использовании раствора 1 степень коррозионных поражений не зависит от режима их нанесения, поэтому целесообразно наносить коррозионные поражения при максимальной величине анодного тока (с наименьшей продолжительностью процесса).

На рис. 1 представлены микроструктуры, полученные при проведении фрактографического анализа образцов, подвергнутых растворению только в нитратно-сульфатно-хлоридном растворе (рис. 1, а) и комбинированному АР (рис. 1, б) при максимальной величине количества электричества и в том, и в другом случае, а также механическим испытаниям на растяжение. На рис. 1 видно, что при АР в растворе 1 образуются округлые питтинги без дальнейшего распространения коррозии по границам зерен, а при комбинированном АР в двух растворах – как питтинги, так и МКК.

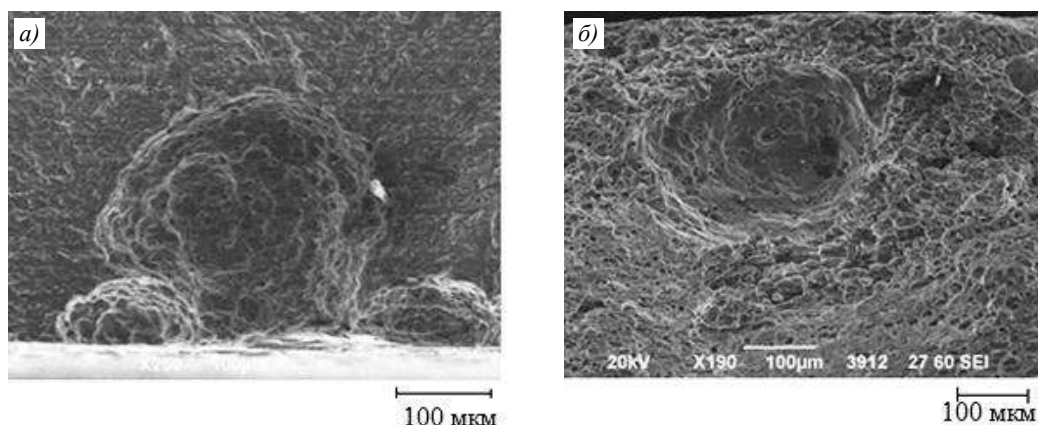


Рис. 1. Микроструктуры образцов из алюминиевого сплава системы Al–Li–Cu после растворения в нитратно-сульфатно-хлоридном растворе (а) и после комбинированного анодного растворения (б), полученные при проведении фрактографического анализа

После нанесения коррозионных поражений в двух растворах определены значения потери массы образцов. Результаты представлены на рис. 2.

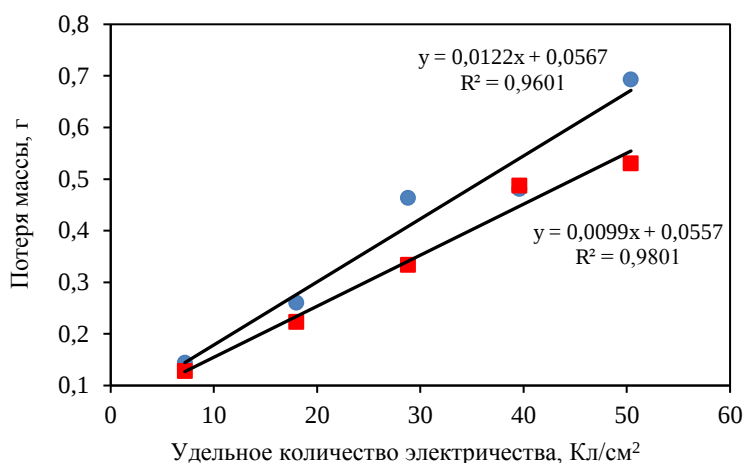


Рис. 2. Зависимость потери массы от количества электричества при комбинированном анодном растворении образцов из сплава системы Al–Li–Cu при различных величинах плотности тока: ● – режим 1; ■ – режим 2

При увеличении количества электричества потеря массы становится больше, что может быть аппроксимировано линейной зависимостью. При этом комбинированном АР сплава системы Al–Li–Cu, как и в случае растворения сплава с высокой склонностью к МКК [18], данные для двух режимов отличаются – при большем количестве электричества (при растворении в сульфатно-хлоридном растворе) потеря массы увеличивается. Ранее указывалось, что повышение мощности питтингового пробоя при большем анодном токе приводит к увеличению продолжительности протекания химической реакции (до момента образования пассивной пленки) – либо за счет локального повышения температуры в месте пробоя, либо за счет увеличения кислотности среды благодаря гидролизу большего количества продуктов коррозии до момента диффузионного выравнивания компонентов раствора.

После нанесения коррозионных поражений в двух растворах также получены результаты глубины питтингов образцов. Результаты представлены на рис. 3.

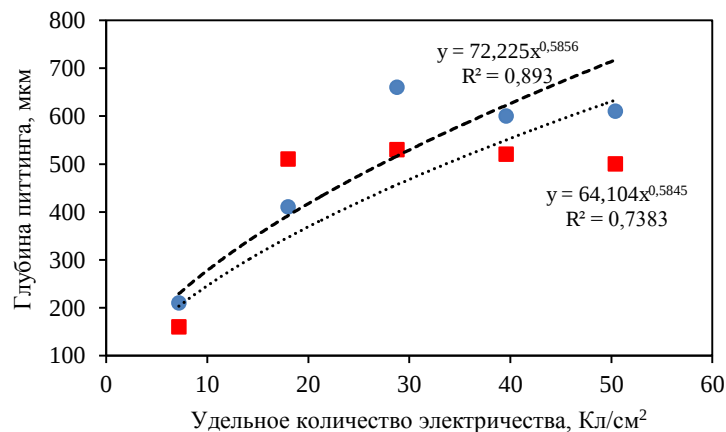


Рис. 3. Зависимость глубины питтингов от количества электричества при комбинированном анодном растворении образцов из сплава системы Al–Li–Cu при различных величинах плотности тока: ● – режим 1; ■ – режим 2

Для режимов 1 и 2 наблюдаются подобные зависимости глубины питтинга от удельного количества электричества, которые могут быть аппроксимированы степенной зависимостью. С учетом большей потери массы для режима 1 комбинированного АР можно ожидать для данного режима и большие глубины питтингов. На рис. 3 видно, что глубины питтингов для режима 1 немного превышают глубины для режима 2.

На рис. 4 представлена зависимость значений потери предела прочности от продолжительности растворения образцов и количества электричества. Использование в качестве прочностной характеристики величины предела прочности обусловлено тем, что указанная величина обладает меньшим разбросом экспериментальных данных по сравнению с усталостной долговечностью. Данный факт особенно актуален для проведения в дальнейшем сравнения данных, полученных при АР, с данными, полученными при натурных испытаниях.

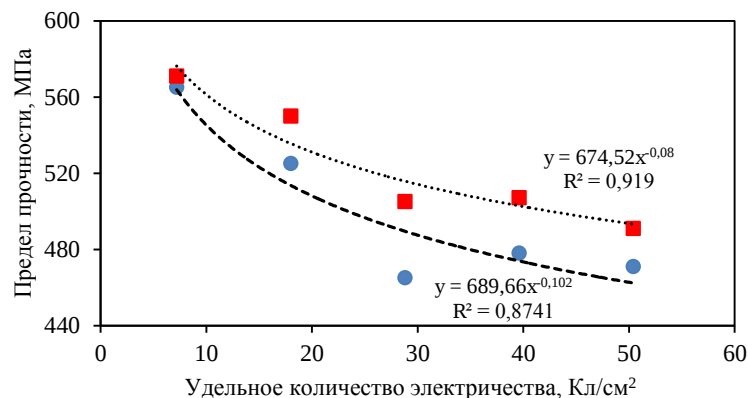


Рис. 4. Зависимость предела прочности от количества электричества при комбинированном анодном растворении образцов из сплава системы Al–Li–Cu при различных величинах плотности тока: ● – режим 1; ■ – режим 2

С увеличением удельного количества электричества наблюдается уменьшение предела прочности, которое в данном диапазоне можно аппроксимировать степенными функциями, представленными на рис. 4. Видно, что для режима 1 снижение прочностных характеристик больше, чем для режима 2, при одинаковых задаваемых величинах количества электричества. Поскольку для режима 1 также получены большие потери

массы, то определение влияния режима АР проводили при построении зависимости предела прочности от величины удельной потери массы (рис. 5).

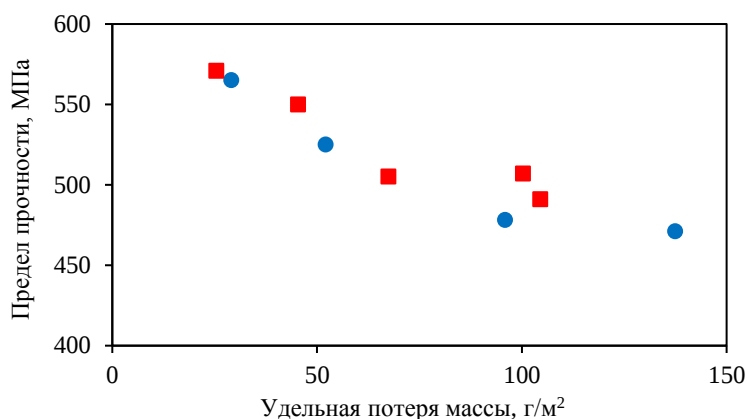


Рис. 5. Зависимость предела прочности от величины удельной потери массы образцов из сплава системы Al–Li–Cu после их комбинированного анодного растворения при различных величинах плотности тока: ● – режим 1; ■ – режим 2

Как видно из данных, представленных на рис. 5, в отличие от зависимостей предела прочности от количества электричества, зависимости предела прочности от потери массы для режимов 1 и 2 практически не различаются. В этом случае для разработки модели влияния коррозионных поражений на прочность алюминиевых сплавов (в данном случае с невысокой склонностью к МКК) можно использовать данные по обоим режимам.

Для дальнейшего анализа соответствия коррозионных поражений на алюминевом сплаве системы Al–Li–Cu, нанесенных электрохимическим способом путем комбинированного АР, и коррозионных поражений, образующихся в результате натурных испытаний [23, 24], проведено сравнение влияния указанных коррозионных поражений на величину предела прочности (рис. 6).

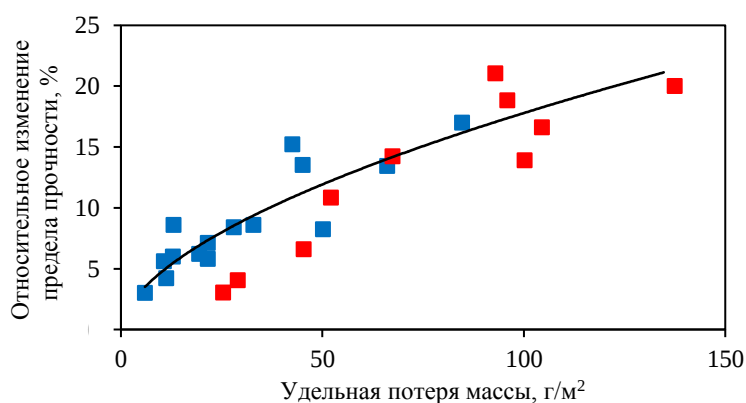


Рис. 6. Зависимость относительного изменения предела прочности образцов из сплава системы Al–Li–Cu от величины их удельной потери массы после проведения натурной экспозиции (■) и комбинированного анодного растворения (■) [23, 24]

Зависимости относительного изменения механической характеристики (предела прочности) образцов из сплава системы Al–Li–Cu от величины их удельной потери массы после проведения натурной экспозиции и комбинированного АР при больших значениях ($>50 г/м^2$) потери массы (или величины удельного количества электричества

АР) практически совпадают. Таким образом, выбранное соотношение количества электричества при растворении в нитратно-сульфатно-хлоридном и в сульфатно-хлоридном растворе (режим комбинированного АР) $Q_1/Q_2=2$ является оптимальным для нанесения коррозионных поражений на алюминиевые сплавы с невысокой склонностью к МКК для прогнозирования потерь их предела прочности. Вследствие совпадения данных, полученных после проведения натурных испытаний и комбинированного АР по выбранному режиму, другие соотношения количества электричества, приложенного в двух растворах, не рассматривались.

Для более детального анализа проведено сравнение данных по МКК. На рис. 7 представлено металлографическое исследование шлифов образцов из алюминиевого сплава системы Al–Li–Cu после проведения комбинированного АР с высоким значением удельного количества электричества и после натурной экспозиции [23, 24]. Как видно, межкристаллитные поражения очень похожи.

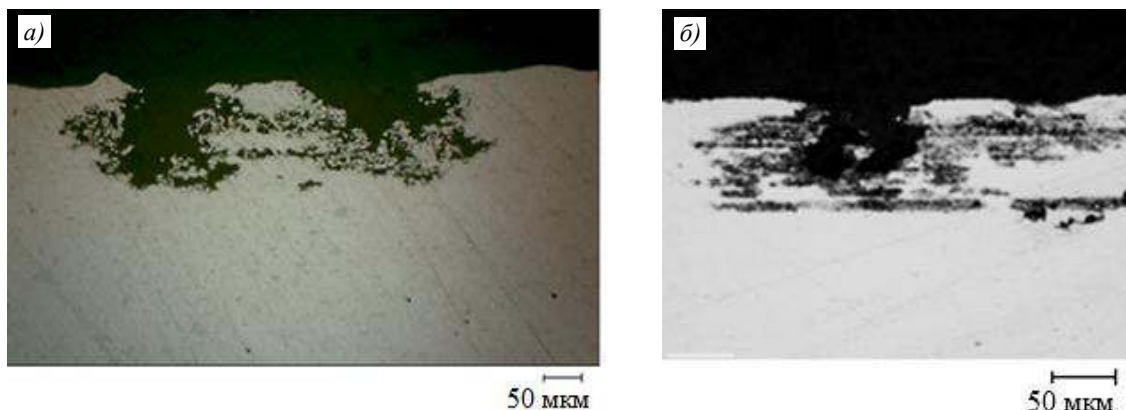


Рис. 7. Металлографическое исследование образцов из сплава системы Al–Li–Cu после проведения комбинированного анодного растворения (а) и после 1 года натурно-ускоренных испытаний с нанесением морской соли в концентрации 10 г/л (б) [23, 24]

На рис. 8 представлены данные по глубине МКК для образцов из сплава системы Al–Li–Cu, прошедших натурную экспозицию и комбинированное АР в зависимости от величины потери массы.

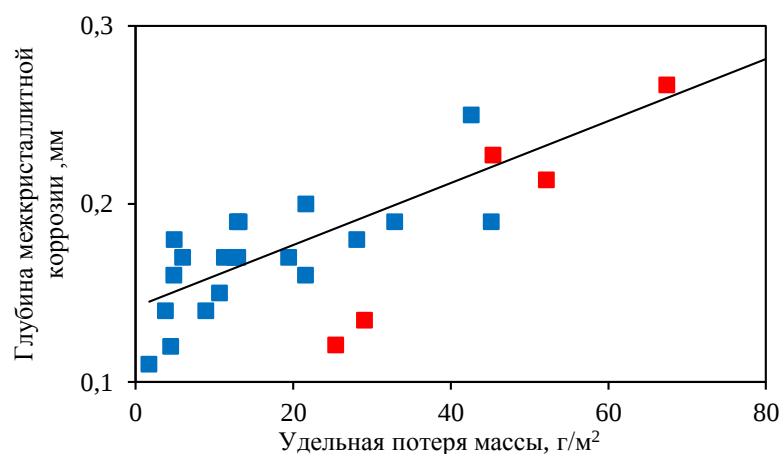


Рис. 8. Зависимость глубины межкристаллитной коррозии от величины удельной потери массы сплава системы Al–Li–Cu после проведения натурной экспозиции (■) и комбинированного анодного растворения (■) [23, 24]

Как видно из данных, представленных на рис. 8, на начальной стадии натуральных испытаний происходит сильное развитие МКК. Очевидно, что в этот период основное влияние на снижение прочностных свойств будут оказывать именно межкристаллитные коррозионные поражения. Поскольку при комбинированном АР до значений удельной потери массы $<50 \text{ г/м}^2$ значения глубин МКК оказываются меньше, чем при натуральных испытаниях при тех же значениях удельной потери массы, то и, соответственно, в этот период значения потерь предела прочности (рис. 6) также оказываются меньше.

Причиной столь высокой скорости МКК в начальный период натуральных испытаний, вероятно, является большая доля реакции по химическому механизму растворения алюминия после пробоя пассивной пленки в области границ зерен. Сегрегация катодных включений вблизи границ зерен приводит к большей разности потенциалов катодных и анодных участков, что способствует, согласно представлениям о механизме питтинговой коррозии [25, 26], большему значению тока пробоя, и, соответственно, к более значительному выделению энергии. Заметим, что МКК имеет общий электрохимический механизм с питтинговой коррозией [1].

При длительном протекании процессов коррозии алюминиевых сплавов даже с невысокой склонностью к МКК, а также с относительно малой скоростью коррозии при натуральных испытаниях (в отличие от ускоренных) большая доля химической реакции окисления алюминия на границе зерен приводит к большей скорости развития МКК. С использованием комбинированного АР такой скорости развития МКК при небольших значениях удельной потери массы ($<50 \text{ г/м}^2$) добиться не удалось. Скорее всего, за этот период добиться воспроизведения коррозионных поражений, идентичных происходящим при натуральных испытаниях, т. е. с таким же соотношением между питтинговой коррозией и МКК, с помощью АР в гальваностатическом режиме принципиально нельзя. Вероятно, это возможно реализовать с применением АР в импульсном режиме, что требует дополнительного исследования.

В дальнейшем при натуральных испытаниях из-за возрастания омической составляющей разности потенциалов вследствие диффузионных ограничений [27, 28] разность потенциалов между катодными и анодными участками уменьшается, что приводит к снижению скорости развития МКК. В результате при величине удельной потери массы $>50 \text{ г/м}^2$ при комбинированном АР значения глубин МКК становятся близки к значениям, полученным при натуральных испытаниях (рис. 8). С учетом нанесения питтинговых коррозионных поражений во время первой стадии комбинированного АР с тем же фактором питтинговой коррозии, как и при натуральных испытаниях [17], получено совпадение по величинам потери предела прочности после натуральных испытаний и после примененного режима комбинированного АР. Поскольку методика прогнозирования должна применяться на длительный период климатического воздействия, то можно заключить, что разработанный подход по нанесению коррозионных поражений на листовые полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с невысокой склонностью к МКК путем комбинированного АР и экспериментальное определение предела прочности работоспособны и могут использоваться при значениях удельной потери массы $>50 \text{ г/м}^2$.

Следует отметить, что величина удельной потери массы (или удельного количества электричества) при применении данной экспериментальной модели прогнозирования снижения предела прочности может быть использована в качестве критерия коррозионной повреждаемости алюминиевых сплавов, как это предложено в работах [29, 30].

Заключения

Разработана методика нанесения коррозионных поражений на листовые полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с невысокой склонностью к МКК путем комбинированного АР – сначала в нитратно-сульфатно-хлоридном растворе, а затем в сульфатно-хлоридном. Выбраны оптимальные режимы нанесения коррозионных поражений на

листовые полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с невысокой и высокой склонностью к МКК на основе их соответствия коррозионным поражениям, полученным при натурных испытаниях.

На основе методики нанесения коррозионных поражений на листовые полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с невысокой склонностью к МКК (на примере сплава системы Al–Li–Cu) предложена экспериментальная модель прогнозирования потери прочностных свойств, которая позволяет установить в качестве критерия коррозионной повреждаемости алюминиевых сплавов величину удельного количества электричества (или потери массы), необходимого для разработки методики прогнозирования атмосферной коррозии алюминиевых сплавов.

Библиографический список

1. Синявский В.С., Вальков В.Д., Будов Г.М. Коррозия и защита алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 224 с.
2. Agarwala V.S. Aircraft corrosion and aging: problems and controls // Proceedings of 15th ICC. Granada, 2002. P. 3–12.
3. Фейгенбаум Ю.М., Дубинский С.В. Влияние случайных эксплуатационных повреждений на прочность и ресурс конструкции воздушных судов // Научный вестник МГТУ ГА. 2013. №187. С. 83–91.
4. Садков В.В., Миркин И.И. Обеспечение коррозионной стойкости алюминиевых конструкций в самолетах «Ту» // Цветные металлы. 2006. №11. С. 73–76.
5. Фомина М.А., Каримова С.А. Анализ коррозионного состояния материалов планера самолетов типа «Су» после длительных сроков эксплуатации // Коррозия: материалы, защита. 2014. №9. С. 20–24.
6. Бутушин С.В., Ковалевский С.А., Шапкин В.С. Анализ коррозионных повреждений силовой конструкции планера самолетов типа Ан-24 // Научный вестник МГТУ ГА. 2008. №130. С. 41–47.
7. Бычков А.С., Игнатович С.Р., Моляр А.Г. Основные виды и причины разрушения конструктивных элементов из алюминиевых сплавов отечественных воздушных судов транспортной категории // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. 2015. №70. С. 136–151.
8. Илларионов Э.И., Колобнев Н.И., Горбунов П.З., Каблов Е.Н. Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике. М.: Наука, 2001. 192 с.
9. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys // Materials and Design. 2014. Vol. 56. P. 862–871.
10. Каримова С.А., Чесноков Д.В. Перспективные технологии для защиты от коррозии и ремонта авиационной техники // Новости материаловедения. Наука и техника. 2013. №4. Ст. 05. URL: <https://materialsnews.ru> (дата обращения: 26.08.2020).
11. Каблов Е.Н. Роль химии в создании материалов нового поколения для сложных технических систем // Тезисы докладов XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. Екатеринбург: УрО РАН, 2016. С. 25–26.
12. Кацура А.В. Исследование влияния коррозионных повреждений на долговечность элементов конструкций летательных аппаратов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Красноярск, 2001. 15 с.
13. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
14. Семин А.В. Метод уточнения характеристик живучести силовых элементов планера длительно эксплуатируемых воздушных судов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2011. 23 с.
15. Bellinger N.C., Liao M. Corrosion and fatigue modeling of aircraft structures // Corrosion Control in the Aerospace Industry. Woodhead Publishing, 2009. P. 172–191.
16. Кутырев А.Е., Чесноков Д.В. Анализ данных по натурным испытаниям алюминиевых сплавов и разработка их комплексных коррозионных испытаний // Коррозия, старение и биостойкость материалов в морском климате: материалы III Междунар. науч.-техн. конф. 2018. С. 80. URL: <https://conf.viam.ru> (дата обращения: 07.09.2020).

17. Кутырев А.Е., Чесноков Д.В., Антипов В.В., Вдовин А.И. Разработка раствора для нанесения коррозионных поражений на алюминиевых сплавах в гальваностатическом режиме // Труды ВИАМ. 2018. №9 (69). Ст. 11. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 21.09.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-105-118.
18. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Чесноков Д.В., Кутырев А.Е. Исследование применения комбинированного анодного растворения алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si–Cu с целью прогнозирования потери механических свойств при атмосферной коррозии // Авиационные материалы и технологии. 2020. №2 (59). С. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
19. 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.
20. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбил. науч.-техн. сб. М.: ВИАМ, 2007. С. 163–171.
21. Ключков Г.Г., Грушко О.Е., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.Ю. Промышленное освоение высокопрочного сплава В-1469 системы Al–Cu–Li–Mg // Труды ВИАМ. 2014. №7. Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-1-1.
22. Ключкова Ю.Ю., Ключков Г.Г., Романенко В.А., Бурляева И.П. Структура и свойства массивных прессованных полуфабрикатов из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ. 2015. №9. Ст. 04. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 13.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-9-4-4.
23. Курс М.Г. Метод расчета интегрального коэффициента коррозионного разрушения листов из деформируемых алюминиевых сплавов при натурно-ускоренных испытаниях: дис. ... канд. техн. наук. М., 2016. 147 с.
24. Курс М.Г., Антипов В.В., Луценко А.Н., Кутырев А.Е. Интегральный коэффициент коррозионного разрушения деформируемых алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2016. №3 (42). С. 24–32. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-24-32.
25. Szklarska-Smialowska Z. Pitting corrosion of aluminum // Corrosion Science. 1999. Vol. 41. P. 1743–1767.
26. 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.
27. Фрейман Л.И. Стабильность и кинетика развития питтингов // Итоги науки и техники. Сер.: Коррозия и защита от коррозии. 1985. Т. 11. С. 3–71.
28. Frankel G.S. Pitting corrosion of metals. Review of the critical factors // Journal of Electrochemical Society. 1998. Vol. 145. P. 2186–2198.
29. Луценко А.Н., Гриневич А.В., Каримова С.В. Прочностные характеристики материалов планера самолетов в условиях высокой влажности // Вопросы материаловедения. 2013. Т. 73. №1. С. 220–229.
30. Гриневич А.В., Нужный Г.А., Гулина И.В. Поиск критерия коррозионной повреждаемости // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S4. С. 29–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-29-33.

СПИСОК АВТОРОВ

Фамилия, имя, отчество	Должность, ученая степень	Контактная информация
Александров Д.А.	Ведущий инженер	ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» ГНЦ РФ +7(499)261-86-77, +7(499)263-87-25; e-mail: admin@viam.ru
Антипов В.В.	Заместитель генерального директора по науке, к.т.н.	
Барботько С.Л.	Начальник сектора, д.т.н.	
Баринов Д.Я.	Инженер 2 категории	
Боченков М.М.	Техник 1 категории	
Будиновский С.А.	Главный научный сотрудник, д.т.н.	
Валевин Е.О.	Заместитель начальника лаборатории	
Вдовин А.И.	Инженер	
Вольный О.С.	Ведущий инженер	
Горбовец М.А.	Заместитель начальника Испытательного центра ВИАМ, к.т.н.	
Горлов Д.С.	Ведущий инженер	
Гуляев И.Н.	Заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н.	
Доронин О.Н.	Начальник лаборатории, к.т.н.	
Дуюнова В.А.	Начальник научно-исследовательского отделения, к.т.н.	
Железина Г.Ф.	Начальник сектора, к.т.н.	
Заклякова О.В.	Инженер 2 категории	
Зеленина И.В.	Ведущий инженер-технолог	
Зуев А.В.	Заместитель начальника лаборатории, к.т.н.	
Кан А.Ч.	Инженер 1 категории	
Колобков А.С.	Начальник лаборатории, к.т.н.	
Конокотин С.П.	Ведущий инженер	
Куко И.С.	Инженер	
Кулагина Г.С.	Старший научный сотрудник, к.х.н.	
Курбаткина Е.И.	Начальник лаборатории, к.т.н.	
Кутырев А.Е.	Ведущий научный сотрудник, к.х.н.	

Фамилия, имя, отчество	Должность, ученая степень	Контактная информация
Лаптев А.Б.	Главный научный сотрудник, д.т.н.	ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» ГНЦ РФ +7(499)261-86-77, +7(499)263-87-25; e-mail: admin@viam.ru
Леонов А.А.	Начальник лаборатории	
Назаркин Р.М.	Ведущий инженер	
Новиков А.А.	Техник	
Павлов М.Р.	Старший научный сотрудник, к.т.н.	
Певчев Д.И.	Техник 1 категории	
Рыжков П.В.	Инженер	
Славин А.В.	Начальник Испытательного центра, д.т.н.	
Трофимов Н.В.	Инженер	
Уридия З.П.	Ведущий научный сотрудник, к.т.н.	
Хасков М.А.	Ведущий научный сотрудник, к.х.н.	
Чесноков Д.В.	Начальник лаборатории	
Яцюк И.В.	Кандидат технических наук	
Заричняк Ю.П.	Профессор, д.ф.-м.н.	ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский университет ИТМО»; e-mail: od@itmo.ru
Коробейничев О.П.	Главный научный сотрудник, д.ф.-м.н., профессор	ФГБУН «Институт химической кинетики и горения им. В.В. Воеводского» СО РАН; e-mail: admin@kinetics.nsc.ru
Шмаков А.Г.	Заведующий лабораторией, д.т.н.	

ТРЕБОВАНИЯ К РУКОПИСИ СТАТЬИ ПРИ ПОДГОТОВКЕ К ИЗДАНИЮ

1. Рукопись предоставляется в Редакционно-издательский отдел ФГУП «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. Рекомендуется следующая структура рукописи:
 - заголовок статьи;
 - сведения об авторах;
 - реферат;
 - ключевые слова;
 - введение;
 - материалы и методы;
 - результаты;
 - обсуждение и заключения;
 - благодарности (при необходимости);
 - список литературы.
8. Рекомендуемый объем рукописи от – 15 000 до 30 000 знаков, включая пробелы.
9. Основные технические параметры рукописи:
 - шрифт – Times New Roman;
 - размер шрифта – 12;
 - интервал – 1,5;
 - поля: верхнее – 2; нижнее – 2,5; левое – 2,5; правое – 2,5;
 - автоматическая расстановка переносов;
 - 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