



ТРУДЫ ВИАМ



ТРУДЫ ВИАМ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ЖУРНАЛ

ИЗДАЕТСЯ С 2013 ГОДА

№ 12 (118) декабрь 2022

Учредитель периодического издания:

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакционный совет

Председатель совета – главный редактор:

Каблов Е.Н. академик РАН, профессор

Заместитель председателя совета – заместитель главного редактора:

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

Члены совета:

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

Издатель: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакция:

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

Адрес редакции:

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

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

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

ТРУДЫ ВИАМ

TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

Легкие сплавыLight-metal alloys

Ходакова Е.А., Свиридов А.В., Скупов А.А.,
Стельникович А.Ю. Создание неразъем-
ных соединений методом плазменной
сварки (обзор)

3

Khodakova E.A., Sviridov A.V., Skupov A.A.,
Stelnikovich A.Yu. Creation of plasma weld-
ing joints (review)

Полимерные материалыPolymer materials

Правада Е.С., Вахрушева Я.А., Гераси-
мов Д.М., Чайкун А.М. Каучуки для герме-
тизирующих материалов (обзор)

14

Pravada E.S., Vakhrusheva Ya.A., Gerasi-
mov D.M., Chaikun A.M. Rubber-based
sealants (review)

Композиционные материалыComposite materials

Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Быстри-
кова Д.В., Грачева А.Д. Углепластик на ос-
нове объемно-армирующей плетеной
преформы для элемента лопасти
воздушного винта

27

Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V.,
Gracheva A.D. Carbon fiber based on a vol-
ume-reinforcing braided preform for an ele-
ment of a propeller blade

Королев Д.В., Валеев Р.А., Моргунов Р.Б.,
Пискорский В.П. Влияние терми-
ческой обработки спеченных магнитов
Pr-Dy-Fe-Co-B на их коэрцитивную
силу

39

Korolev D.V., Valeev R.A., Morgunov R.B., Pis-
korsky V.P. Effect of heat treatment of sin-
tered Pr-Dy-Fe-Co-B magnets on their co-
ercivity

Иванов М.С., Сагомонова В.А., Морозова В.С.
Отечественный термопластичный уг-
лепластик на основе полиэфирэфир-
кетона

49

Ivanov M.S., Sagomonova V.A., Morozova V.S.
Domestic thermoplastic carbon plastic
based on polyetheretherketone

Ходыкин Л.Г., Няфкин А.Н., Косолапов Д.В.,
Жабин А.Н. Лазерная сварка металличе-
ских композиционных материалов на ос-
нове алюминиевого сплава, армирован-
ного тугоплавкими частицами SiC (обзор)

63

Khodykin L.G., Nyafkin A.N., Kosolapov D.V.,
Zhabin A.N. Laser welding of metal com-
posite materials based on aluminium alloy
reinforced with refractory particles SiC
(review)

Пономаренко Л.А. Механические свойства
полимерных композиционных материа-
лов на основе трикотажных наполнителей
с модифицированной структурой (обзор)

76

Ponomarenko L.A. Mechanical properties of
polymer composite materials based on knit-
ted fillers with modified structure (review)

**Защитные и функциональные
покрытия**

Александров Д.А., Горлов Д.С. Исследования эрозионной стойкости и остаточных напряжений в слоистых ионно-плазменных покрытиях

Козлов И.А., Фомина М.А., Демин С.А., Бенариев И., Хмелева К.М. Использование металлопорошковых композиций для устранения дефектов деталей из сплава ВАС-1 методом холодного газодинамического напыления

Испытания материалов

Чертищев В.Ю., Бойчук А.С., Диков И.А., Горбовец М.А. Оценка глубины залегания дефектов в многослойных сотовых конструкциях из ПКМ при импедансном контроле серийными дефектоскопами

Лаптев А.Б., Железняк В.Г., Турова Т.П., Соколова Д.Ш., Назина Т.Н. Влияние присутствия токсичных добавок в составе полимерного материала на процессы его биодеструкции в морской воде

Горбовец М.А., Ходинев И.А., Монин С.А. Испытания конструкционных металлических материалов на скорость роста трещины усталости в коррозионно-активной среде (обзор)

**Protective and functional
coatings**

87 **Alexandrov D.A., Gorlov D.S. The Research of erosion resistance and residual stresses in layered ion-plasma coatings**

96 **Kozlov I.A., Fomina M.A., Demin S.A., Benarieb I., Khmeleva K.M. Use of metal powder compositions to remove defects of parts from VAS-1 alloy by cold gas-dynamic spraying method**

Material tests

107 **Chertishchev V.Yu., Boichuk A.S., Dikov I.A., Gorbovets M.A. Estimation of defect depth in multilayer PCM honeycomb during impedance testing with serial detectors**

121 **Laptev A.B., Zheleznyak V.G., Tourova T.P., Sokolova D.Sh., Nazina T.N. The effect of the presence of toxic additives in the polymer material on the processes of its biodegradation in seawater**

135 **Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Monin S.A. Tests of structural metallic materials for the fatigue crack growth rate in a corrosive environment (review)**

Научная статья

УДК 621.791

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12- 3-13

СОЗДАНИЕ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКИ (обзор)

Е.А. Ходакова¹, А.В. Свиридов¹, А.А. Скупов¹, А.Ю. Стельникович¹

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

Аннотация. Показана история развития плазменных технологий и отражены значительные достижения ученых из разных стран мира в области плазменной сварки. Приведены основные особенности технологических процессов, в которых источником нагрева является плазма. Показано, что в настоящее время перспективным направлением развития плазменной сварки является комбинированное и гибридное использование двух и более источников нагрева при формировании сварного соединения. Представлено описание оборудования для плазменной сварки.

Ключевые слова: плазменная сварка, плазма, микроплазменная сварка, гибридные процессы, алюминиевые сплавы

Для цитирования: Ходакова Е.А., Свиридов А.В., Скупов А.А., Стельникович А.Ю. Создание неразъемных соединений методом плазменной сварки (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-3-13.

Scientific article

CREATION OF PLASMA WELDING JOINTS (review)

E.A. Khodakova¹, A.V. Sviridov¹, A.A. Skupov¹, A.Yu. Stelnikovich¹

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

Abstract. Main achievements of recent years in the field of plasma welding, made by scientists from around the world and the history of the development of plasma technologies showed in the article. Main features of technological processes in which the source of heating is plasma are given. It is shown that at present a promising direction in plasma welding development is the combined and hybrid use of two or more heat sources in the formation of a welded joint. The description of equipment for plasma welding is presented.

Keywords: plasma welding, plasma, microplasma welding, hybrid processes, aluminum alloys

For citation: Khodakova E.A., Sviridov A.V., Skupov A.A., Stelnikovich A.Yu. Creation of plasma welding joints (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-3-13.

Введение

Создание перспективных изделий авиационной и ракетно-космической техники не представляется возможным без успешного решения вопросов, связанных с разработкой материалов и технологий изготовления неразъемных соединений, основной из которых является сварка. Возросшие требования к сварным соединениям по остаточным деформациям, формированию шва и качеству его поверхности, механическим,

антикоррозионным и другим свойствам обуславливают необходимость разработки процессов с использованием высококонцентрированных источников энергии, в частности сжатой дуги [1–6].

Особенностями сварки в авиационной промышленности являются малый объем производства, высокая себестоимость, исключительная надежность и тяжелые условия эксплуатации. Эти факторы зачастую требуют применения концентрированных источников тепла, таких как плазма, лазер и электронный луч, вместо дуги для сварки ответственных конструкций [7].

Преимущества плазменной сварки заключаются в стабильности горения дуги, высокой производительности и низких сварочных деформациях. При этом затраты на сварку невысокие, особенно в сравнении с лазерной и электронно-лучевой технологиями [8].

Экспериментальная оценка тепловой эффективности плазменных процессов проведена многими авторами по результатам калориметрирования [9–14]. Таким образом, при плазменной резке термический КПД процесса составляет 80–85 %, а при плазменном напылении 0,7–0,8 %. Результаты калориметрирования для воздушно-плазменной резки, представленные в работе [15], показали, что 76–81 % энергии идет на нагрев изделия.

Плазменная сварка хорошо зарекомендовала себя для соединения тонких и очень тонких (0,05–1,5 мм) изделий и узлов. Это стало возможным благодаря жесткому контролю тепловложения. Данная технология широко применяется и для сварки изделий средних толщин (3–20 мм) из низкоуглеродистых, низколегированных, высокопрочных и коррозионностойких сталей, никелевых, титановых и алюминиевых сплавов, а также из меди и ее сплавов. Наряду с обычными условиями плазменная сварка используется для соединения металлов под водой и в вакууме [16].

В последние годы достигнут значительный прогресс в повышении стабильности процесса плазменной дуговой сварки, увеличении ее глубины проплавления и качества, что способствует широкому внедрению этого метода вместо традиционных дуговых процессов [17].

Разработаны технологические рекомендации по сварке закрытой сжатой дугой ряда металлов. Создана серия горелок, получивших широкое применение при производстве тонкостенных конструкций, металлорукавов, труб капилляров, а также при сварке неповоротных стыков труб [18].

В данной статье отражены основные достижения исследователей из разных стран мира в области плазменной сварки различных металлов и показана история развития изучаемого технологического процесса для создания неразъемных соединений.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.8. «Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19].

История развития плазменных технологий

Процесс плазменной дуговой сварки и резки изобретен Робертом М. Гейджем в 1953 г. и запатентован в 1957 г. [20]. Развитие плазменных технологий началось с изучения физических и энергетических характеристик сжатой дуги в инертном газе (аргоне) и определения ее технологических возможностей. В СССР исследования по вопросу плазменной сварки и резки стали проводиться в 1956 г., а интенсивные систематические исследования выполнены в Институте металлургии им. А.А. Байкова под руководством Н.Н. Рыкалина [21].

В 1960-х гг. достигнуты определенные успехи в этом направлении. Исследования малоамперной сжатой дуги в среде аргона, проведенные в Институте электросварки им. Е.О. Патона и Национальном институте авиационных технологий, показали ряд преимуществ применения плазменной сварки для тонколистовых материалов в сравнении с обычной аргоно-дуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом. Замечено, что качество сварных соединений повышается не только из-за увеличения концентрации энергии, но и главным образом благодаря большей стабильности процесса, связанной с исключением блуждания дуги и уменьшением колебаний ее длины. Режим процесса плазменной сварки регулируется за счет изменения величины и вида тока, а также расхода и состава плазмообразующего газа.

В работе [22] представлено сравнение процессов дуговой и плазменной сварки с точки зрения технологических возможностей, экономической эффективности и экологических особенностей. Сделан вывод о возможной перспективе – вытеснении аргоно-дуговой сварки (доля ее использования составляет 40–50 %) плазменными технологиями, которые, по прогнозам, будут широко распространены в нефтеперерабатывающей отрасли для сварки алюминиевых труб.

Сварка закрытой сжатой дугой. Данный способ сварки в непрерывном и импульсном режимах разработан в середине 1960-х гг. в Национальном институте авиационных технологий под руководством А.В. Петрова и внедрен на ряде предприятий СССР [23].

Рассматриваемая технология реализуется в микрокамере из медного сплава или стали, которая охлаждается водой [16].

В статье [24] представлены результаты применения закрытой сжатой дуги для механизированной сварки продольных и кольцевых швов. По сравнению с использованием открытой дуги, стабильность протекания данного процесса сварки и формирования шва выше. Кроме того, при сварке титанового сплава закрытой сжатой дугой отмечается отсутствие газовой пористости.

Плазменная сварка в вакууме полым неплавящимся катодом. В конце 1960-х и начале 1970-х гг. в нашей стране и за рубежом (Япония, США, Франция) исследуются плазмотроны с полым катодом. Процесс проводят в камере при определенном давлении и используют обычно для соединения тугоплавких и химически активных сплавов толщиной от 1 до 20 мм – например, для сварки титановых шаробаллонов.

В 1980-х гг. в Научно-исследовательском институте точного машиностроения разработан комплекс оборудования для сварки термоэмиссионным полым катодом в вакууме узлов из титановых сплавов, включающий головку для сварки, аппаратуру управления данным процессом, системы возбуждения дугового разряда и газоснабжения. Оборудование для сварки термоэмиссионным полым катодом в вакууме монтируется в серийных вакуумных камерах, применяемых на предприятиях для электронно-лучевой сварки (например, установки ЭЛУ-4 или ЭЛУ-5) или дуговой сварки в контролируемой атмосфере. Комплекс предназначен для сварки химически активных сплавов, в том числе титановых сплавов толщиной от 3 до 10 мм [25–29].

Микроплазменная сварка. В начале 1970-х гг. наиболее бурное развитие и широкое промышленное применение в СССР получает технология микроплазменной сварки, разработанная швейцарскими фирмами Secheron и Messer Griesheim в середине 1960-х гг. [30]. Микроплазменная дуга используется для соединения тонкостенных изделий (0,025–0,8 мм). Высокая степень сжатия плазменной струи позволяет уменьшить деформацию изделия и получить узкий сварной шов и малую зону термического влияния [31, 32].

Проводятся исследовательские работы, направленные на оценку эффективности применения технологии микроплазменной сварки для соединения материалов

(аустенитные нержавеющие стали, титановые и жаропрочные никелевые сплавы), используемых в изделиях авиационной техники [33, 34].

В статье [35] представлены примеры использования микроплазменной дуги в процессах сварки, наплавки и переплава. Отмечено, что применение микроплазмы позволяет получать качественные соединения из разноименных материалов. Кроме того, сделан вывод о том, что рассматриваемая технология является альтернативой более трудоемким процессам лазерной и электронно-лучевой сварки.

В 2000-х гг. появились плазмотроны с *пароводяной плазмой*. В плазмотронах с водяной стабилизацией дуга находится внутри водяной трубки, которая, не давая дуговому разряду отклоняться, стабилизирует тем самым его положение в пространстве. При этом часть воды испаряется с внутренней поверхности трубки, превращаясь в пароводяную плазму.

Водяной пар является экологически чистым, взрывобезопасным безотходным соединением, благоприятно влияющим на санитарно-гигиенические условия труда [36]. Таким образом, пароводяные плазмотроны могут использоваться для плазменной резки, сварки и наплавки, а также в металлургии и плазмохимии [37, 38].

Следует отметить, что особое внимание в СССР и в мире уделялось сварке алюминиевых сплавов. Обширные исследования в этой области проводились в Институте электросварки им. Е.О. Патона. С конца 1960-х гг. и по настоящее время разработаны различные способы плазменно-дуговой сварки [39]:

- переменным синусоидальным током;
- постоянным током обратной полярности (данный способ впервые применен в корпорации Thermal Dynamics Corp.);
- с чередованием полярностей на электроде и плазмообразующем сопле;
- разнополярным асимметричным током с прямоугольной формой его волны (способ Variable Polarity Plasma Arc Welding (VPPA) зарегистрировала фирма Hobart Brothers Inc.).

В статьях [18] проведен анализ тенденций развития плазменной сварки алюминиевых сплавов. Для расширения технологических возможностей и повышения стабильности процесса осуществляется разработка комбинированных плазменных технологий с использованием нескольких источников питания, подсоединенных к плазмотрону.

Возможность устойчивой работы плазмотрона с двумя дугами прямого действия при сварке током обратной полярности показана в работе [40]. Данный способ позволил в широком диапазоне управлять геометрическими параметрами сварного шва: увеличиваются глубина проплавления металла и зона катодной очистки, отсутствуют дефекты, формирование сварного шва – хорошее.

В статье [41] отмечена эффективность использования способа плазменной сварки в импульсном режиме при обратной полярности с полым катодом для соединения современных высокопрочных алюминиевых сплавов. Сделан вывод, что для повышения качества сварных соединений сплавов системы Al–Cu–Li перспективным является применение программируемой импульсной подачи плазмообразующего газа.

При этом в работе [42] отмечены следующие вехи в развитии плазменных технологий:

- 1973–1975 гг.: изучение параметров и условий стабильного формирования «кинжального» проплавления и его первое практическое применение;
- 1981–1986 гг.: исследование условий существования расплавленной ванны и промышленное применение в производстве сосудов высокого давления, разработка Национальным управлением по аэронавтике и исследованию космического пространства (НАСА) технологии VPPA для сварки алюминиевых сплавов;

- 1998–1999 гг.: дальнейшее изучение формирования «кинжального» проплавления и создание промышленного оборудования для сварки алюминиевых сплавов;
- 2002–2007 гг.: моделирование плазмы и развитие плазменных технологий для расширения области их применения.

Гибридные технологии

В настоящее время перспективным направлением развития технологии плазменной сварки является комбинированное и гибридное использование двух и более источников нагрева при формировании сварного соединения.

Лазерно-плазменная сварка. В статье [43] показаны перспективы применения технологии лазерно-плазменной сварки для тонколистовых материалов (например, из нержавеющей стали). Производительность гибридного способа сварки превышает производительность лазерной в 2–3 раза, а плазменной – до 4 раз.

В работе [44] рассмотрены особенности лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов. Гибридная лазерно-микроплазменная сварка (в сравнении с микроплазменной) позволяет в 1,5–2 раза уменьшить ширину сварного соединения, для нее характерны стабильность процесса на высоких скоростях сварки и отсутствие разбрызгивания.

Синергетические эффекты при гибридной лазерно-дуговой сварке могут привести к повышению эффективности процесса. Однако особенности взаимодействия источников энергии по-прежнему полностью не изучены. В работе [45], где рассматривается этот вопрос, показано, что рост эффективности процесса можно объяснить резким увеличением проплавляющей способности, тогда как эффективность энергетического взаимодействия увеличивается незначительно. Таким образом, синергетический эффект в основном вызван вторичными механизмами, которые меняют количество энергии внутри заготовки.

В статье [46] выделены преимущества лазерно-плазменной сварки: экономические – заключаются в частичной замене дорогой лазерной мощности на более дешевую плазменную и в возможности отказа от присадочного материала; технологические – связаны с уменьшением сварочных деформаций, снижением требований к подготовке свариваемых кромок, повышением производительности по сравнению с плазменной и лазерной сваркой.

Гибридная плазменно-дуговая сварка плавящимся электродом. Для формирования сварочной ванны одновременно используются сжатая дуга неплавящегося электрода и дуга плавящегося электрода. Этот процесс, позволяющий выполнять сварку толстостенных конструкций, за рубежом получил название Plasma-MIG.

В работах [47–50] приведены результаты исследования процесса гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом алюминиевых сплавов системы Al–Mg. Такой способ позволяет снизить массу используемой сварочной проволоки на 13 %, погонную энергию – на 20–40 %, остаточные деформации – на 25–40 % (по сравнению с импульсной дуговой сваркой плавящимся электродом). При этом прочностные характеристики повышаются. Кроме того, использование гибридного способа способствует повышению скорости сварки и, следовательно, ее производительности.

Оборудование для плазменной сварки

Плазменные установки состоят из плазмотрона (плазменной горелки), источника питания, механизма подачи присадочной проволоки, механизма перемещения плазмотрона, блока управления процессом, газового оборудования и системы охлаждения [51].

Плазмотрон включает два основных узла – электродный и сопловой. По типу рабочего процесса все многочисленные схемы плазмотронов можно разделить на три группы:

- плазмотроны с вихревой стабилизацией дуги;
- плазмотроны с магнитной стабилизацией дуги;
- плазмотроны со стабилизацией дуги стенками канала [52].

Для сварки используют плазмотроны с двумя основными схемами действия:

- плазмотроны прямого действия, в которых одним из электродов является обрабатываемый материал. Такой источник нагрева получил название сжатой дуги;
- плазмотроны косвенного действия, в которых активные пятна дуги находятся на вольфрамовом электроде и внутренней или боковой поверхностях сопла. Значение внутреннего КПД таких горелок (при больших расходах газа) достигает 50–70 %. В плазмотронах с дугой косвенного действия источник нагрева получил название плазменной струи [53]. Он применяется для обработки неэлектропроводных материалов (при металлизации).

Источник питания должен иметь падающую (крутопадающую, вертикальную) внешнюю вольт-амперную характеристику и повышенное напряжение холостого хода (60–80 В).

Заключение

Анализ передового отечественного и зарубежного опыта в области плазменной сварки показал, что исследования в данном направлении активно ведутся во многих странах мира с момента изобретения данной технологии. Существует огромное разнообразие технологических вариантов использования плазменного источника нагрева, позволяющего соединять практически все металлические материалы в широком диапазоне толщин во многих отраслях промышленности. В настоящее время наиболее перспективным направлением развития технологии плазменной сварки является комбинированное и гибридное использование двух и более источников нагрева.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
2. Kablov E.N., Lukin V.I., Antipov V.V. et al. Efficiency of Using Filler Materials in Laser Welding of High-Strength Aluminium-Lithium Alloys // *Welding International*. 2017. Vol. 31. No. 9. P. 717–721.
3. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Сварка и пайка в авиакосмической промышленности // Тр. Всерос. науч.-практ. конф. «Сварка и безопасность». Якутск: ИФТПС СО РАН, 2012. С. 21–30.
4. Свиридов А.В., Скупов А.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Голев Е.В. Особенности создания неразъемных соединений из синтезированного материала марки ЭП648 // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.05.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-17-29.
5. Пантелеев М.Д., Бакрадзе М.М., Скупов А.А., Щербаков А.В., Белозор В.Е. Технологические особенности сварки плавлением алюминиевого сплава В-1579 // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-11-17.
6. Фомин В.М., Маликов А.Г., Оришич А.М., Антипов В.В., Клочков Г.Г., Скупов А.А. Влияние термической обработки на структуру сварных соединений листов из сплава В-1469 системы Al–Cu–Li, полученных лазерной сваркой // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 1 (50). С. 9–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18.
7. Prasad K.S., Rao C.S., Rao D.N. Advances in Plasma Arc Welding: a review // *Journal of Mechanical Engineering and Technology*. 2012. Vol. 4. No. 1. P. 35–59.
8. Liu Z., Zhao Q., Li D. Study of hollow cathode penetrating arc welding technology // *Journal of Materials Processing Technology*. 2002. Vol. 123. Is. 3. P. 382–384.
9. Эсибян Э.М. Воздушно-плазменная резка // *Автоматическая сварка*. 2000. № 12. С. 6–18.

10. Михайлов Б.И. Электродуговые генераторы пароводяной плазмы // Теплофизика и аэромеханика. 2002. Т. 9. № 4. С. 597–612.
11. Васильев К.В. Особенности плазменно-дуговой резки в азотно-кислородных смесях (обзор) // Автоматическая сварка. 2000. № 12. С. 21–25.
12. Патон Б.Е., Гвоздецкий В.С., Дудко Д.А. и др. Микроплазменная сварка. Киев: Наукова думка, 1979. 248 с.
13. Нефедов Б.Б., Лялякин В.П. Развитие плазменной сварки и наплавки за рубежом // Сварочное производство. 1998. № 3. С. 21–27.
14. Переpletчиков Е.Ф. Плазменная наплавка // Сварщик. 2000. № 2. С. 8–11.
15. Балановский А.Е. Плазменные технологии в промышленности: состояние и перспективы // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 6. С. 9–14.
16. Сварка. Резка. Контроль: справочник в 2 т. / под общ. ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышева. М.: Машиностроение, 2004. Т. 1. 624 с.
17. Sahoo A., Tripathy S. Development in plasma arc welding process: a review // Materials Today: Proceedings. 2021. Vol. 41. Part 2. P. 363–368.
18. Овчинников В.В., Дриц А.М., Растопчин Р.Н., Гуреева М.А. Современные тенденции развития технологии плазменной сварки алюминиевых сплавов // Машиностроение и инженерное образование. 2016. № 3 (48). С. 10–23.
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. Arc torch and process: pat. US 2806124A; filed 26.07.55; publ. 10.09.57.
21. Рыкалин Н.Н., Кулагин И.Д., Николаев А.В. Тепловые характеристики взаимодействия плазменной струи с нагреваемым телом // Автоматическая сварка. 1963. № 6. С. 3–13.
22. Мустаев З.Р., Сараев Р.С., Шихамиров Р.А. Аргонодуговая и плазменная технологии сварки: технико-технологический анализ и экономическая оценка // Сб. тр. конф. «Исследование инновационного потенциала общества и формирование направлений его стратегического развития». Курск: ЮЗГУ, 2016. С. 172–176.
23. Петров А.В., Славин Г.А., Вербицкий В.Г. Исследование тепловой эффективности процесса сварки сжатой дугой тонколистового материала // Сварочное производство. 1967. № 2. С. 6–8.
24. Матюшкин Б.А., Денисов В.И., Толкачев А.А., Чавдаров А.В., Лялякин В.П. Плазменная сварка закрытой сжатой дугой // Сварочное производство. 2016. № 4. С. 37–39.
25. Бараев А.В., Ильинский А.М., Кулик В.И., Неровный В.М. Оборудование и технологии сварки термоэмиссионным полым катодом в вакууме // Сварочное производство. 2017. № 5. С. 37–41.
26. Способ импульсной дуговой сварки полым катодом в вакууме: а. с. SU 1365513 A1; заявл. 06.08.85; опубл. 20.06.05.
27. Неровный В.М. Повышение эффективности и ресурса работы полого катода для сварки в вакууме // Сварка и диагностика. 2011. № 1. С. 6–12.
28. Baraev A.V., Il'inskii A.M., Kulik V.I., Nerovnyi V.M. Equipment and technology for welding with a thermoemission hollow cathode in vacuum // Welding International. 2018. No. 32 (10). P. 667–671.
29. Анисимов Ю.А., Медовар Б.И., Патон Б.Е. и др. Сварка в СССР. М.: Наука, 1981. Т. 1: Развитие сварочной техники и науки о сварке. Технологические процессы, сварочные материалы и оборудование. 624 с.
30. Micro-Plasma-Lichtbogenschweisverfahren für die Verbindung sehr dünner Bleche // Schweisstechnik/Soudure. 1965. No. 12. P. 455–458.
31. Sharma A., Chaturvedi R., Saraswat M., Kalra R. Weld reliability characteristics of AISI 304L steels welded with MPAW (Micro Plasma Arc Welding) // Materials Today: Proceedings. 2022. No. 60. P. 1966–1972.
32. Szustaa J., Tüzünb N., Karakaş Ö. Monotonic mechanical properties of titanium grade 5 (6Al–4V) welds made by microplasma // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 2019. No. 100. P. 27–38.

33. Baruah M., Prasad S.B., Tudu N. et al. Experimental investigation of Inconel welded joints formed by pulsed micro plasma welding // *Materials Today: Proceedings*. 2020. No. 33. P. 5751–5756.
34. Golanski D., Chmielewski T., Skowronska B., Rochalski D. Advanced Applications of Micro-plasma Welding // *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2018. No. 5. P. 53–63.
35. Михайлов Б.И. Пароводяная плазма – оптимальнейшая среда для многих плазменных технологий // *Вестник ВСГУТУ*. 2013. № 6 (45). С. 77–82.
36. Пароводяной плазмотрон: пат. 2263564С1 Рос. Федерация; заявл. 22.03.04; опубл. 10.11.05.
37. Пароводяной плазмотрон: пат. 2268558С2 Рос. Федерация; заявл. 02.02.04; опубл. 20.01.06.
38. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Руководство для инженеров. СПб.: Политех. ун-т, 2013. 406 с.
39. Щицын Ю.Д., Гилев И.А., Белинин Д.С., Неулыбин С.Д., Баженов А.М. Плазменная сварка алюминиевых сплавов при работе двухдугового плазмотрона на токе обратной полярности // *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. 2015. Т. 17. № 3. С. 61–70.
40. Овчинников В.В., Растопчин Р.Н. Плазменная сварка высокопрочных алюминиевых сплавов // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. 2020. № 7 (109). С. 3–11.
41. Prasad K.S., Rao C.S., Rao D.N. Advances in Plasma Arc Welding: a review // *Journal of Mechanical Engineering and Technology*. 2012. Vol. 4. No. 1. P. 35–59.
42. Кривцун И.В., Бушма А.И., Хаскин В.Ю. Гибридная лазерно-плазменная сварка нержавеющей сталей // *Автоматическая сварка*. 2013. № 3 (719). С. 48–52.
43. Шелягин В.Д., Оришич А.М., Хаскин В.Ю. и др. Технологические особенности лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов // *Автоматическая сварка*. 2014. № 5. С. 35–41.
44. Hipp D., Mahrle A., Beyer E. et al. Thermal Efficiency Analysis for Laser-Assisted Plasma ArcWelding of AISI 304 Stainless Steel // *Materials*. 2019. No. 12. P. 1–14.
45. Бушма А.И. Современное состояние гибридной лазерноплазменной сварки (обзор) // *Автоматическая сварка*. 2015. № 8 (744). С. 20–27.
46. Коржик В.Н., Хаскин В.Ю., Гринюк А.А. и др. Исследование технологических особенностей гибридной плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов // *Sciences of Europe*. 2016. No. 6-2 (6). P. 45–51.
47. Коржик В.Н., Хаскин В.Ю., Гринюк А.А. и др. Особенности формирования швов при гибридной плазменно-дуговой сварке алюминиевых сплавов // *American Scientific Journal*. 2016. No. 5. P. 36–43.
48. Коржик В.Н., Хаскин В.Ю., Гринюк А.А. и др. Изучение порообразования при гибридной плазменно-дуговой сварке алюминиевых сплавов // *Восточно-Европейский научный журнал*. 2016. Т. 12. № 16. С. 104–110.
49. Бабищ А.А., Коржик В.Н., Хаскин В.Ю. и др. Исследование напряженно-деформированного состояния симметричных стыковых сварных соединений при автоматической гибридной сварке PLASMA-MIG // *Colloquium-journal*. 2020. No. 17-2 (69). P. 33–40.
50. Гринюк А.А., Коржик В.Н., Шевченко В.Е. и др. Основные тенденции развития плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов // *Автоматическая сварка*. 2015. № 11. С. 39–50.
51. Сварка в машиностроении: справочник в 4 т. М.: Машиностроение, 1978. Т. 1. 504 с.
52. Коротеев А.С., Миронов В.М., Свирчук Ю.С. Плазмтроны: конструкции, характеристики, расчет. М.: Машиностроение, 1993. 296 с.
53. Колганов Л.А. Сварочное производство: учеб. пособие. Ростов н/Д: Феникс, 2002. 512 с.

References

1. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
2. Kablov E.N., Lukin V.I., Antipov V.V. et al. Efficiency of Using Filler Materials in Laser Welding of High-Strength Aluminium-Lithium Alloys. *Welding International*, 2017, vol. 31, no. 9, pp. 717–721.

3. Kablov E.N., Lukin V.I., Ospennikova O.G. Welding and soldering in the aerospace industry. *All-Rus. scientific-practical conf. «Welding and Safety»*. Yakutsk: IFTPS SO RAN, 2012, pp. 21–30.
4. Sviridov A.V., Skupov A.A., Afanasev-Khodykin A.N., Golev E.V. Special aspects of manufacturing of fixed joints from synthesized material EP648. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 18, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-17-29.
5. Panteleev M.D., Bakradze M.M., Skupov A.A., Scherbakov A.V., Belozor V.E. Technological features of fusion welding of aluminum alloy V-1579. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3 (52), pp. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-11-17.
6. Fomin V.M., Malikov A.G., Orishich A.M., Antipov V.V., Klochkov G.G., Skupov A.A. Heat treatment effect on structure of joint weld sheets from V-1469 alloy of Al–Cu–Li system manufactured by laser welding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 9–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18.
7. Prasad K.S., Rao C.S., Rao D.N. Advances in Plasma Arc Welding: a review. *Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 2012, vol. 4, no. 1, pp. 35–59.
8. Liu Z., Zhao Q., Li D. Study of hollow cathode penetrating arc welding technology. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, vol. 123, is. 3, pp. 382–384.
9. Esibyan E.M. Air-plasma cutting. *Avtomaticheskaya svarka*, 2000, no. 12, pp. 6–18.
10. Mikhailov B.I. Electric arc generators of steam-water plasma. *Thermophysics and Aeromechanics*, 2002, vol. 9, no. 4, pp. 597–612.
11. Vasiliev K.V. Features of plasma-arc cutting in nitrogen-oxygen mixtures (review). *Avtomaticheskaya svarka*, 2000, no. 12, pp. 21–25.
12. Paton B.E., Gvozdetsky B.C., Dudko D.A. et al. *Microplasma welding*. Kyiv: Naukova dumka, 1979, 248 p.
13. Nefedov B.B., Lyalyakin V.P. Development of plasma welding and surfacing abroad. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1998, no. 3, pp. 21–27.
14. Perepletchikov E.F. Plasma surfacing. *Svarshchik*, 2000, no. 2, pp. 8–11.
15. Balanovsky A.E. Plasma technologies in industry: current state and prospects. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroenii*, 2007, no. 6, pp. 9–14.
16. *Welding. Cutting. Control: a reference book in 2 vols.* Ed. N.P. Aleshin, G.G. Chernyshev. Moscow: Mashinostroenie, 2004, vol. 1, 624 p.
17. Sahoo A., Tripathy S. Development in plasma arc welding process: a review. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 41, part 2, pp. 363–368.
18. Ovchinnikov V.V., Drita A.M., Rastopchin R.N., Gureeva M.A. Modern trends in the development of technology for plasma welding of aluminum alloys. *Mashinostroyeniye i inzhenernoye obrazovanie*, 2016, no. 3 (48), pp. 10–23.
19. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
20. *Arc torch and process*: pat. US 2806124A; filed 26.07.55; publ. 10.09.57.
21. Rykalin N.N., Kulagin I.D., Nikolaev A.V. Thermal characteristics of the interaction of a plasma jet with a heated body. *Avtomaticheskaya svarka*, 1963, no. 6, pp. 3–13.
22. Mustaev Z.R., Saraev R.S., Shikhamirov R.A. Argon-arc and plasma welding technologies: technical and technological analysis and economic assessment. *Paper of conf. "Research of the innovative potential of society and the formation of directions for its strategic development"*. Kursk: SWGU, 2016, pp. 172–176.
23. Petrov A.V., Slavin G.A., Verbitsky V.G. Investigation of the thermal efficiency of the process of welding with a compressed arc of thin sheet material. *Svarochnoye proizvodstvo*, 1967, no. 2, pp. 6–8.
24. Matyushkin B.A., Denisov V.I., Tolkachev A.A., Chavdarov A.V., Lyalyakin V.P. Plasma welding with a closed compressed arc. *Svarochnoye proizvodstvo*, 2016, no. 4, pp. 37–39.

25. Baraev A.V., Ilyinsky A.M., Kulik V.I., Nerovny V.M. Equipment and technologies for welding with a thermionic hollow cathode in vacuum. *Svarochnoye proizvodstvo*, 2017, no. 5, pp. 37–41.
26. *The method of pulsed arc welding with a hollow cathode in a vacuum*: certificate of authorship SU 1365513 A1; filed 06.08.85; publ. 20.06.05.
27. Irrovny V.M. Improving the efficiency and service life of the hollow cathode for welding in vacuum. *Svarka i diagnostika*, 2011, no. 1, pp. 6–12.
28. Baraev A.V., Il'inskii A.M., Kulik V.I., Nerovnyi V.M. Equipment and technology for welding with a thermoemission hollow cathode in vacuum. *Welding International*, 2018, no. 32 (10), pp. 667–671.
29. Anisimov Yu.A., Medovar B.I., Paton B.E. et al. *Welding in the USSR*. Moscow: Nauka, 1981, vol. 1: Development of welding technology and the science of welding. Technological processes, welding materials and equipment, 624 p.
30. Micro-Plasma-Lichtbogenschweissverfahren für die Verbindung sehr dünner Bleche. *Schweisstechnik/Soudure*, 1965, no. 12, pp. 455–458.
31. Sharma A., Chaturvedi R., Saraswat M., Kalra R. Weld reliability characteristics of AISI 304L steels welded with MPAW (Micro Plasma Arc Welding). *Materials Today: Proceedings*, 2022, no. 60, pp. 1966–1972.
32. Szustaa J., Tüzünb N., Karakaş Ö. Monotonic mechanical properties of titanium grade 5 (6Al–4V) welds made by microplasma. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2019, no. 100, pp. 27–38.
33. Baruah M., Prasad S.B., Tudu N. et al. Experimental investigation of Inconel welded joints formed by pulsed micro plasma welding. *Materials Today: Proceedings*, 2020, no. 33, pp. 5751–5756.
34. Golanski D., Chmielewski T., Skowronska B., Rochalski D. Advanced Applications of Micro-plasma Welding. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 2018, no. 5, pp. 53–63.
35. Mikhailov B.I. Steam-water plasma is the most optimal environment for many plasma technologies. *Vestnik VSGUTU*, 2013, no. 6 (45), pp. 77–82.
36. *Steam-water plasma torch*: pat. 2263564C1 Rus. Federation; filed 22.03.04; publ. 10.11.05.
37. *Steam-water plasma torch*: pat. 2268558C2 Rus. Federation; filed 02.02.04; publ. 20.01.06.
38. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyansky P.A. *Plasma technologies. Guide for engineers*. St. Petersburg: Polytech. Univ., 2013, 406 p.
39. Shchitsyn Yu.D., Gilev I.A., Belinin D.S., Neulybin S.D., Bazhenov A.M. Plasma welding of aluminum alloys during the operation of a two-arc plasma torch on a current of reverse polarity. *Vestnik PNIPU. Mashinostroyeniye, materialovedeniye*, 2015, vol. 17, no. 3, pp. 61–70.
40. Ovchinnikov V.V., Rastopchin R.N. Plasma welding of high-strength aluminum alloys. *Naukoyemkiye tekhnologii v mashinostroyenii*, 2020, no. 7 (109), pp. 3–11.
41. Prasad K.S., Rao C.S., Rao D.N. Advances in Plasma Arc Welding: a review. *Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 2012, vol. 4, no. 1, pp. 35–59.
42. Krivtsun I.V., Bushma A.I., Khaskin V.Yu. Hybrid laser-plasma welding of stainless steels. *Avtomaticheskaya svarka*, 2013, no. 3 (719), pp. 48–52.
43. Shelyagin V.D., Orishich A.M., Khaskin V.Yu. Technological features of laser, microplasma and hybrid laser-microplasma welding of aluminum alloys. *Avtomaticheskaya svarka*, 2014, no. 5, pp. 35–41.
44. Hipp D., Mahrle A., Beyer E. et al. Thermal Efficiency Analysis for Laser-Assisted Plasma ArcWelding of AISI 304 Stainless Steel. *Materials*, 2019, no. 12, pp. 1–14.
45. Bushma A.I. Modern state of hybrid laser-plasma welding (review). *Avtomaticheskaya svarka*, 2015, no. 8 (744), pp. 20–27.
46. Korzhik V.N., Khaskin V.Yu., Grinyuk A.A. et al. Investigation of the technological features of hybrid plasma-arc welding of aluminum alloys. *Sciences of Europe*, 2016, no. 6-2 (6), pp. 45–51.
47. Korzhik V.N., Khaskin V.Yu., Grinyuk A.A. et al. Features of the formation of welds in hybrid plasma-arc welding of aluminum alloys. *American Scientific Journal*, 2016, no. 5, pp. 36–43.
48. Korzhik V.N., Khaskin V.Yu., Grinyuk A.A. et al. Study of pore formation in hybrid plasma-arc welding of aluminum alloys. *Vostochno-Evropeyskiy nauchnyy zhurnal*, 2016, vol. 12, no. 16, pp. 104–110.

49. Babich A.A., Korzhik V.N., Khaskin V.Yu. et al. Investigation of the stress-strain state of symmetrical butt welded joints in automatic hybrid welding PLASMA-MIG. *Colloquium-journal*, 2020, no. 17-2 (69), pp. 33–40.
50. Grinyuk A.A., Korzhik V.N., Shevchenko V.E. et al. Main trends in the development of plasma-arc welding of aluminum alloys. *Avtomaticheskaya svarka*, 2015, no. 11, pp. 39–50.
51. *Welding in mechanical engineering: a reference book in 4 vols.* Moscow: Mashinostroenie, 1978, vol. 1, 504 p.
52. Koroteev A.S., Mironov V.M., Svirchuk Yu.S. *Plasmatrons: designs, characteristics, calculation.* Moscow: Mashinostroenie, 1993, 296 p.
53. Kolganov L.A. *Welding production: textbook.* Rostov-on-Don: Phoenix, 2002, 512 p.

Информация об авторах

Ходакова Елизавета Александровна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Скупов Алексей Алексеевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Стельникович Анфиса Юрьевна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Alexey A. Skupov, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anfisa Yu. Stelnikovich, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.06.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.08.2022.

The article was submitted 30.06.2022; approved and accepted for publication after reviewing 24.08.2022.

Научная статья

УДК 678.4

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-14-26

КАУЧУКИ ДЛЯ ГЕРМЕТИЗИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ (обзор)

Е.С. Правада¹, Я.А. Вахрушева¹, Д.М. Герасимов¹, А.М. Чайкун¹

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

Аннотация. Обзор посвящен каучукам, применяемым в производстве герметизирующих материалов (герметиков). По данным научно-технической литературы и экспериментальным работам проанализированы зависимости свойств герметизирующих материалов от структуры каучуков, выявлены общие требования к герметикам, используемым в ответственных изделиях. Дана оценка каучукам, применяемым в герметизирующих материалах авиационного назначения, и их основным техническим характеристикам. Выявлена перспективность использования совмещенных полимеров (каучуков) в производстве герметиков для ответственных изделий.

Ключевые слова: герметики, каучуки специального назначения, совмещение полимеров, адгезия, герметизация ответственных изделий, эластомерные герметизирующие материалы

Для цитирования: Правада Е.С., Вахрушева Я.А., Герасимов Д.М., Чайкун А.М. Каучуки для герметизирующих материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-14-26.

Scientific article

RUBBER-BASED SEALANTS (review)

E.S. Pravada¹, Ya.A. Vakhrusheva¹, D.M. Gerasimov¹, A.M. Chaikun¹

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

Abstract. The review is devoted to rubbers used in the production of sealing materials (sealants). According to literary sources and experimental works, the dependences of the properties of sealing materials on the structure of rubbers are analyzed, general requirements for sealants used in critical products are identified. The assessment of rubbers used in sealing materials for aviation purposes and their main technical characteristics is given. The prospects of using combined polymers (rubbers) in the production of sealants for critical products have been revealed.

Keywords: sealants, special purpose rubbers, polymer combination, adhesion, sealing of critical products, elastomeric sealing materials

For citation: Pravada E.S., Vakhrusheva Ya.A., Gerasimov D.M., Chaikun A.M. Rubber-based sealants (review). Trudy VIAM, 2022, no. 12 (118), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-14-26.

Введение

Проблема защиты соединений различных конструкций от воздействия внешних сред остается актуальной. Технический прогресс требует более совершенных способов

и материалов для герметизации, в том числе создания новых и модернизации существующих герметизирующих материалов [1–10], свойства которых во многом определяют работоспособность деталей и узлов авиационного назначения [11–15]. В отличие от других средств герметизации, герметики используются в виде жидкотекучих или пастообразных масс, распределяющихся при помощи простых технологических операций в зонах швов, тем самым обеспечивая их герметичность в условиях перепада давлений, переменных температур и нагрузок, за счет перехода в резиноподобное состояние. Герметикам во многом присущи свойства резин (эластичность, прочность при разрыве, относительное и остаточное удлинение, твердость, температура хрупкости и т. д.) и клеев (вязкость, адгезия к различным материалам). К герметизирующим материалам предъявляют менее жесткие требования по упруго-деформационным характеристикам, чем к резинам и клеям. В случае недостаточной адгезии герметика к поверхности применяют подслои (клеи, аппреты, грунтовки и т. п.). Главными преимуществами герметиков, благодаря наличию в их рецептуре различных каучуков, перед другими уплотнительными материалами являются эластичность, адгезия к различным конструкционным материалам и технически простой процесс нанесения [16]. Физико-механические свойства герметиков, как и резин, определяются релаксационными процессами и скоростью кристаллизации. Поэтому данные о современных исследованиях в области получения новых герметизирующих композиций представляют большой интерес [17–20].

Исследование выполнено при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Общие сведения о герметиках

Герметизация означает полную изоляцию защищаемой поверхности или места стыка от воздействия внешней среды. Она обеспечивает защиту специальной аппаратуры или ее отдельных элементов за счет образования оболочки, повышения механической прочности и обеспечения стабильности технических характеристик защищаемых конструкций или материалов в условиях эксплуатации и хранения, упрощения конструкций уплотнительных узлов, в том числе с уменьшением их массы и габаритов. Герметизация делится на внутришовную и поверхностную [21, 22].

При выборе и применении герметика следует учитывать такие особенности герметизирующего материала, как низкая теплопроводность, возникновение внутренних напряжений в отвержденном полимере, высокий температурный коэффициент линейного расширения, неустойчивость к коронным и искровым электрическим разрядам, снижение прочностных и диэлектрических характеристик при эксплуатации в результате теплового и ионизационного старения и т. п. [22].

Промышленность выпускает различные виды герметиков: самоотверждающиеся, вулканизующиеся, шпатлевки, пасты, мастики, ленты, невысыхающие герметики, замазки [21]. К герметизирующим материалам предъявляют следующие требования:

- высокая адгезия к субстрату;
- средняя когезионная прочность;
- инертность к контактирующим поверхностям;
- защита от воздействия эксплуатационных факторов (влажность, свет, повышенная и пониженная температуры и т. п.) [23].

При применении герметиков необходимо учитывать продолжительность их работоспособности – промежуток времени, в течение которого они находятся в вязкотекучем состоянии и могут быть легко нанесены на соответствующую рабочую поверхность [1]. Компоненты герметиков должны быть доступными, а технология их нанесения – механизирована и автоматизирована [2, 24].

Основные характеристики герметиков

Сохранение герметизирующих свойств в экстремальных условиях критически необходимо при эксплуатации таких ответственных изделий, как самолеты, космические аппараты и оборудование. Работоспособность герметика в требуемых условиях эксплуатации прежде всего обеспечивает полимер, на основе которого его изготавливают. Благодаря физико-химическим и упруго-деформационным характеристикам основы композиции герметик проявляет необходимые специальные свойства – теплостойкость, морозостойкость, газопроницаемость, влагостойкость, маслостойкость и т. п. (табл. 1) [25–27]. Для создания адгезионных герметизирующих изделий используют преимущественно полимеры с небольшой молекулярной массой, обеспечивающие требуемые реологические свойства адгезива, а также физико-механические и защитные свойства конечного продукта [16, 28–35].

Таблица 1

Стойкость стандартных резин на основе некоторых каучуков к внешним воздействиям

Каучук	Стойкость к воздействию			
	масла	воды	атмосферного старения	озона
НК	П	Х	УС	П
СКИ	П	Х	УС	П
БСК	П	Х	УС	УС
БК	ОП	ОХ	ОХ	О
СКЭП, СКЭПТ	ОП	ОХ	О	О
БНК	Х	Х	П	УС
ХПК	Х	Х	Х	Х
СКТС	У	О	О	О
ФК	ОХ	ОХ	О	О

Примечания:
 1. НК – натуральный каучук; СКИ – изопреновый каучук; БСК – бутадиенстирольный каучук; БК – бутилкаучук; СКЭП и СКЭПТ – этилен-пропиленовые каучуки – двойные и тройные; БНК – бутадиен-нитрильный каучук; ХПК – хлоропеновый каучук; СКТС – силоксановый каучук; ФК – фторкаучук.
 2. О – отличная; Х – хорошая; ОХ – очень хорошая; У – умеренная; УС – умеренно средняя; П – плохая; ОП – очень плохая.

Герметик, применение которого должно соответствовать условиям эксплуатации, кроме того, должен удовлетворять критерию экономической целесообразности. Замена дорогостоящего каучука более дешевым позволяет снизить себестоимость продукта без потери требуемых свойств [24, 26, 36]. Физико-механические свойства и характеристики некоторых герметиков на основе различных каучуков приведены в табл. 2 и 3 соответственно [16].

Таблица 2

Физико-механические свойства герметиков на основе различных каучуков

Свойства	Значения свойств герметиков на основе каучуков		
	жидких полисульфидных	жидких силоксановых	фторсодержащих
Плотность, кг/м ³	1200–1800	1000–2300	1600–2300
Условная прочность при растяжении, МПа	1,5–4,0	1,5–4,5	7,0–14,0
Относительное удлинение при разрыве, %	150–500	150–600	300–700
Относительное остаточное удлинение после разрыва, %	5–15	0–10	20–50
Прочность при отслаивании, кН/м	1,5–4,5	1,3–2,5	3,0–6,0
Температура хрупкости, °С	–42	–78	–20÷–30

Таблица 3

Характеристики невысыхающих герметиков на основе различных каучуков

Герметик	Основа герметика	Рабочие температуры, °С	Пенетрация, мм	Срок хранения, мес	Область применения
У-22	Полиизобутилен П-118 или П-80	-50÷+70	8–10	12	Автомобилестроение
Замазка тиоколовая	Тиокол ДА	-60÷+100	4–11	12	Авиация
51-Г-3	Этиленпропиленовый каучук А	-60÷+100	4,5–7,0	12	Приборостроение, радиотехника
51-Г-4		-60÷+100 (кратковременно – до +140)	16–20	36	
51-Г-6	Полиизобутилен П-20	-50÷+70	22–23	6	Автомобилестроение
51-Г-7		-50÷+90	8–12	6	

Каучуки для изготовления герметиков

Наиболее часто в качестве основы герметизирующей композиции используют следующие полимерные материалы:

Полисульфидные каучуки. Герметики на основе тиоколов с молекулярной массой 1500–4000 входят в число самых используемых в мире, поскольку сочетают простоту и доступность синтеза с высокими техническими характеристиками. Их применяют в случаях, когда сопрягаемые поверхности подвергаются динамическим или статическим деформациям растяжения или сжатия при перепадах температур от -60 до +150 °С и одновременному воздействию растворителей и агрессивных сред. В авиации используют тиоколовые герметики марок У-30МЭС-5НТ, У-30МЭС-5, У-30МЭС-5М, УТ-32, УТ-32НТ, УТ-34, ВТК-1-29, ВИТЭФ-1, ВЭР-1, ВИТО-1 для герметизации кабин, топливных отсеков, остекления и т. д., материалы СИЛАСТ применяют для герметизации стыков сборных элементов промышленных сооружений. Их жизнеспособность составляет 0,5–12 ч [16, 37].

Силоксановые каучуки. Такие каучуки с молекулярной массой 20000–100000 линейного строения с боковыми метильными, этильными и фенильными звеньями и концевыми гидроксильными группами применяют для производства силоксановых герметиков общего и специального назначения. Герметики специального назначения включают герметизирующие материалы, обладающие полезными нетипичными характеристиками: повышенной тепло- и морозостойкостью, малой плотностью, электроизоляционными и улучшенными технологическими свойствами. Фторсилоксановые каучуки благодаря наличию в цепи полярных групп обладают топливостойкостью. В зависимости от типа вулканизирующего агента структурирование может происходить без нагрева. Жизнеспособность герметика составляет 1–6 ч.

Силоксановые герметики марки ВИКСИНТ (У-1-18, У-2-28, У-4-21, У-20-92, У-20-99) относят к герметикам общего назначения и применяют для поверхностной герметизации (кроме герметика У-2-28, который используется для внутришовной герметизации и эластичного крепления различных материалов, работающих при высоких температурах).

Герметики УФ-7-21 и УФ-7-21Б обладают повышенной морозостойкостью (их используют при температурах до -120 °С); УФ-11-21 и УФ-12ВТ – повышенной теплоустойчивостью (их применяют при температурах до 350 °С в течение 120 ч на воздухе или при 400 °С в течение 5 ч, а также при температурах до 350–400 °С в течение до 20 ч в замкнутых объемах без доступа воздуха); ВИАТ, ВИАТ-1 и ВГО-1 обладают улучшенными технологическими свойствами.

К фторсодержащим относят герметики ВГФ и ВГМ-4. Герметики типа ВГФ являются тепло- и топливостойкими, работоспособны в агрессивных средах (топлива, масла, гидрожидкости и т. п.). Герметизирующие материалы, изготовленные на основе герметиков ВГМ-4, обладают длительной теплостойкостью (работоспособны при температуре 300 °С), а катализатор является веществом 4 класса опасности, в то время как герметики типа ВГФ используются при температуре 250 °С и относятся к 1 классу опасности.

Полихлоропреновые каучуки (как высокомолекулярные, так и низкомолекулярные). Нашли применение в производстве герметизирующих материалов с высокой стойкостью к абразивному износу и хорошей адгезией к таким материалам, как металл, резина, бетон и т. д. Недостатками полихлоропреновых герметиков являются большое водопоглощение и низкая стойкость к действию многих органических растворителей.

Фторсодержащие каучуки. Для изготовления герметиков 51-Г-1, 51-Г-2, 51-Г-9 применяют каучуки типа СКФ-26 и СКФ-32. Фторкаучуки обладают высокой тепло-, водо-, атмосферостойкостью, стойкостью к воздействию различных коррозионных сред, синтетических рабочих жидкостей, нефтепродуктов, работоспособностью при температурах до 250 °С, но имеют неудовлетворительные низкотемпературные свойства, высокую стоимость и плохую адгезию к конструкционным материалам [16].

Бутилкаучук. Обладает высокой плотностью упаковки макромолекул, следствием чего являются малые значения деструкции при динамических нагрузках, газопроницаемости и высокие значения эластичности в широком диапазоне температур, стойкости к воздействию ультрафиолета, термо-, водо- и атмосферостойкости, а также вибродемпфирования [25, 27, 38, 39]. Благодаря линейному строению макромолекул, относительно узкому молекулярно-массовому распределению и статическому распределению изопреновых звеньев по всей макромолекуле бутилкаучука [27] его используют в термостойких невысыхающих герметиках специального назначения (на основе бутилкаучукового герметика разработан вибродемпфирующий материал для железнодорожных подвижных пассажирских составов [40]). Для придания дополнительных специальных свойств (маслобензостойкость, теплостойкость и т. п.) промышленность выпускает его модифицированные аналоги – хлор- и бромсодержащий бутилкаучук [3, 40]. Благодаря наличию атомов хлора в звеньях хлорсодержащий бутилкаучук более стоек к окислению и обладает большей скоростью вулканизации, чем бутилкаучук [27, 15]. Хлор- и бромсодержащие бутилкаучуки являются хорошими диэлектриками [16].

Бутадиен-нитрильные каучуки [4, 41]. Используют в производстве герметизирующих материалов благодаря их повышенной стойкости к набуханию в алифатических растворителях, стойкости к тепловому старению, хорошей адгезии к латунированному металлу, алюминию и его сплавам [42].

Этилен-пропиленовые каучуки – двойные (СКЭП) и тройные (СКЭПТ). Обладают структурой, практически не содержащей двойных связей в основной цепи полимера. Это придает герметикам на их основе озоно- и теплостойкость, нерастворимость в кислотах и щелочах, неподверженность набуханию в воде и хорошие диэлектрические свойства [1, 43, 44]. Физические свойства СКЭПТ зависят от соотношения этилена и пропилена, третий мономер не оказывает существенного влияния на указанные характеристики. Промышленность выпускает каучуки, содержащие 30–40 % пропилена, благодаря которому они являются полностью аморфными полимерами, не склонными к кристаллизации при хранении или деформации [42]. Показатель текучести СКЭПТ находится в пределах от 0,25 до 0,66 усл. ед. в зависимости от марки каучука, обеспечивая отличные адгезионные свойства. Легкость смешения с ингредиентами увеличивает

скорость производства изделий на его основе [27]. Перерабатывается СКЭПТ в зависимости от метода при температурах до 200 °С [14, 45, 46] и эксплуатируется при температурах до 150 °С [47], что делает данный каучук перспективной основой для терлостойких материалов.

Полиуретановые герметики. Их применение связано с особой структурой полиуретана, простотой синтеза и возможностью регулирования физико-механических свойств продукта, которые зависят от структурирующего агента и природы выбранной полиэфирной части: при использовании сложных полиэфиров изготавливают эластичные герметики с высокими прочностными свойствами и низкой водо- и морозостойкостью; введение простых полиэфиров делает данные недостатки менее заметными. Использование олигодиенуретана в качестве основы композиции позволяет проводить вулканизацию при отрицательных температурах (до –10 °С) и наносить на влажную поверхность при условии устойчивости к действию влаги [15, 16, 27].

Особенности совмещения каучуков различных типов и перспективы создания герметиков на их основе

Каждый каучук обладает собственными уникальными свойствами. Для придания дополнительных свойств в резиновую смесь вводят различные ингредиенты, иногда дорогостоящие. Однако получить требуемые свойства можно путем введения в композицию каучука, обладающего необходимыми характеристиками [28, 29, 42]. Для успешного совмещения следует учитывать совокупность факторов, воздействующих на полимерную матрицу материала в процессе совмещения низкомолекулярного и высокомолекулярного компонентов (термодинамическую совместимость каучуков и ингредиентов, а также протекающие механохимические и вязкоупругие процессы при смешении), которые приводят к снижению энтропии и усложнению топологии системы. В результате полимерная смесь приобретает дополнительные требуемые свойства [28–31, 47–49].

При смешении таких композиций важно учитывать физико-химические показатели каждого из совмещаемых полимеров – параметр растворимости и молекулярную массу. Для образования однофазных термодинамически устойчивых полимерных систем определяют технологические и эксплуатационные характеристики герметиков [50–52].

При создании герметизирующих материалов на основе смесей каучуков полимер с наибольшей молекулярной массой выполняет функцию дисперсной среды в смеси и определяет поверхностные свойства материала – адгезию и сопротивление действию растворителей [51].

Инверсия фаз позволяет регулировать жесткость и модуль эластичности смеси [51, 53, 54].

Технологические методы смешения также оказывают воздействие на свойства смеси – при одинаковых условиях (но разных способах совмещения) итоговые композиции проявляют разные физические свойства. В зависимости от вязкости полимеров и условий смешения возможны вариации фазового распределения полимера по объему совмещенной композиции, влияющие на физико-механические свойства материала [51, 53, 54]. Регулирование механохимических процессов смешения позволяет получать различные структуры в смеси полимеров, что способствует варьированию свойств конечного продукта [49, 51, 55, 56]. Так, в работе [41] показано, что введение тиокола в количестве 20 % (по массе) в бутадиен-нитрильный каучук улучшило физико-механические характеристики, а также стойкость герметика на их основе к воздействию агрессивных сред (см. табл. 4 и рисунок). Добавление более низкомолекулярного тиокола в больших количествах приводит к снижению указанных характеристик,

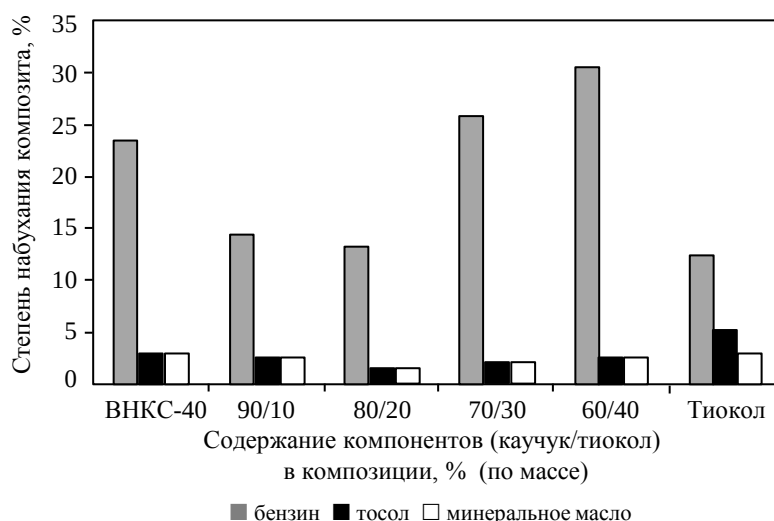
поскольку в этом случае он проявляет себя как пластификатор [41]. В работе [17] показано, что в результате введения винилтриэтоксисилана в композицию «бутилкаучук + сополимер этилена с винилацетатом» образуются структуры по типу так называемой полувзаимопроникающей сетки. В результате материал приобретает повышенную когезионную прочность.

Таблица 4

Физико-механические и адгезионные характеристики герметизирующего материала на основе бутадиен-нитрильного каучука марки БНКС-40 и тиокола

Соотношение БНКС-40/ тиокол, % (по массе)	Прочность при отрыве, МПа		Прочность при сдвиге, МПа	Прочность при отслаивании, кН/м	Относительное удлинение при разрыве, %	Условная прочность при разрыве, МПа
	при совмещении поверхностей					
	сталь– сталь*	дюралюминий– дюралюминий	резина–резина**			
БНКС-40	0,2	0,2	0,1	0,12	180	15,02
90/10	0,8	0,4	0,2	0,3	330	13,27
80/20	0,7	0,35	0,1	0,2	300	16,4
70/30	0,5	0,3	0,07	0,08	340	14,4
60/40	0,2	0,3	0,1	0,06	310	13,22

* Сталь марки Ст.3.
** На основе бутадиен-нитрильного каучука марки БНКС-40 АМН.
Примечание. Характер разрушений для всех испытаний – адгезионный. Композиции вулканизованы при температуре 140 °С.



Степень набухания композиционного материала на основе бутадиен-нитрильного каучука и тиокола при температуре 23 °С в течение 72 ч

Адгезионная прочность возникает между разнородными поверхностями, приведенными в контакт, посредством образования молекулярных связей между адгезивом и субстратом. Как правило, герметизируемые изделия обладают твердой поверхностью, поэтому прочность адгезионной связи зависит от типа каждой поверхности – как герметизируемой, так и герметика. В работе [22] рассмотрено образование связи между твердыми телами и фенолформальдегидной смолой: прочность крепления адгезива к твердому субстрату достигается и регулируется количеством функциональных групп (гидроксильных, карбоксильных, полиамидных или нитрогрупп), температурой прогрева полимера (регулирование надмолекулярных образований, препятствующих формированию адгезионного контакта путем изменения числа функциональных групп, формирующих молекулярные связи в зоне контакта).

Улучшенные адгезионные свойства материала являются дополнительным следствием совмещения каучуков за счет увеличения количества концевых макромолекул на поверхности смеси, способствующих возрастанию площади контакта и способных реагировать с субстратом. При совмещении неполярных и полярных каучуков повышается полярность смеси, что приводит к увеличению числа поверхностей, способных контактировать с адгезионной композицией [32–35]. В результате материал приобретает свойства всех полимеров, в него входящих [57], а разрушение приобретает когезионный характер. Наблюдаемые явления связаны с уменьшением сорбционной емкости материала в результате совмещения, что немаловажно для герметиков [18].

Заключения

Уникальная структура каучуков специального назначения позволяет использовать их в качестве основы для герметизирующих материалов ответственного назначения. Широкий ассортимент марок каждого из них с различным химическим строением и техническими характеристиками дает возможность создавать и модернизировать существующие герметизирующие композиции.

При помощи технологических приемов возможно разнофазное совмещение различных полимеров, позволяющее увеличивать когезионную прочность или адгезию без дополнительного введения наполнителей и специальных агентов липкости, которые повышают стоимость продукта. При этом свойства полученных таким образом герметиков соответствуют основным требованиям, предъявляемым к герметизирующим материалам. Эффективность адгезионных систем на основе совмещенных полимеров известна [57]. Подобные подходы позволяют получать герметизирующие материалы массового ассортимента для ответственных изделий с меньшими затратами.

Таким образом, в данной работе показано, что каучуки специального назначения перспективны при разработке новых ответственных герметиков, в том числе для таких сфер промышленности, как авиация и космонавтика. Развитие науки и полимерной промышленности, а также постоянное совершенствование технологии получения полимеров позволяют увеличивать ассортимент и улучшать свойства герметизирующих материалов [58–61].

Список источников

1. Смыслова Р.А., Котлярова С.В. Справочное пособие по герметизирующим материалам на основе каучуков. М.: Химия, 1976. 72 с.
2. Заикин А.Е., Софьина С.Ю., Стоянов О.В. Полимерные ленты с клеевым слоем для антикоррозионной изоляции трубопроводов // Вестник Казанского технологического университета. 2010. № 6. С. 98–112.
3. Performed adhesive compositions: pat. 617614 US. No. 4581092; filed 05.06.84; publ. 08.04.86.
4. Минибаева Л.А., Муртазина Л.И., Галимзянова Р.Ю., Хакимуллин Ю.Н. Влияние природы и содержания карбоната кальция на деформационно-прочностные свойства неотверждаемых герметиков на основе бутадиен-нитрильного каучука // Вестник Казанского технологического университета. 2013. № 9. С. 105–107.
5. Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад // Наука и жизнь. 2010. № 4. С. 2–7.
6. Шитов Р.О., Китаева Н.С., Ширякина Ю.М., Куршев Е.В. Исследование влияния модифицирующих добавок различной природы на термоокислительную устойчивость модельного кремнийорганического связующего // Труды ВИАМ. 2020. № 6–7 (89). Ст. 03. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 08.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-19-28.
7. 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.

8. Каблов Е.Н. Роль химии в создании материалов нового поколения для сложных технических систем // XX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии: тез. докладов. Екатеринбург: УрО РАН, 2016. С. 25–26.
9. История авиационного материаловедения. ВИАМ – 80 лет: годы и люди / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2012. С. 346–348.
10. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. № 3. С. 2–14.
11. Каблов Е.Н. Химия в авиационном материаловедении // Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. № 1. С. 3–4.
12. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. № 5. С. 7–27.
13. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
14. Куршев Е.В., Лонский С.Л., Мекалина И.В. Влияние длительного климатического старения на микроструктуру поверхности органического стекла в полусушительном и субтропическом климате // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-15-26.
15. Силаева А.А., Кузнецова В.А., Железняк В.Г., Куршев Е.В. Исследование адгезии функциональных лакокрасочных покрытий для защиты поверхности ПКМ // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-59-66.
16. Большой справочник резинщика: в 2 ч. / под ред. С.В. Резниченко, Ю.Л. Морозова. М.: Техинформ, 2012. Ч. 2: Резины и резинотехнические изделия. 648 с.
17. Лисаневич М.С., Галимзянова Р.Ю., Русакова С.Н. и др. Термопластичные герметики отверждающегося типа на основе бутилкаучука и сополимера этилена с винилацетатом // Клеи. Герметики. Технологии. 2018. № 4. С. 9–12.
18. Русанова С.Н. Модификация сополимеров этилена с полярными сомономерами предельными алкоксисиланами: дис. ... д-ра хим. наук. Казань, 2017. 219 с.
19. Игнатов А.В. Современные достижения в области клеев и герметиков // Клеи. Герметики. Технологии. 2015. № 11. С. 35–39.
20. Грядунюва Ю.Е., Никулин С.С., Белых А.Г., Посанчуков Д.П. Повышение показателей герметизирующих составов электрическими полями // Клеи. Герметики. Технологии. 2018. № 4. С. 35–39.
21. Кардашов Д.А. Клеи и герметики. М.: Химия, 1978. 200 с.
22. Еременко В.Н. Физическая химия конденсированных фаз, сверхтвердых материалов и их границ раздела. Киев: Наукова думка, 1975. 231 с.
23. Имамутдинов И.В., Галимзянова Р.Ю., Хакимуллин Ю.Н. Герметики на основе эластомеров // Вестник технологического университета. 2015. Т. 18. № 6. С. 69–74.
24. Агаянц И.М. Пять столетий каучука и резины. М.: Модерн-А, 2002. 432 с.
25. Гармонов И.В. Синтетический каучук. Л.: Химия, 1976. 752 с.
26. Брык Я.А., Смирнов Д.Н. Исследование морозостойкости авиационных герметиков // Труды ВИАМ. 2018. № 1 (61). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.07.2022). DOI: 10.18577/23007-6046-2018-0-1-9-9.
27. Большой справочник резинщика: в 2 ч. / под ред. С.В. Резниченко, Ю.Л. Морозова. М.: Техинформ, 2012. Ч. 1: Каучуки и ингредиенты. 744 с.
28. Иржак В.И. Топологическая структура полимеров. Казань: Изд-во КНИТУ, 2013. 520 с.
29. Иржак В.И. Архитектура полимеров. М.: Наука, 2012. 367 с.
30. Кулезнев В.Н., Шершнева В.А. Химия и физика полимеров. СПб.: Лань, 2014. 368 с.
31. Тодмор З., Гогос К. Теоретические основы переработки полимеров. М.: Химия, 1984. 632 с.
32. Перфильева С.А., Шашок Ж.С., Усс Е.П. и др. Конфекционная клейкость наполненных резиновых смесей с нефтеполимерными смолами // Клеи. Герметики. Технологии. 2020. № 3. С. 21–26. DOI: 10.31044/1813-7008-2020-0-3-21-26.
33. Воюцкий С.С. Аутогезия и адгезия полимеров. М.: Ростехиздат, 1960. 244 с.
34. Васенин Р.М. Адгезия полимеров. М.: Изд-во АН СССР, 1963. С. 17–22.
35. Чалых А.Е. Диффузия в полимерных системах. М.: Химия, 1987. 311 с.
36. Строилов С.В., Люсова Л.Р., Глаголев В.А. Адгезионные композиции с постоянной липкостью на основе бутадиен-нитрильного каучука // Вестник МИТХТ. 2009. Т. 4. № 2. С. 24–27.

37. Брык А.Я., Елисеев О.А., Смирнов Д.Н. Защита от коррозии магниевых сплавов полисульфидных герметиков // Труды ВИАМ. 2017. № 10 (58). Ст. 10. URL <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-10-10.
38. Захаров В.П., Ганиев Г.М., Терещенко К.А., Утилин Н.В. Перспективные технологические решения производства низкомолекулярного бутилкаучука, используемого в качестве основы герметиков // Клеи. Герметики. Технологии. 2016. № 12. С. 11–15.
39. Технология резины: рецептуростроение и испытания / под ред. Дж.С. Дика; пер. с англ. под ред. В.А. Шершнева. СПб.: Научные основы и технологии, 2010. 620 с.
40. Вагин С.Ю., Васин В.П., Здорикова Г.А., Рудакова Т.А. Трудногорючий вибродемпфирующий материал // Пожаровзрывобезопасность. 2010. Т. 19. № 10. С. 13–17.
41. Слободкина К.Н., Рудаков А.А., Макаров Т.В., Вольфсон С.И. Маслобензостойкие герметизирующие композиции на основе бутадиен-нитрильного каучука и тиокола // Клеи. Герметики. Технологии. 2015. № 5. С. 12–14.
42. Корнев А.Е., Буканов А.М., Шевердяев О.Н. Технология эластомерных материалов: учебник для вузов. М.: НППА «Истек», 2009. 504 с.
43. Муртазина Л.И., Гариффулин А.Р., Никульцев И.А. и др. Влияние карбоната кальция на свойства неотверждаемых герметиков на основе этиленпропилендиенового каучука и термoplastов // Клеи. Герметики. Технологии. 2015. № 1. С. 21–26.
44. Муртазина Л.И., Гарифуллин А.Р., Никульцев И.А. и др. Неотверждаемые герметики высокого наполнения на основе этиленпропилендиенового каучука // Вестник Казанского технологического университета. 2013. № 24. С. 71–73.
45. Осошник И.А., Шутин Ю.Ф., Карманова О.В. Производство резиновых технических изделий. Воронеж: Воронежск. гос. технол. акад., 2007. 972 с.
46. Федюкин Д.П., Махлес Ф.А. Технические и технологические свойства резин. М.: Химия, 1985. 240 с.
47. Тагер А.А. Физико-химия полимеров. М.: Научный мир, 2007. 576 с.
48. Meyer K.H. Propriétés de polymères en solution XVI. Interprétation statistique des propriétés thermodynamiques de systèmes binaires liquides // Helvetica Chimica Acta. 1940. Vol. 23. No. 1. P. 1063–1070. DOI: 10.1002/hlca.194002301130.
49. Барамбойм Н.К. Механохимия высокомолекулярных соединений. М.: Химия, 1971. 364 с.
50. Шварц А.Г., Гинзбург Б.Н. Совмещение каучуков с пластиками и синтетическими смолами. М.: Химия, 1972. 224 с.
51. Богданов В.В., Торнер Р.В., Красовский В.Н., Регер Э.О. Смешение полимеров. Л.: Химия, 1979. 192 с.
52. Гельфман М.И., Ковалевич О.В., Юстратов В.П. Коллоидная химия. СПб.: Лань, 2010. 336 с.
53. Bohn K. Die Einfriertemperatur des Polyäthylens // Kolloid-Zeitschrift und Zeitschrift für Polymere. 1964. No. 1. P. 10–15.
54. Берлин Ал.Ал., Вольфсон С.А., Ошмян В.Г., Ениколопов Н.С. Принципы создания композиционных полимерных материалов. М.: Химия, 1990. 240 с.
55. Perry E. Block polymers of styrene and acrylonitrile // Journal of Applied Polymer Science. 1964. Vol. 8. No. 6. P. 2605–2618. DOI: 10.1002/APP.1964.070080609.
56. Слонимский Г.Л., Резцова Е.В. О взаимной растворимости полимеров. V. Механохимическое совмещение // Высокомолекулярные соединения. 1959. Т. 1. № 4. С. 534–538.
57. Новицкая С.П., Нудельман З.Н., Донцов А.А. Фторэластомеры. М.: Химия, 1988. 240 с.
58. 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.
59. Хорова Е.А., Мышлявцев А.В., Стрижак Е.А., Третьякова Н.А. Исследование гидрированных бутадиен-нитрильных каучуков методами дифференциальной сканирующей калориметрии и динамического механического анализа // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 1 (54). С. 11–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-11-16.
60. Коврижкина Н.А., Кузнецова В.А., Силаева А.А., Марченко С.А. Способы улучшения свойств лакокрасочных покрытий с помощью введения различных наполнителей (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 4 (57). С. 41–48. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-41-48.

61. Кузнецова В.А. Влияние эластомерного модификатора на механические и вязкоупругие свойства эпоксидно-каучуковых композиций для эрозионностойких покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 56–62. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-56-62.

References

1. Smyslova R.A., Kotlyarova S.V. *Reference manual for sealing materials based on rubbers*. Moscow: Chemistry, 1976, 72 p.
2. Zaikin A.E., Sofina S.Yu., Stoyanov O.V. Polymer tapes with an adhesive layer for anticorrosive insulation of pipelines. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2010, no. 6, pp. 98–112.
3. *Performed adhesive compositions*: pat. 617614 US, no. 4581092; filed 05.06.84; publ. 08.04.86.
4. Minibaeva L.A., Murtazina L.I., Galimzyanova R.Yu., Khakimullin Yu.N. Influence of the nature and content of calcium carbonate on the deformation-strength properties of non-cured sealants based on nitrile rubber. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2013, no. 9, pp. 105–107.
5. Kablov E.N. The sixth technological order. *Nauka i zhizn*, 2010, no. 4, pp. 2–7.
6. Shitov R.O., Kitaeva N.S., Shiryakina Yu.M., Kurshev E.V. Research of influence of modifiers of varied nature on the thermo-oxidative stability of a model silicone binder. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-19-28.
7. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
8. Kablov E.N. The role of chemistry in the creation of new generation materials for complex technical systems. *XX Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: abstracts. reports. Ekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2016, pp. 25–26.
9. *History of aviation materials science. VIAM – 80 years: years and people*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2012, pp. 346–348.
10. Kablov E.N. Aerospace materials science. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2008, no. 3, pp. 2–14.
11. Kablov E.N. Chemistry in aviation materials science. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 3–4.
12. Kablov E.N. Materials for aerospace engineering. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2007, no. 5, pp. 7–27.
13. What is the future to be made of? Materials of a new generation, technologies for their creation and processing – the basis of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
14. Kurshev E.V., Lonskii S.L., Mekalina I.V. Influence of long climatic aging on microstructure of surface of organic glass in semi-arid and subtropical climate. *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-15-26.
15. Silaeva A.A., Kuznetsova V.A., Zheleznyak V.G., Kurshev E.V. Research of adhesion and adhesive durability of functional paint coatings for protection of polymer composite surface. *Trudy VIAM*, 2021, no. 9 (103), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-59-66.
16. *A large guide rubberman*: in 2 parts. Eds. S.V. Reznichenko, Yu.L. Morozov. Moscow: Tekhninform, 2012, part 2: Rubbers and rubber products, 648 p.
17. Lisanevich M.S., Galimzyanova R.Yu., Rusakova S.N. Curing type hot melt sealants based on butyl rubber and ethylene-vinyl acetate copolymer. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2018, no. 4, pp. 9–12.
18. Rusanova S.N. *Modification of ethylene copolymers with polar comonomers by saturated alkoxysilanes*: thesis, Dr. Sc. (Chem.). Kazan, 2017, 219 p.
19. Ignatov A.V. Modern achievements in the field of adhesives and sealants. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2015, no. 11, pp. 35–39.
20. Griadunova Yu.E., Nikulin S.S., Belykh A.G., Posanchukov D.P. Increasing the performance of sealing compositions by electric fields. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2018, no. 4, pp. 35–39.

21. Kardashov D.A. *Adhesives and sealants*. Moscow: Chemistry, 1978, 200 p.
22. Eremenko V.N. *Physical chemistry of condensed phases, superhard materials and their interfaces*. Kyiv: Naukova dumka, 1975, 231 p.
23. Imamutdinov I.V., Galimzyanova R.Yu., Khakimullin Yu.N. Sealants based on elastomers. *Vestnik tekhnologicheskogo universiteta*, 2015, vol. 18, no. 6, pp. 69–74.
24. Agayants I.M. *Five centuries of rubber and rubber*. Moscow: Modern-A, 2002, 432 p.
25. Garmonov I.V. *Synthetic rubber*. Leningrad: Chemistry, 1976, 752 p.
26. Bryk Ya.A., Smirnov D.N. Research of frost resistance of aeronautical sealants. *Trudy VIAM*, 2018, no. 1 (61), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 8, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-9-9.
27. *A large guide rubberman*: in 2 parts. Eds. S.V. Reznichenko, Yu.L. Morozov. Moscow: Tekhninform, 2012, part 1: Rubbers and ingredients, 744 p.
28. Irzhak V.I. *Topological structure of polymers*. Kazan: Publishing House of KNRTU, 2013, 520 p.
29. Irzhak V.I. *Polymer architecture*. Moscow: Nauka, 2012, 367 p.
30. Kuleznev V.N., Shershnev V.A. *Chemistry and physics of polymers*. St. Petersburg: Lan, 2014, 368 p.
31. Todmor Z., Gogos K. *Theoretical foundations of polymer processing*. Moscow: Chemistry, 1984, 632 p.
32. Perfil'eva S.A., Shashok Zh.S., Uss E.P. and other Confectionary stickiness of filled rubber mixtures with petroleum resins. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2020, no. 3, pp. 21–26. DOI: 10.31044/1813-7008-2020-0-3-21-26.
33. Voyutsky S.S. *Autohesion and adhesion of polymers*. Moscow: Rostekhizdat, 1960, 244 p.
34. Vasenin R.M. *Adhesion of polymers*. Moscow: Publishing House of the Academy of Sciences of the USSR, 1963, pp. 17–22.
35. Chalykh A.E. *Diffusion in polymer systems*. Moscow: Chemistry, 1987, 311 p.
36. Stroilov S.V., Lyusova L.R., Glagolev V.A. Adhesive compositions with permanent tack based on nitrile rubber. *Vestnik MITHT*, 2009, vol. 4, no. 2, pp. 24–27.
37. Bryk Ya.A., Eliseev O.A., Smirnov D.N. Corrosion protection of magnesium alloys polysulphide sealants. *Trudy VIAM*, 2017, no. 10 (58), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 08, 2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-10-10.
38. Zakharov V.P., Ganiev G.M., Tereshchenko K.A., Utilin N.V. Perspective technological solutions for the production of low molecular weight butyl rubber used as the basis of sealants. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2016, no. 12, pp. 11–15.
39. *Technology of rubber: compounding and testing*. Ed. J.S. Dick. St. Petersburg: Nauchnye osnovy i tekhnologii, 2010, 620 p.
40. Vagin S.Yu., Vasin V.P., Zdorikova G.A., Rudakova T.A. Flame-retardant vibration damping material. *Pozharovzryvobezopasnost*, 2010, vol. 19, no. 10, pp. 13–17.
41. Slobodkina K.N., Rudakov A.A., Makarov T.V., Wolfson S.I. Oil and petrol resistant sealing compositions based on nitrile rubber and thiokol. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2015, no. 5, pp. 12–14.
42. Kornev A.E., Bukanov A.M., Sheverdyayev O.N. *Technology of elastomeric materials: a textbook for universities*. Moscow: NPPA "Istek", 2009, 504 p.
43. Murtazina L.I., Garifullin A.R., Nikultsev I.A. et al. Effect of calcium carbonate on the properties of non-curing sealants based on ethylene propylene diene rubber and thermoplastics. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2015, no. 1, pp. 21–26.
44. Murtazina L.I., Garifullin A.R., Nikultsev I.A. et al. Non-curing sealants of high filling based on ethylene propylene diene rubber. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2013, no. 24, pp. 71–73.
45. Ososhnik I.A., Shutilin Yu.F., Karmanova O.V. *Manufacture of rubber technical products*. Voronezh: Voronezh State Technol. Acad., 2007, 972 p.
46. Fedyunin D.P., Makhles F.A. *Technical and technological properties of rubbers*. Moscow: Chemistry, 1985, 240 p.
47. Tager A.A. *Physico-chemistry of polymers*. Moscow: Scientific world, 2007, 576 p.
48. Meyer K.H. Propriétés de polymères en solution XVI. Interprétation statistique des propriétés thermodynamiques de systèmes binaires liquides. *Helvetica Chimica Acta*, 1940, vol. 23, no. 1, pp. 1063–1070. DOI: 10.1002/hlca.194002301130.

49. Baramboim N.K. *Mechanochemistry of macromolecular compounds*. Moscow: Chemistry, 1971, 364 p.
50. Shvarts A.G., Ginzburg B.N. *Combination of rubbers with plastics and synthetic resins*. Moscow: Chemistry, 1972, 224 p.
51. Bogdanov V.V., Torner R.V., Krasovsky V.N., Reger E.O. *Mixing polymers*. Leningrad: Chemistry, 1979, 192 p.
52. Gelfman M.I., Kovalevich O.V., Yustratov V.P. *Colloidal chemistry*. St. Petersburg: Lan, 2010, 336 p.
53. Bohn K. Die Einfriertemperatur des Polyäthylens. *Kolloid-Zeitschrift und Zeitschrift für Polymere*, 1964, no. 1, pp. 10–15.
54. Berlin A.A., Wolfson S.A., Oshmyan V.G., Enikolopov N.S. *Principles of creation of composite polymeric materials*. Moscow: Chemistry, 1990, 240 p.
55. Perry E. Block polymers of styrene and acrylonitrile. *Journal of Applied Polymer Science*, 1964, vol. 8, no. 6, pp. 2605–2618. DOI: 10.1002/APP.1964.070080609.
56. Slonimsky G.L., Reztsova E.V. On the mutual solubility of polymers. V. Mechano-chemical combination. *Vysokomolekulyarnye soedineniya*, 1959, vol. 1, no. 4, pp. 534–538.
57. Novitskaya S.P., Nudelman Z.N., Dontsov A.A. *Fluoroelastomers*. Moscow: Chemistry, 1988, 240 p.
58. Laptev A.B., Nikolayev E.V., Kolpachkov E.D. Thermodynamic characteristics of aging of polymeric composite materials under conditions of real exploitation. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3, pp. 80–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-80-88.
59. Khorova E.A., Myshlyavtsev A.V., Strizhak E.A., Tretyakova N.A. Examination of hydrogenated butadiene-nitrile rubbers by methods of differential scanning calorimetry and dynamic mechanical analysis. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 11–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-11-16.
60. Kovrizhkina N.A., Kuznetsova V.A., Silaeva A.A., Marchenko S.A. Ways to improve the properties of paint coatings by adding different fillers (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 41–48. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-41-48.
61. Kuznetsova V.A. Influence of the elastomeric modifier on mechanical and viscoelastic properties of epoxy and rubber compositions for erosion resistant coatings. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 56–62. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-56-62.

Информация об авторах

Правада Екатерина Сергеевна, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Вахрушева Яна Андреевна, начальник Научно-исследовательского отделения, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Герасимов Дмитрий Михайлович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чайкун Александр Михайлович, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ekaterina S. Pravada, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Yana A. Vakhrusheva, Head of Scientific-Research Bureau, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitry M. Gerasimov, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander M. Chaikun, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.08.2022.

The article was submitted 03.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 19.08.2022.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-27-38

УГЛЕПЛАСТИК НА ОСНОВЕ ОБЪЕМНО-АРМИРУЮЩЕЙ ПЛЕТЕНОЙ ПРЕФОРМЫ ДЛЯ ЭЛЕМЕНТА ЛОПАСТИ ВОЗДУШНОГО ВИНТА*К.И. Донецкий¹, Р.Ю. Караваев¹, Д.В. Быстрикова¹, А.Д. Грачева¹*

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

Аннотация. В настоящее время одной из мировых тенденций при разработке авиационных двигателей является замена металлических сплавов на композиционные материалы, что позволяет добиться значительного снижения массы изделий и повышения их эксплуатационных характеристик. Применение современных методов моделирования процесса проведения пропитки углеродного наполнителя способствует сокращению времени разработки как самого материала, так и изделия на его основе. Необходимо при создании материалов нового поколения использовать многоуровневый подход – моделирование материала на микро-, мезо- и макроуровнях, а также рассматривать поведение элементарных образцов, элементов конструкций и изделий.

Ключевые слова: воздушный винт, полимерные композиционные материалы, углепластик, пропитка под давлением, эпоксидное расплавленное связующее, плетеные преформы, физические свойства, эксплуатационные свойства

Для цитирования: Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Грачева А.Д. Углепластик на основе объемно-армирующей плетеной преформы для элемента лопасти воздушного винта // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-27-38.

Scientific article

CARBON FIBER BASED ON A VOLUME-REINFORCING BRAIDED PREFORM FOR AN ELEMENT OF A PROPELLER BLADE*K.I. Donetskiy¹, R.Yu. Karavaev¹, D.V. Bystrikova¹, A.D. Gracheva¹*

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

Abstract. Currently, one of the global trends in the development of aircraft engines is the replacement of metal alloys with composite materials, which makes it possible to achieve a significant reduction in the weight of products and improve their performance. The use of modern methods of modeling the process of impregnation of carbon filler allows to reduce the development time of both the material itself and the product based on it. It is necessary to apply a multilevel approach when developing materials of a new generation – material modeling at nano-, micro-, meso- and macrolevels, behavior of elementary samples, structural elements and products.

Keywords: propeller, polymer composite materials, carbon fiber, pressure impregnation, epoxy hot melt binder, woven preforms, physical properties, performance properties

For citation: Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Gracheva A.D. Carbon fiber based on a volume-reinforcing braided preform for an element of a propeller blade. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-27-38.

Введение

Воздушный винт является важнейшей составляющей силовой установки. Во-первых, он непосредственно участвует в создании тяги, т. е. является двигателем; во-вторых, это элемент, который работает в условиях высоких нагрузок (центробежные и аэродинамические силы). Однако вращающийся воздушный винт при определенных условиях является источником возникновения вихревого течения, что делает его уязвимым для попадания посторонних предметов. Данный фактор способствует возникновению серьезной проблемы – преждевременному съему воздушных винтов с эксплуатации.

Таким образом, к воздушному винту предъявляется комплекс требований в широком диапазоне условий эксплуатации. Поэтому для создания современных винтов с высокой тягой необходимо совершенствование как их конструкции, так и применяемых материалов, а также технологий изготовления. Совершенствование воздушного винта – залог экономичной и надежной работы двигателя.

Лопастные двигатели летательных аппаратов (рабочие части винтов турбовинтовых двигателей военно-транспортных самолетов, бомбардировщиков, рулевые винты вертолетов) в большинстве своем производят из металлических сплавов или полимерных композиционных материалов (ПКМ), изготовленных с использованием тканых (слоистых) наполнителей. Негативным фактором, влияющим на работоспособность слоистых ПКМ в конструкции, является пониженная способность противостояния механическим ударным воздействиям. Актуальной в настоящее время является также задача разработки облегченных лопастей воздушного винта, изготовленных из ПКМ с учетом обеспечения прочности и эксплуатационной надежности. Работы по внедрению полимерных композитов для авиастроения в Российской Федерации начались в конце 1970-х гг. при создании первого воздушного винта с лопастями из ПКМ для самолетов Як-18 и Як-52 [1–3].

Анализ отечественных и зарубежных научно-технических источников показал, что возможность реализации новых конструкторских решений в области изготовления лопастей воздушного винта может быть обеспечена при использовании ПКМ и новых технологий производства изделий.

Производители авиационной техники при разработке лопастей применяют стекло- и углепластики, а также гибридные материалы. Характерные для углепластиков свойства (плотность и высокая прочность) делают их перспективными для использования при изготовлении лопастей воздушного винта.

Наиболее крупные зарубежные разработчики воздушных винтов, а именно американская компания Hamilton Standart и английская Dowty Propellers, основным методом изготовления лопастей выбрали пропитку под давлением, при этом в качестве текстильного наполнителя используют как ткани, так и плетеные формы, применяемые для последующей пропитки.

Полимерные композиционные материалы на основе объемно-армирующей плетеной преформы обеспечивают более высокие прочностные характеристики при ударном воздействии в сопоставлении с традиционными слоистыми ПКМ [4].

На основании анализа научно-технической литературы сделан вывод, что на смену преобладающим при изготовлении воздушного винта металлическим сплавам, обеспечивающим достаточный уровень физико-механических свойств, но характеризующимся повышенными весовыми характеристиками, пришли более экономичные ПКМ, получаемые безавтоклавным формованием, которые дают возможность создавать большое количество материалов, используемых в широком диапазоне температур и климатических условий.

В настоящее время наиболее реализованным и перспективным процессом изготовления лопастей воздушного винта из ПКМ является метод пропитки под давлением армирующих наполнителей (волокон, жгутов, лент, однонаправленных и равнопрочных тканей, а также плетеных преформ) в жесткой пресс-форме [5, 6].

Возможность получать материалы с низкой пористостью, способные выдерживать деформационные нагрузки, а также способствующие уменьшению массы изделия при сохранении повышенных характеристик при эксплуатации и снижению трудоемкости технологических процессов, – одно из преимуществ процесса пропитки под давлением.

Установлено также, что ПКМ, созданные на основе объемно-армирующих преформ, имеют высокое сопротивление к повреждениям наряду с повышенными прочностными показателями и устойчивостью к тангенциальным нагрузкам (скручиванию). Преимуществом при использовании конструкций на основе объемно-армирующих плетеных преформ является и уменьшение количества технологических этапов производства, что позволяет изготовить преформу трубчатой конструкции с заданными размерами и внедренными (при необходимости) соединительными элементами за одну операцию [7–11].

Анализ научно-технической литературы [12–14] также показал, что основными технологиями, применяемыми при получении ПКМ для воздушного винта, являются:

- пропитка армирующего наполнителя методом пропитки под давлением в жесткой пресс-форме;
- технологии объемно-армирующего плетения наполнителей путем создания сетчатой биаксиальной/триаксиальной структуры с дальнейшей пропиткой под давлением.

Кроме того, определено [15–21], что:

- в качестве армирующих наполнителей используются любые волокна, однако чаще всего стекло- и углеволокна как однонаправленной, так и тканой структуры;
- в качестве связующего можно применять как традиционные эпоксидные связующие, так и другие полимеры (полиэфирэфиркетон, бисмалеимид, полиэфиримид, полиимид и др.), а также термопласты;
- конструкции из ПКМ обладают плотностью 1,4–1,9 г/см³, что приблизительно в 1,5 раза меньше плотности конструкции из алюминиевого сплава (до 2,7 г/см³) – это приводит к уменьшению весовых характеристик воздушного винта, выполненного из пластика.

Таким образом, можно сделать вывод, что применение объемно-армирующих плетеных преформ, характеризующееся возможностью создавать криволинейные поверхности сложной геометрической формы, позволяет производить конструкции с переменным сечением без использования ручной выкладки, обеспечивать легкое и надежное внедрение соединительных элементов в изготавливаемые лопасти воздушного винта [22–24].

Материалы и методы

Проведен выбор эпоксидного связующего для создания углепластика на основе объемно-армирующих плетеных преформ методом пропитки под давлением, а также их схем армирования и волокна.

От связующего зависят многие свойства полимерного композита, в том числе прочность, тепло- и влагостойкость, стойкость к действию агрессивных сред. Именно матрица связывает волокна друг с другом, создавая монолитный конструкционный материал. Опыт, полученный сотрудниками НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках выполнения проектов по разработке ПКМ с использованием способов безавтоклавного формования, позволяет определить требования к связующему для создания воздушного винта методом пропитки под давлением:

- вязкость при температуре переработки – не более 0,5 Па·с;
- сохранение вязкости при температуре переработки – не менее 3 ч;
- доступность компонентов связующего на рынке Российской Федерации.

Выбрано расплавное эпоксидное связующее, разработанное в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, с низкой вязкостью при температуре переработки и значительным временем жизнеспособности (до 5,5 ч). Кроме того, в его составе отсутствуют компоненты импортного производства [25].

Выбор углеродного волокна проводили исходя из наличия серийного производства в Российской Федерации, в целях развития которого и для создания конкурентоспособной продукции на основе данного волокна в 2015 г. запущен завод по его производству – ООО «Алабуга-Волокно». Этот проект направлен на импортозамещение зарубежных углеродных волокон. По данным производителя, волокно марки Umatex применяется в качестве наполнителя при производстве углепластиков для изделий авиационной техники. В связи с этим выбрано волокно российского производства марки Umatex для изготовления объемно-армирующих плетеных преформ.

Проведен анализ существующих схем армирования ПКМ, получаемых на основе ровинга или тканей, и их применения при производстве преформ методом плетения. Существует две схемы армирования при изготовлении композиционного материала на основе объемно-армирующих преформ – биаксиальная и триаксиальная. Технология создания биаксиальной объемно-армирующей преформы состоит во взаимном сплетении волокон в продольном направлении (рис. 1, а) [26].

Кроме биаксиального, может применяться и триаксиальное армирование путем введения третьей нити в преформу (рис. 1, б). Использование такой схемы способствует повышению механической прочности композита на основе плетеной преформы к нагрузкам вдоль оси и драпируемости, при этом снижаются значения вероятности оплетки (и, следовательно, изготовления изделий) с переменным сечением.

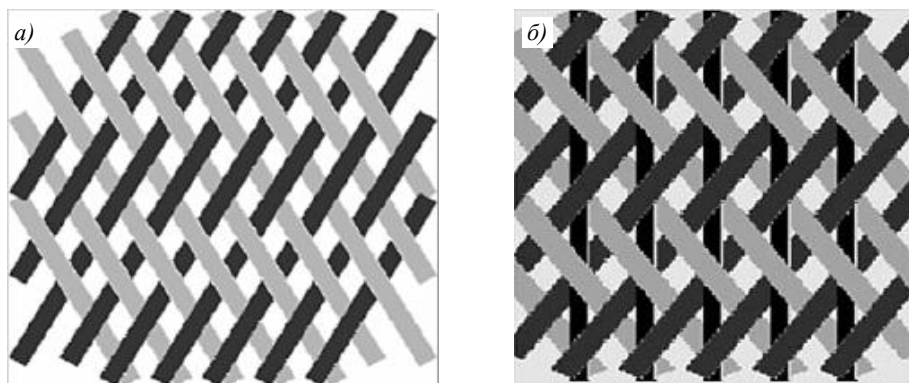


Рис. 1. Биаксиальная (а) и триаксиальная (б) схемы армирования объемно-армирующих плетеных преформ

Используемый угол армирования плетеной преформы также оказывает влияние на свойства разрабатываемого ПКМ, созданного на ее основе. Меняя угол, можно получать свойства, требуемые для конкретной конструкции, в зависимости от применяемого типа нагрузки – кручение, сдвиг.

Выбранные схемы армирования и угол переплетения позволяют создать заготовку, оптимально соответствующую типу нагрузки будущей конструкции. С учетом переменного сечения изготавливаемой конструкции биаксиальная схема армирования является оптимальным решением для изготовления изделия, а применение триаксиальной схемы армирования затруднительно [26].

Результаты и обсуждение

Выбрана схема армирования преформ с укладкой ± 45 градусов. Для проведения данной работы использовали расплавленное эпоксидное связующее, которое, так же как и изготовленные плоские образцы углепластика на основе объемно-армирующих плетеных преформ, разработано в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

В процессе изготовления образцов углепластика методом пропитки под давлением варьировали следующие параметры технологического процесса: продолжительность пропитки под вакуумом и величину избыточного давления. На рис. 2 представлены плиты углепластика в оснастке после проведения пропитки под давлением.

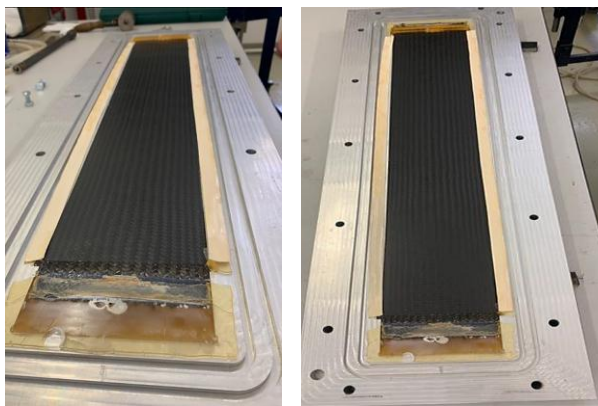


Рис. 2. Плиты углепластика в оснастке после проведения пропитки под давлением

Результаты ультразвукового контроля углепластика показали отсутствие в нем дефектов и расслоений. Исследование проводили высокочастотным эхо-импульсным методом с чувствительностью контроля, эквивалентной выявлению плоскодонного отражателя диаметром 5 мм. Сканирование преобразователем на фазированной решетке осуществляли по всей площади. Выполнен также рентгеновский компьютерный анализ образцов углепластика для определения объемной доли их пористости. На рис. 3 представлено изображение образца углепластика при проведении исследования.

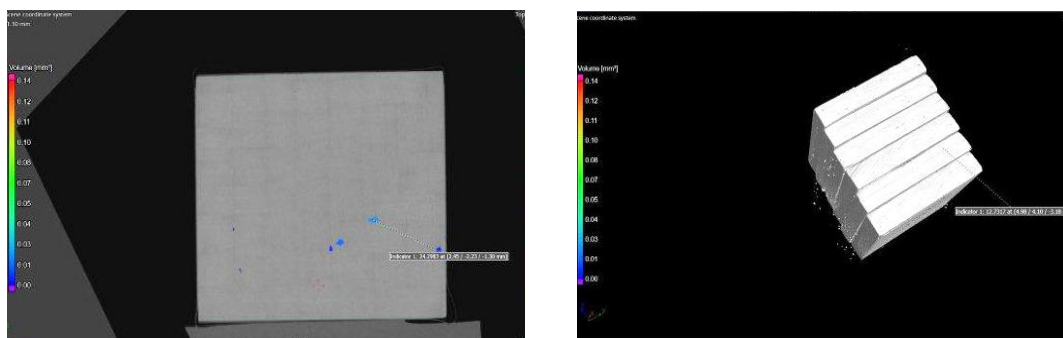


Рис. 3. Визуализация образца углепластика при проведении рентгеновской компьютерной томографии

Установлено, что, согласно полученной микроструктуре образцов углепластика, объемная доля пористости составляет 0,2 %, что свидетельствует о правильном выборе режимов.

Исследованы физические свойства углепластика на основе биаксиальной плетеной преформы и связующего производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Определены пористость, плотность, степень отверждения и температура стеклования углепластика [27]:

Свойства	Значения свойств
Объемная доля пористости, % (МИ 1.2.018–2010)	0,2
Плотность, г/см ³ (ГОСТ 15139–69)	Не более 1,55
Степень отверждения, % (ГОСТ Р 56755–2015)	Не менее 98,0
Температура стеклования, °С (ГОСТ Р 57739–2017)	Не менее 165

Определены также механические свойства (предел прочности) плоских образцов углепластика при температуре 20 °С:

Свойства	Значения свойств (не менее)
Предел прочности, МПа:	
при растяжении (СТО 1-595-11-505–2016)	450
при изгибе (ГОСТ 4648–2014)	650
при сжатии (ГОСТ Р 56797–2015)	340
при межслойном сдвиге (ГОСТ 32659–2014)	35

Образцы углепластика исследованы после натурных испытаний в умеренно теплом климате с мягкой зимой (г. Геленджик) и в зоне промышленной атмосферы умеренного климата (г. Москва) после 12 мес экспозиции. После проведения экспозиций в Геленджике и Москве определены основные физико-механические характеристики. Углепластик также подвергали испытаниям по определению стойкости к климатическим факторам: термическому старению при температуре 100 °С в течение 2000 ч; тепловлажностному старению при температуре 60 °С и влажности воздуха 85 % в течение 3 мес; испытанию на тропикостойкость в течение 3 мес [27].

Установлено, что сохранение предела прочности при межслойном сдвиге образцов углепластика относительно исходных значений составляет:

- 100 % – после термического старения в течение 2000 ч при температуре испытаний 20 °С;
- более 75 % – после тепловлажностного старения при температуре 60±2 °С и относительной влажности 85±3 % после 3 мес;
- 100 % – после экспозиции тропического цикла в течение 3 мес;
- 100 % – после натурных испытаний в умеренно теплом климате с мягкой зимой (г. Геленджик) и в зоне промышленной атмосферы умеренного климата (г. Москва) после 12 мес экспозиции.

Наблюдается вполне закономерная тенденция небольшого снижения эксплуатационных характеристик материала. Можно ожидать, что на практике, после выполнения работ по грунтовке и окраске изделия, уменьшение значений свойств будет незначительным [27].

Для получения образца углепластика сложной геометрической формы на основе объемно-армирующей плетеной преформы и последующего создания конструктивно-подобного элемента лопасти воздушного винта методом пропитки под давлением проведено моделирование процесса изготовления с учетом проницаемости армирующего наполнителя и вязкости полимерной матрицы (связующего).

С целью определения продолжительности пропитки и выбора оптимального расположения мест подачи и выхода полимерной матрицы из пресс-формы при производстве конструктивно-подобного элемента лопасти воздушного винта из углепластика

осуществлено моделирование процесса создания образца сложной геометрической формы методом пропитки под давлением. С учетом проницаемости наполнителя и вязкости полимерной матрицы проведено также моделирование процесса пропитки с использованием программы конечно-элементного моделирования PAM-RTM.

Для осуществления расчета в программе Solid Edge построена оболочечная CAD-модель конструктивно-подобного образца длиной 700 мм (рис. 4).

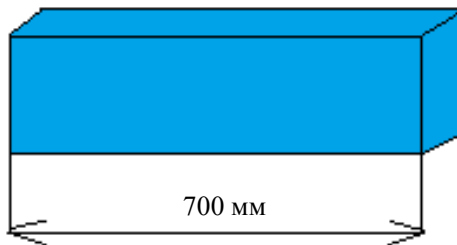


Рис. 4. Оболочечная CAD-модель конструктивно-подобного образца

Поскольку моделирование в программе PAM-RTM выполняют по методу конечных элементов, то после импорта CAD-модели в программу Visual Mesh построена FEM-модель с размером ячейки 6 мм [27].

В качестве исходных данных заданы вязкость полимерной матрицы и коэффициент проницаемости объемно-армирующей плетеной преформы:

- вязкость полимерной матрицы при температуре пропитки 50 °С изменяется в диапазоне от 0,25 до 0,45 Па·с за 150 мин;
- проницаемость армирующего наполнителя постоянная и составляет не более $1,37 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2$.

Далее для проведения расчета заданы граничные условия – расположение точки подачи полимерной матрицы и точки отвода ее в ловушку. По схеме полимерная матрица подается со стороны заделки и распределяется по всей длине образца. Отвод полимерной матрицы осуществляется в противоположной части образца.

Диаметр входного и выходного штуцера одинаковый и составляет 6 мм. Давление для процесса RTM задано 0,3 МПа.

Моделирование процесса пропитки под давлением в программе PAM-RTM проводили по закону Дарси, по которому определяли расход однородной жидкости через пористую среду при ламинарном режиме потока. Основой для обеспечения закона Дарси является соблюдение закона сохранения масс с учетом несжимаемости жидкости. Параметры, оказывающие влияние на процесс пропитки, – это проницаемость наполнителя, вязкость полимерной матрицы и градиент давления. Чем больше показатель проницаемости наполнителя и скорость подачи матрицы, тем быстрее пройдет полная пропитка армирующего материала. Обратное влияние на процесс демонстрирует вязкость полимерной матрицы [27].

По результатам моделирования выявлено изменение положения фронта полимерной матрицы в зависимости от времени по предложенной схеме инъекции (рис. 5), а также установлено, что продолжительность полной пропитки конструктивно-подобного образца составила ~8000 с, что не превышает времени жизнеспособности полимерной матрицы.

Для отработки технологических режимов изготовления конструктивно-подобного элемента лопасти воздушного винта, изготовлена на фрезерно-гравировальном станке из пенопласта разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ расходоуемая оснастка. Затем методом радиального плетения на станке производства фирмы «Герцог» (Германия) наплетены слои объемно-армирующей биаксиальной преформы (рис. 6) [26].

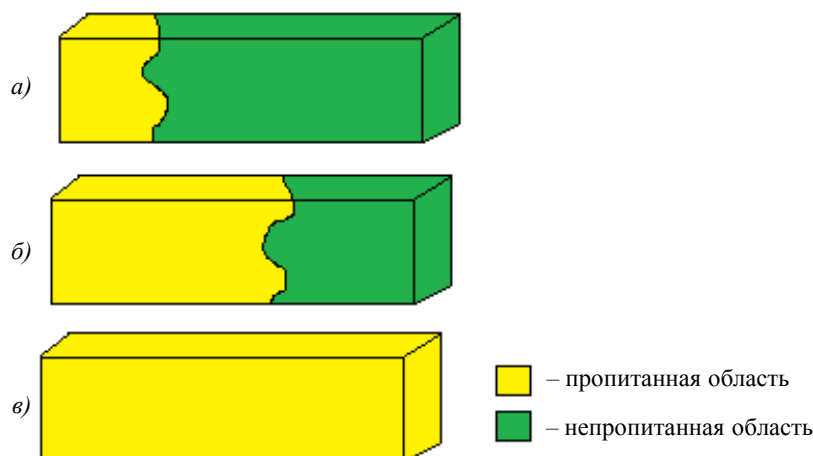


Рис. 5. Положение фронта связующего при пропитке через 650 (а) и 3100 с (б), а также при полной пропитке (в)

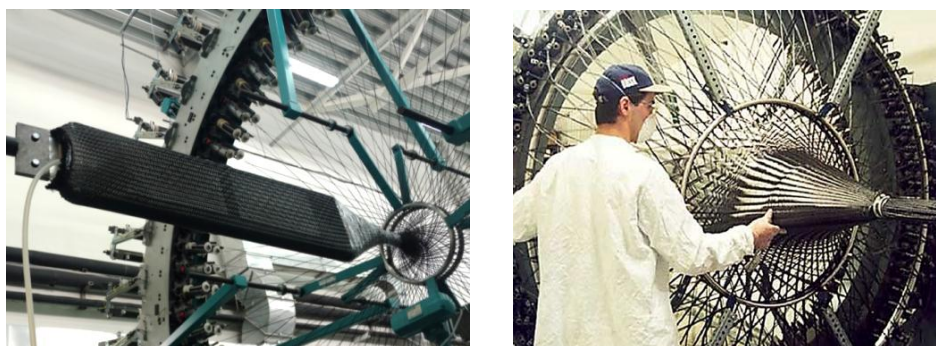


Рис. 6. Процесс изготовления конструктивно-подобного образца лопасти воздушного винта

Далее создан конструктивно-подобный образец лопасти воздушного винта из углепластика на основе объемно-армирующей плетеной преформы. Процесс изготовления выполнен с учетом моделирования. Осуществлен неразрушающий контроль полученного образца лопасти воздушного винта, показавший отсутствие дефектов. Проведен также рентгеновский компьютерный анализ образцов конструктивно-подобного элемента лопасти из углепластика для определения объемной доли пористости и получено значение плотности. На рис. 7 представлена визуализация образца углепластика при проведении рентгеновской компьютерной томографии.

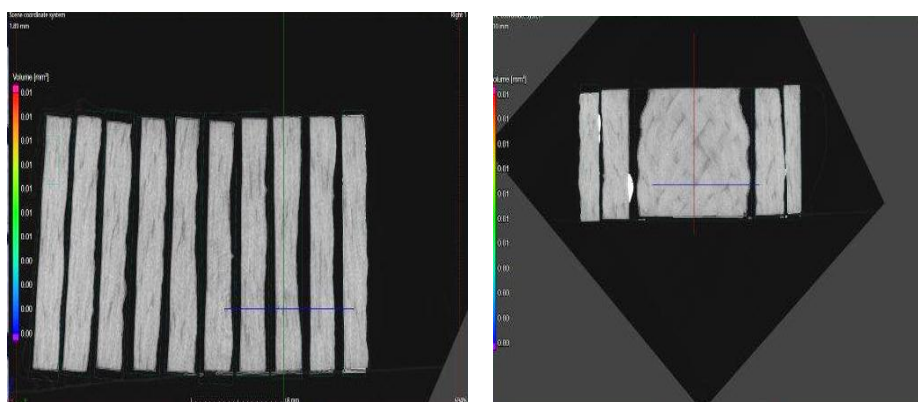


Рис. 7. Визуализация образца углепластика при проведении рентгеновской компьютерной томографии

Установлено, что пористость образца конструктивно-подобного элемента лопасти из углепластика, определенная методом рентгеновской компьютерной томографии, составляет ~0,25 %, а плотность данного образца 1,50 г/см³.

Показано, что используемая технология пропитки под давлением позволяет изготавливать высококачественный низкопористый материал. Данные, полученные в ходе работы, возможно интерпретировать применительно к созданию семейства воздушных винтов с легкими высокоресурсными лопастями из ПКМ для турбовинтовых самолетов нового поколения [2].

Заключения

Использование углепластика, создаваемого методом пропитки под давлением на основе объемно-армирующей плетеной преформы, – эффективный способ получения как материалов, так и элементов конструкций. Применение расплавной эпоксидной полимерной матрицы с пониженной температурой отверждения позволяет снизить затраты на формование изделий и получать материал с низким содержанием пор.

Такой материал является перспективным для создания конструкций сложной геометрической формы, в том числе для изготовления элемента лопасти воздушного винта. Преимущества метода пропитки под давлением связаны с пониманием как самого процесса производства, так и способа формования изделия для его практического использования. Важным является понимание закономерностей процесса и технологии создания ПКМ на основе объемно-армирующих плетеных преформ с целью получения материала с заданными свойствами. Использование данных решений в высокотехнологичных отраслях промышленности позволит создавать новые изделия для различного применения.

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

Список источников

1. Carey J.P. Handbook of Advances in Braided Composite Materials: Theory, Production, Testing and Applications. Elsevier Ltd, 2016. 479 p.
2. Разработка семейства воздушных винтов с легкими высокоресурсными лопастями из полимерных композиционных материалов для турбовинтовых самолетов нового поколения: отчет о работе ПАО НПП «Аэросила». 2018. URL: <http://aviationunion.ru> (дата обращения: 20.06.2022).
3. Calvert T. Braided Fabrics for Aircraft Interiors Use Carbon Reinforced PPS Tapes. 2009. URL: <https://www.reinforcedplastics.com/content/other/braided-fabrics-for-aircraft-interiors-use-carbon-reinforced-pps-tapes> (дата обращения: 28.05.2022).
4. A&P Technology, Bombardier Wing Flap. 2014. URL: <http://www.braider.com/Case-Studies/Bombardier-Wing-Flap.aspx> (дата обращения: 24.06.2022).
5. Донецкий К.И., Быстрикова Д.В., Караваев Р.Ю., Тимошков П.Н. Полимерные композиционные материалы для создания элементов трансмиссий авиационной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-82-93.
6. Ivey M., Carey J.P., Ayranci C. Manufacturing and characterization of braidtruded fiber reinforced polymer rebar // Polymer Composite. 2018. Vol. 39. P. 337–350.
7. Hajihosseini A., Ayranci C., Carey J.P.R. Simulation of the rapid curing process for braid reinforced frp rebar in braidtrusion process using a finite element analysis // International SAMPE Technical Conference. Seattle; Washington, 2014. P. 2–5.
8. Del Rosso S., Iannucci L., Curtis P. Experimental Investigation of the Mechanical Properties of Dry Microbraids and Microbraid Reinforced Polymer Composites // Composite Structure. 2015. Vol. 44. P. 505–519.

9. Gnädinger F., Karcher M., Henning F. Holistic and Consistent Design Process for Hollow Structures Based on Braided Textiles and RTM // *Applied Composite Materials*. 2013. Vol. 21. P. 1–16.
10. Sun Y., Yang Y.H., He J.L. Study on Manufacture Technology and Mechanical Properties of Three Dimensional Braided Composite Support with Irregular Shape // *Advanced Material Research*. 2011. Vol. 194–196. P. 1417–1420.
11. Branscomb D., Beale D., Broughton R.M. New Directions in Braiding // *Journal of Engineered Fibers and Fabric*. 2013. Vol. 8. P. 11–24.
12. Okano M., Sugimoto K., Nakai A., Hamada H. Bending Properties of Braided Composite Tubes // *Australasian Conference on Composite Materials (ACCM 4)*. 2014. P. 218–222.
13. Потоцкий М.В., Небелов Е.В., Ткаченко Д.П., Кирпичников А.П. Подход к исследованию лопастей воздушных винтов турбовинтового двигателя, поврежденных посторонними предметами // *Вестник Казанского технологического университета*. 2012. Т. 17. № 12. С. 167–169.
14. Melenka G.W., Pastore C.M., Kj F.K. et al. Advances in 2-D and 3-D braided composite material modeling. Edmonton, 2016. P. 321–363.
15. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing // *Herald of the Russian Academy of Sciences*. 2020. Vol. 90. No. 2. P. 225–228.
16. Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Раскутин А.Е., Дун В.А. Углепластик на основе объемно-армирующей триаксиальной плетеной преформы // *Труды ВИАМ*. 2019. № 1 (73). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-55-63.
17. Melenka G.W., Carey J.P., Hut A., Cheung B. Advanced testing of braided composite materials. Edmonton, 2016. P. 155–204.
18. Лопасть винта из композитного материала (варианты) и способ ее изготовления (варианты): пат. 2013109705 Рос. Федерация; заявл. 04.03.13; опубл. 20.05.14.
19. Лопасть винта летательного аппарата: пат. 2012131274 Рос. Федерация; заявл. 20.12.10; опубл. 20.11.14.
20. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // *Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т.* СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
21. Advancements in Braided Materials Technology. 2015. URL: <http://www.braider.com/Resources/Papers-Articles/Automated-Manufacturing.aspx> (дата обращения: 19.05.2022).
22. Samipour S.A., Khaliulin V.I., Batrakov V.V. Development of the Technology of Manufacturing Aerospace Composite Tubular Elements by Radial Braiding // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2018. Vol. 47. No. 3. P. 284–289.
23. Ivey M., Carey J.P., Ayranci C. Ply mechanics for braided composite materials. Edmonton, 2017. P. 259–306.
24. Xu L., Kim S.J., Ong Ch.-H. Prediction of material properties of biaxial and triaxial braided textile composites // *Journal of Composite Materials*. 2012. Vol. 46. P. 2255–2270.
25. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П. Термореактивные связующие для полимерных композиционных материалов: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2021. 528 с.
26. Донецкий К.И., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Методы инфузии для изготовления полимерных композиционных материалов (обзор). Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2022. № 6 (112). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-58-67.
27. Гончаров В.А., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Особенности состава полимерной матрицы и схем армирования трансмиссионных валов из полимерных композиционных материалов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 1 (95). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.05.2022). DOI: 10.18577/2307-2021-0-1-85-96.

References

1. Carey J.P. *Handbook of Advances in Braided Composite Materials: Theory, Production, Testing and Applications*. Elsevier Ltd, 2016, 479 p.
2. *Development of a family of propellers with light high-life blades made of polymer composite materials for new generation turboprop aircraft: a report on the work of PJSC NPP Aerosila*. 2018. Available at: <http://aviationunion.ru> (accessed: June 20, 2022).
3. Calvert T. *Braided Fabrics for Aircraft Interiors Use Carbon Reinforced PPS Tapes*. 2009. Available at: <https://www.reinforcedplastics.com/content/other/braided-fabrics-for-aircraft-interiors-use-carbon-reinforced-pps-tapes> (accessed: May 28, 2022).
4. A&P Technology, *Bombardier Wing Flap*. 2014. Available at: <http://www.braider.com/Case-Studies/Bombardier-Wing-Flap.aspx> (accessed: June 24, 2022).
5. Donetskiy K.I., Bystrikova D.V., Karavaev R.Yu., Timoshkov P.N. Application of polymeric composite materials for creation of elements of transmissions of aviation engineering (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 19, 2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-82-93.
6. Ivey M., Carey J.P., Ayranci C. Manufacturing and characterization of braidtruded fiber reinforced polymer rebar. *Polymer Composite*, 2018, vol. 39, pp. 337–350.
7. Hajihosseini A., Ayranci C., Carey J.P.R. Simulation of the rapid curing process for braid reinforced frp rebar in braidtrusion process using a finite element analysis. *Internatioanal SAMPE Technical Conference*. Seattle; Washington, 2014, pp. 2–5.
8. Del Rosso S., Iannucci L., Curtis P. Experimental Investigation of the Mechanical Properties of Dry Microbraids and Microbraid Reinforced Polymer Composites. *Composite Structure*, 2015, vol. 44, pp. 505–519.
9. Gnädinger F., Karcher M., Henning F. Holistic and Consistent Design Process for Hollow Structures Based on Braided Textiles and RTM. *Applied Composite Materials*, 2013, vol. 21, pp. 1–16.
10. Sun Y., Yang Y.H., He J.L. Study on Manufacture Technology and Mechanical Properties of Three Dimensional Braided Composite Support with Irregular Shape. *Advanced Material Research*, 2011, vol. 194–196, pp. 1417–1420.
11. Branscomb D., Beale D., Broughton R.M. New Directions in Braiding. *Journal of Engineered Fibers and Fabric*, 2013, vol. 8, pp. 11–24.
12. Okano M., Sugimoto K., Nakai A., Hamada H. Bending Properties of Braided Composite Tubes. *Australasian Conference on Composite Materials (ACCM 4)*, 2014, pp. 218–222.
13. Pototsky M.V., Nebelov E.V., Tkachenko D.P., Kirpichnikov A.P. An approach to the study of propeller blades of a turboprop engine damaged by foreign objects. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2012, vol. 17, no. 12, pp. 167–169.
14. Melenka G.W., Pastore C.M., Kj F.K. et al. *Advances in 2-D and 3-D braided composite material modeling*. Edmonton, 2016, pp. 321–363.
15. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2020, vol. 90, no. 2, pp. 225–228.
16. Donetskiy K.I., Karavayev R.Yu., Raskutin A.Ye., Dun V.A. Carbon fibers composite material on the basis of volume reinforcing triax braiding preforms. *Trudy VIAM*, 2019, no. 1 (73), paper no. 07. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: May 19, 202022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-55-63.
17. Melenka G.W., Carey J.P., Hut A., Cheung B. *Advanced testing of braided composite materials*. Edmonton, 2016, pp. 155–204.
18. *Composite propeller blade (options) and method for its manufacture (options)*: pat. 2013109705 Rus. Federation; filed 04.03.13; publ. 20.05.14.
19. *Aircraft propeller blade*: pat 2012131274 Rus. Federation; filed 20.12.10; publ. 20.11.14.
20. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new generation materials. *Reports of XXI Mendelev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.

21. *Advancements in Braided Materials Technology*. 2015. Available at: <http://www.braider.com/Resources/Papers-Articles/Automated-Manufacturing.aspx> (accessed: May 19, 2022).
22. Samipour S.A., Khaliulin V.I., Batrakov V.V. Development of the Technology of Manufacturing Aerospace Composite Tubular Elements by Radial Braiding. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2018, vol. 47, no. 3, pp. 284–289.
23. Ivey M., Carey J.P., Ayranci C. *Ply mechanics for braided composite materials*. Edmonton, 2017, pp. 259–306.
24. Xu L., Kim S.J., Ong Ch.-H. Prediction of material properties of biaxial and triaxial braided textile composites. *Journal of Composite Materials*, 2012, vol. 46, pp. 2255–2270.
25. Mukhametov R.R., Petrova A.P. *Thermosetting binders for polymer composite materials*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: NRC "Kurchatov Institute" – VIAM, 2021, 528 p.
26. Donetskii K.I., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Infusion methods for the manufacture of polymer composite materials (review). Part 1. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112). paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 19, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-58-67.
27. Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Features of the structure and reinforcement transmission shafts made of polymer composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 1 (95), paper no. 9. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 19, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-85-96.

Информация об авторах

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

Караваев Роман Юрьевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Быстрикова Дарья Владимировна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Грачева Алена Дмитриевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Roman Yu. Karavaev, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Darya V. Bystrikova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alena D. Gracheva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 09.08.2022.

The article was submitted 03.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 09.08.2022.

Научная статья

УДК 621.318.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-39-48

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЕЧЕННЫХ МАГНИТОВ Pr–Dy–Fe–Co–B НА ИХ КОЭРЦИТИВНУЮ СИЛУ

Д.В. Королев¹, Р.А. Валеев¹, Р.Б. Моргунов¹, В.П. Пискорский¹

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

Аннотация. Коэрцитивная сила спеченных магнитов Pr–Dy–Fe–Co–B имеет определяющее значение для качества и точности динамически настраиваемых гироскопов и других навигационных приборов. Остаточная намагниченность при этом также имеет важное значение, определяя порог чувствительности и точность гироскопа. Подбор химического состава не дает в полной мере реализовать лучшие характеристики магнита, поэтому определенных успехов можно добиться, применяя термообработку. Показано, что подбор режима термической обработки спеченных магнитов позволяет улучшить их характеристики до технически приемлемых значений, что значительно упрощает технологию их изготовления.

Ключевые слова: динамические гироскопы, кольцевые магниты с радиальной текстурой, коэрцитивная сила, термическая стабильность

Для цитирования: Королев Д.В., Валеев Р.А., Моргунов Р.Б., Пискорский В.П. Влияние термической обработки спеченных магнитов Pr–Dy–Fe–Co–B на их коэрцитивную силу // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-39-48.

Scientific article

EFFECT OF HEAT TREATMENT OF SINTERED Pr–Dy–Fe–Co–B MAGNETS ON THEIR COERCIVITY

D.V. Korolev¹, R.A. Valeev¹, R.B. Morgunov¹, V.P. Piskorsky¹

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

Abstract. The coercive force of sintered Pr–Dy–Fe–Co–B magnets plays a decisive role for the quality and accuracy of gyroscopes and other navigation devices. The residual magnetization also plays an important role in determining the sensitivity threshold and the accuracy of the such systems. The chemical design of magnets, i. e. the selection of chemical composition, does not fully realize the best characteristics. Therefore, some success can be achieved by applying heat treatment. The article shows that the selection of the heat treatment mode of sintered magnets allows to improve their characteristics to technically acceptable values, which greatly simplifies the manufacturing technology of such magnets.

Keywords: gyroscopes, ring magnets with radial texture, coercive force, thermal stability

For citation: Korolev D.V., Valeev R.A., Morgunov R.B., Piskorsky V.P. Effect of heat treatment of sintered Pr–Dy–Fe–Co–B magnets on their coercivity. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-39-48.

Введение

С увеличением содержания кобальта в сплаве системы Pr–Dy–Fe–Co–В величина коэрцитивной силы по намагниченности (H_{cl}) уменьшается до нуля при любых сочетаниях тяжелых редкоземельных металлов, таких как тербий, диспрозий и т. д. [1–4]. Одним из путей предотвращения этого явления и повышения величины H_{cl} является подбор режима термической обработки. Магниты с высоким содержанием кобальта важны для приборов инерциальной навигации – динамически настраиваемых гироскопов (ДНГ). Гироскопы данного типа обладают рядом преимуществ по сравнению с другими типами гироскопов [5–8]. Совокупность элементов ДНГ представляет собой сложную систему с набором резонансных частот, отвечающих различным элементам. К таким элементам относятся: упругий подвес и ротор, вращение которого обеспечивается карданным кольцом, соединяющим его с валом двигателя. Эти элементы образуют систему с тремя взаимно перпендикулярными вращательными степенями свободы. Ротор вращается со скоростью 20–30 тыс. оборотов в минуту. Принципиальной возможностью работы такого устройства является условие совпадения резонансных частот перечисленных элементов. При таком совпадении удастся добиться компенсации демпфирующих факторов, например, таких как вязкое трение. В результате при малых углах отклонения, когда дифференциальные уравнения, описывающие поведение такой системы, линейризуются, можно показать, что гироскоп обладает астатическими свойствами. Это придает гироскопу необходимую высокую точность [6–8]. В настоящее время требования к точности ДНГ весьма высоки. Это связано с тем, что в случае позиционирования космических аппаратов с телескопами и камерами на борту необходимо иметь очень прецизионное определение координат таких устройств в пространстве. Конечно, помимо гироскопов для этих целей используются и иные системы. Например, важное значение приобрели так называемые электронные гироскопы, в которых чувствительным элементом позиционирования является сенсор гигантского магнитосопротивления, который очень точно определяет ориентацию по отношению к магнитному полю Земли. Однако использование таких систем требует картирования магнитного поля Земли, что является основной трудностью. Аналогичными недостатками обладают оптоволоконные и лазерные системы. Поэтому, несмотря на обилие новых инженерных решений, ДНГ продолжают быть одними из главных приборов навигации [9, 10]. Важным свойством гироскопа является уход измеряемого угла от контрольной точки. В современных ДНГ эта величина не превышает 10^{-4} – 10^{-2} градусов в час [9].

Какую же роль в работе гироскопов играют магниты? Магнит является принципиально важной деталью ДНГ потому, что именно вращение катушки в магнитном поле генерирует электродвижущую силу (ЭДС) индукции и напряжение, по которому измеряется скорость вращения ротора. Следовательно, от качества магнита зависит результат измерения углов. При аксиальной симметрии вращающейся системы требуются магниты в форме кольца, причем намагниченность должна быть направлена радиально. Это требует радиального текстурирования магнитов, что возможно не для любого материала [10]. Как правило, сплавы для магнита легируют кобальтом [11] и тяжелыми редкоземельными металлами, такими как диспрозий, тербий и т. д. [12, 13]. Однако эти виды легирования могут вызывать уменьшение остаточной индукции (B_r), хотя именно она является ключевым параметром, определяющим величину ЭДС индукции в катушках, а следовательно, и отношение сигнал/шум в гироскопе.

Цель данной работы – исследование сплавов с церием, который обладает уникальными магнитными свойствами, проявляет эффект Кондо и рассматривается как перспективная добавка. Его преимуществом является низкая цена и большая распространенность в природе. Магниты на основе церия могли бы стать основой для компонентов ДНГ.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 11.1. «Термостабильные магнитотвердые материалы и математические модели расчета их температурных характеристик для навигационных приборов нового поколения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [14].

Материалы и методы

Сплавы выплавляли методом индукционной плавки в набивном керамическом тигле. В качестве исходных шихтовых материалов использовали чистые редкоземельные металлы: празеодим марки ПрМ-1, церий марки ЦеМ-1, диспрозий марки ДиМ-1, кобальт марки К0, железо АРМКО. Бор вводили в плавку в виде лигатуры FeB марки ФБ-20. Спеченные материалы изготовлены методом порошковой технологии, которая включала дробление слитка, мокрый помол в защитной среде, прессование в магнитном поле для создания текстуры, спекание в вакуумной печи электросопротивления (вакуум – не менее 10^{-5} мм рт. ст.) и отжигом в той же печи при температуре 1000 °С. Плотность образцов определяли методом взвешивания в дистиллированной воде и на воздухе. Анализ локального химического состава фаз проводили на спеченных образцах методом качественного и количественного электронно-зондового микроанализа на аппарате Superprob-733 (JCSMA-733, фирма Jeol, Япония). Локальность анализа 1 мкм², глубина анализа 1 мкм. Рентгеновский дифракционный анализ проводили на установке ДРОН-3М с излучением трубки Fe K α . Петлю магнитного гистерезиса измеряли на спеченных образцах постоянных магнитов сферической формы диаметром 2–3 мм с помощью вибромагнетометра. Измерения проводили при комнатной температуре.

Результаты и обсуждение

В табл. 1 представлены режимы изготовления образцов, плотность и коэрцитивная сила по намагниченности (H_{cl}).

Таблица 1

Режимы изготовления и характеристики образцов

Состав образца, атомн. долей	Режим изготовления		Плотность, кг/м ³	H_{cl} , кА/м
	температура, °С	продолжительность, ч		
(Pr _{0,52} Dy _{0,48}) _{14,05} (Fe _{0,62} Co _{0,38}) _{79,02} B _{6,79}	1130	1	7620	1152
	1000	8	7730	1208
(Pr _{0,52} Dy _{0,48}) _{14,17} (Fe _{0,59} Co _{0,41}) _{79,02} B _{6,66}	1150	1	7800	688
	1000	8	7820	512
(Pr _{0,49} Dy _{0,51}) _{14,42} (Fe _{0,56} Co _{0,44}) _{78,99} B _{6,49}	1150	1	7810	200
	1000	8	7860	248
(Pr _{0,56} Dy _{0,44}) _{14,43} (Fe _{0,50} Co _{0,50}) _{79,13} B _{6,35}	1150	1	7760	64
	1000	8	7870	104

В результате отжига спеченных образцов постоянных магнитов увеличивается их плотность, а также величина коэрцитивной силы (табл. 1) из-за того, что происходят перераспределение межзеренной фазы/фаз по объему магнита и уменьшение количества пор. Наблюдаются также смачивание расплавом межзеренной фазы и сглаживание границ зерен основной магнитной фазы, тем самым снижается количество центров зарождения доменов обратной намагниченности. Результаты электронно-зондового микроанализа образцов после спекания представлены в табл. 2.

**Результаты электронно-зондового микроанализа основных фаз
в спеченных материалах $(\text{Pr}_{1-x}\text{Dy}_x)-(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)-\text{B}$ в зависимости от содержания кобальта**

Состав материала, атомн. долей	Фаза	Состав фазы, атомн. долей
$(\text{Pr}_{0,82}\text{Dy}_{0,18})_{12,1}(\text{Fe}_{0,85}\text{Co}_{0,15})_{79,8}\text{B}_{8,1}$	A R_3FB_7 R_3F	$(\text{Pr}_{0,80}\text{Dy}_{0,20})_2(\text{Fe}_{0,88}\text{Co}_{0,12})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,94}\text{Dy}_{0,06})_3(\text{Fe}_{0,81}\text{Co}_{0,1})\text{B}_7$ $\text{Pr}_3(\text{Fe}_{0,18}\text{Co}_{0,82})$
$(\text{Pr}_{0,53}\text{Dy}_{0,47})_{13,4}(\text{Fe}_{0,80}\text{Co}_{0,20})_{78,6}\text{B}_{8,0}$	A (ц) A (к) RF_2 R_3F RF_3	$(\text{Pr}_{0,38}\text{Dy}_{0,62})_2(\text{Fe}_{0,83}\text{Co}_{0,17})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,61}\text{Dy}_{0,39})_2(\text{Fe}_{0,81}\text{Co}_{0,19})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,71}\text{Dy}_{0,29})(\text{Fe}_{0,49}\text{Co}_{0,51})_2$ $\text{Pr}_3(\text{Fe}_{0,20}\text{Co}_{0,80})$ $(\text{Pr}_{0,58}\text{Dy}_{0,42})(\text{Fe}_{0,82}\text{Co}_{0,18})_3$
$(\text{Pr}_{0,55}\text{Dy}_{0,45})_{12,8}(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})_{72,3}\text{B}_{14,9}$	A RF_3 RF_2 R_3F	$(\text{Pr}_{0,50}\text{Dy}_{0,50})_2(\text{Fe}_{0,81}\text{Co}_{0,19})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,34}\text{Dy}_{0,66})(\text{Fe}_{0,85}\text{Co}_{0,15})_3$ $(\text{Pr}_{0,88}\text{Dy}_{0,12})(\text{Fe}_{0,45}\text{Co}_{0,55})_2$ $\text{Pr}_3(\text{Fe}_{0,17}\text{Co}_{0,83})$
$(\text{Pr}_{0,53}\text{Dy}_{0,47})_{12,0}(\text{Fe}_{0,77}\text{Co}_{0,23})_{80,1}\text{B}_{7,9}$	A RF_3 R_3F R_4F_3	$(\text{Pr}_{0,48}\text{Dy}_{0,52})_2(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,75}\text{Dy}_{0,25})(\text{Fe}_{0,68}\text{Co}_{0,32})_3$ $(\text{Pr}_{0,70}\text{Dy}_{0,30})_3(\text{Fe}_{0,64}\text{Co}_{0,36})$ $(\text{Pr}_{0,98}\text{Dy}_{0,02})_4(\text{Fe}_{0,39}\text{Co}_{0,61})_3$
$(\text{Pr}_{0,65}\text{Dy}_{0,35})_{13,1}(\text{Fe}_{0,76}\text{Co}_{0,24})_{78,9}\text{B}_{8,0}$	A (ц) A (к) RF_2B_2 $\text{R}_5\text{F}_2\text{B}_6$	$(\text{Pr}_{0,52}\text{Dy}_{0,48})_2(\text{Fe}_{0,78}\text{Co}_{0,22})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,57}\text{Dy}_{0,43})_2(\text{Fe}_{0,78}\text{Co}_{0,22})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,90}\text{Dy}_{0,10})(\text{Fe}_{0,43}\text{Co}_{0,57})_2\text{B}_2$ $\text{Pr}_5(\text{Fe}_{0,09}\text{Co}_{0,91})_2\text{B}_6$
$(\text{Pr}_{0,53}\text{Dy}_{0,47})_{13,2}(\text{Fe}_{0,76}\text{Co}_{0,24})_{76,3}\text{B}_{10,5}$	A (ц) A (к) RF_4B RF_2 $\text{R}_5\text{F}_2\text{B}_6$	$(\text{Pr}_{0,45}\text{Dy}_{0,55})_2(\text{Fe}_{0,78}\text{Co}_{0,22})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,47}\text{Dy}_{0,53})_2(\text{Fe}_{0,78}\text{Co}_{0,22})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,41}\text{Dy}_{0,59})(\text{Fe}_{0,54}\text{Co}_{0,46})_4\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,74}\text{Dy}_{0,26})(\text{Fe}_{0,44}\text{Co}_{0,56})_2$ $(\text{Pr}_{0,99}\text{Dy}_{0,01})_5(\text{Fe}_{0,12}\text{Co}_{0,88})_2\text{B}_6$
$(\text{Pr}_{0,42}\text{Dy}_{0,58})_{13,2}(\text{Fe}_{0,76}\text{Co}_{0,24})_{78,9}\text{B}_{7,9}$	A (ц) A (к) RF_2B_2 $\text{R}_5\text{F}_2\text{B}_6$	$(\text{Pr}_{0,31}\text{Dy}_{0,69})_2(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,35}\text{Dy}_{0,65})_2(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,73}\text{Dy}_{0,27})(\text{Fe}_{0,48}\text{Co}_{0,52})_2\text{B}_2$ $(\text{Pr}_{0,99}\text{Dy}_{0,01})_5(\text{Fe}_{0,17}\text{Co}_{0,83})_2\text{B}_6$
$(\text{Pr}_{0,27}\text{Dy}_{0,73})_{14,4}(\text{Fe}_{0,74}\text{Co}_{0,26})_{78,7}\text{B}_{6,9}$	A RF_2 R_3F R_3F R_3F RF_3B_2	$(\text{Pr}_{0,43}\text{Dy}_{0,57})_2(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,80}\text{Dy}_{0,20})(\text{Fe}_{0,46}\text{Co}_{0,54})_2$ $(\text{Pr}_{0,76}\text{Dy}_{0,24})_3(\text{Fe}_{0,46}\text{Co}_{0,54})$ $(\text{Pr}_{0,48}\text{Dy}_{0,52})_3(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})$ $\text{Pr}_3(\text{Fe}_{0,29}\text{Co}_{0,71})$ $(\text{Pr}_{0,45}\text{Dy}_{0,55})(\text{Fe}_{0,78}\text{Co}_{0,22})_3\text{B}_2$
$(\text{Pr}_{0,53}\text{Dy}_{0,47})_{13,3}(\text{Fe}_{0,73}\text{Co}_{0,27})_{78,8}\text{B}_{7,9}$	A (ц) A (к) RF_4B RF_2B_2 $\text{R}_5\text{F}_2\text{B}_6$	$(\text{Pr}_{0,38}\text{Dy}_{0,62})_2(\text{Fe}_{0,77}\text{Co}_{0,23})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,40}\text{Dy}_{0,60})_2(\text{Fe}_{0,76}\text{Co}_{0,24})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,37}\text{Dy}_{0,63})(\text{Fe}_{0,56}\text{Co}_{0,44})_4\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,79}\text{Dy}_{0,21})(\text{Fe}_{0,45}\text{Co}_{0,55})_2\text{B}_2$ $(\text{Pr}_{0,99}\text{Dy}_{0,01})_5(\text{Fe}_{0,21}\text{Co}_{0,79})_2\text{B}_6$
$(\text{Pr}_{0,50}\text{Dy}_{0,50})_{16,8}(\text{Fe}_{0,71}\text{Co}_{0,29})_{78,2}\text{B}_{5,0}$	A RF_3	$(\text{Pr}_{0,28}\text{Dy}_{0,72})_2(\text{Fe}_{0,73}\text{Co}_{0,27})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,35}\text{Dy}_{0,65})(\text{Fe}_{0,56}\text{Co}_{0,44})_3$
$(\text{Pr}_{0,53}\text{Dy}_{0,47})_{13,3}(\text{Fe}_{0,70}\text{Co}_{0,30})_{78,8}\text{B}_{7,9}$	A (ц) A (к) RF_3 RF_2 $\text{R}_5\text{F}_2\text{B}_6$	$(\text{Pr}_{0,43}\text{Dy}_{0,57})_2(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,48}\text{Dy}_{0,52})_2(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,46}\text{Dy}_{0,54})(\text{Fe}_{0,53}\text{Co}_{0,47})_3$ $(\text{Pr}_{0,82}\text{Dy}_{0,18})(\text{Fe}_{0,41}\text{Co}_{0,59})_2$ $(\text{Pr}_{0,99}\text{Dy}_{0,01})_5(\text{Fe}_{0,19}\text{Co}_{0,81})_2\text{B}_6$

Окончание табл. 2

Состав материала, атомн. долей	Фаза	Состав фазы, атомн. долей
$(\text{Pr}_{0,53}\text{Dy}_{0,47})_{13,5}(\text{Fe}_{0,66}\text{Co}_{0,34})_{78,6}\text{Al}_{0,12}\text{B}_{7,9}$	A (ц) A (к) RF_3 RF_2 $\text{R}_5\text{F}_2\text{B}_6$	$(\text{Pr}_{0,43}\text{Dy}_{0,57})_2(\text{Fe}_{0,70}\text{Co}_{0,30})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,53}\text{Dy}_{0,47})_2(\text{Fe}_{0,70}\text{Co}_{0,30})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,39}\text{Dy}_{0,61})(\text{Fe}_{0,53}\text{Co}_{0,47})_3$ $(\text{Pr}_{0,85}\text{Dy}_{0,15})(\text{Fe}_{0,41}\text{Co}_{0,59})_2$ $\text{Pr}_5(\text{Fe}_{0,14}\text{Co}_{0,86})_2\text{B}_6$
$(\text{Pr}_{0,52}\text{Dy}_{0,48})_{14,1}(\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,38})_{79,1}\text{B}_{6,8}$	A (ц) A (к) RF_4B RF_3 (R,F)O	$(\text{Pr}_{0,44}\text{Dy}_{0,56})_2(\text{Fe}_{0,64}\text{Co}_{0,36})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,51}\text{Dy}_{0,49})_2(\text{Fe}_{0,64}\text{Co}_{0,36})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,42}\text{Dy}_{0,58})(\text{Fe}_{0,47}\text{Co}_{0,53})_4\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,78}\text{Dy}_{0,22})(\text{Fe}_{0,40}\text{Co}_{0,48}\text{B}_{0,12})_3$ $(\text{Pr}_{0,60}\text{Dy}_{0,33}\text{Fe}_{0,05}\text{Co}_{0,02})_1\text{O}_1$
$(\text{Pr}_{0,52}\text{Dy}_{0,48})_{14,2}(\text{Fe}_{0,59}\text{Co}_{0,41})_{79,1}\text{B}_{6,7}$	A (ц) A (к) RF_4B RF_2B_2	$(\text{Pr}_{0,44}\text{Dy}_{0,56})_2(\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,38})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,50}\text{Dy}_{0,50})_2(\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,38})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,41}\text{Dy}_{0,59})(\text{Fe}_{0,44}\text{Co}_{0,56})_4\text{B}_1$ $(\text{Pr}_{0,82}\text{Dy}_{0,18})(\text{Fe}_{0,38}\text{Co}_{0,62})_2\text{B}_2$
$(\text{Pr}_{0,49}\text{Dy}_{0,51})_{14,4}(\text{Fe}_{0,56}\text{Co}_{0,44})_{79,1}\text{B}_{6,5}$	A (ц) A (к) RF_4B RF_3	$(\text{Pr}_{0,42}\text{Dy}_{0,58})_2(\text{Fe}_{0,59}\text{Co}_{0,41})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,43}\text{Dy}_{0,57})_2(\text{Fe}_{0,59}\text{Co}_{0,41})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,37}\text{Dy}_{0,63})(\text{Fe}_{0,41}\text{Co}_{0,59})_4\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,65}\text{Dy}_{0,35})(\text{Fe}_{0,41}\text{Co}_{0,59})_3$
$(\text{Pr}_{0,56}\text{Dy}_{0,44})_{14,4}(\text{Fe}_{0,50}\text{Co}_{0,50})_{79,2}\text{B}_{6,4}$	A (ц) A (к) RF_3B_2 RF_2B_2	$(\text{Pr}_{0,60}\text{Dy}_{0,40})_2(\text{Fe}_{0,53}\text{Co}_{0,47})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,48}\text{Dy}_{0,52})_2(\text{Fe}_{0,54}\text{Co}_{0,46})_{14}\text{B}$ $(\text{Pr}_{0,45}\text{Dy}_{0,55})(\text{Fe}_{0,34}\text{Co}_{0,66})_3\text{B}_2$ $(\text{Pr}_{0,73}\text{Dy}_{0,27})(\text{Fe}_{0,37}\text{Co}_{0,63})_2\text{B}_2$
Обозначения: A (ц), A (к) – состав основной магнитной фазы $\text{R}_2\text{F}_{14}\text{B}$ в центре зерна и у границы соответственно; R: Pr + Dy; F: Fe + Co.		

Как видно из данных табл. 2, состав основной тетрагональной магнитной фазы A достаточно сильно отличается в центре зерна и на его границе, особенно по содержанию диспрозия. В центре зерна его содержание значительно больше. Поскольку методом электронно-зондового микроанализа содержание бора в образцах определить невозможно, на образце состава $(\text{Pr}_{0,82}\text{Dy}_{0,18})_{12,14}(\text{Fe}_{0,85}\text{Co}_{0,15})_{79,72}\text{B}_{8,14}$ (после термообработки при 1000 °C в течение 8 ч) проведен рентгеновский анализ с излучением Fe K_α (длина волны $\lambda = 0,19360$ нм) (рис. 1).

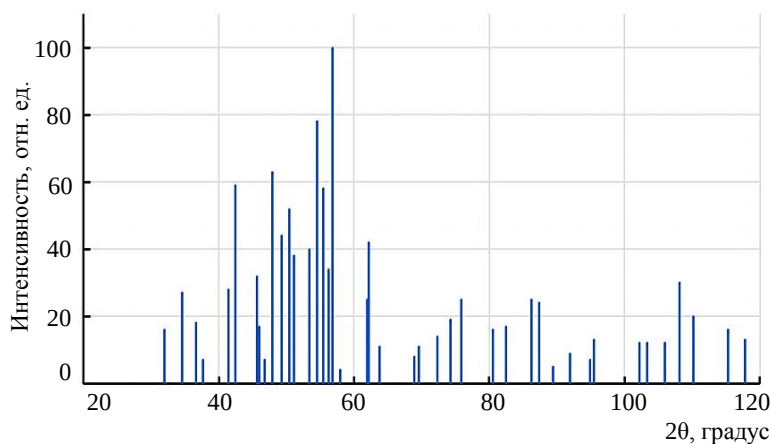


Рис. 1. Рентгеновский дифракционный спектр материала $(\text{Pr}_{0,82}\text{Dy}_{0,18})_{12,14}(\text{Fe}_{0,85}\text{Co}_{0,15})_{79,72}\text{B}_{8,14}$ после термообработки при 1000 °C в течение 8 ч

Параметры ячейки основной магнитной фазы находили по обычной методике, изложенной в работах [15, 16]. Полученные параметры элементарной ячейки находятся в хорошем соответствии с научно-техническими литературными данными [17–22]. Кривые размагничивания представлены на рис. 2.

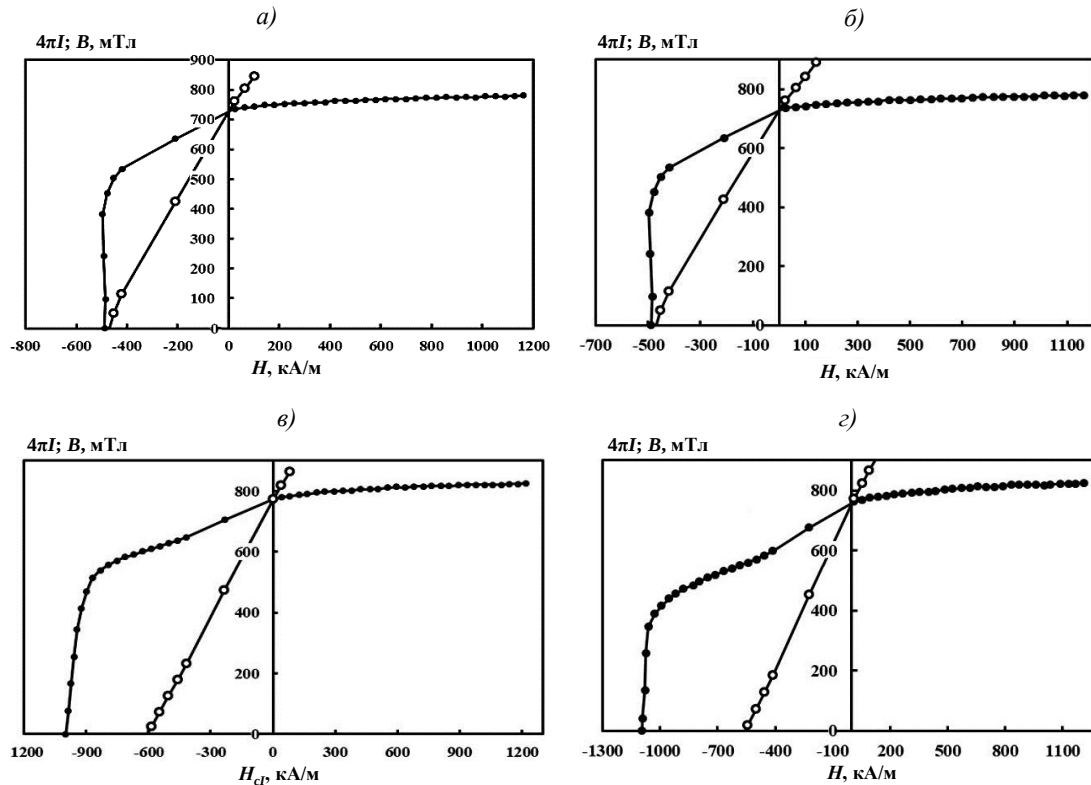


Рис. 2. Кривые размагничивания по намагниченности $4\pi I$ ($\circ$) и по индукции B ($\bullet$) спеченных материалов составов: $(\text{Nd}_{0,38}\text{Dy}_{0,38}\text{Ce}_{0,23})_{14,5}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{78,96}\text{B}_{6,54}$ (а), $(\text{Nd}_{0,45}\text{Dy}_{0,39}\text{Ce}_{0,16})_{14,44}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{79,12}\text{B}_{6,44}$ (б), $(\text{Pr}_{0,52}\text{Dy}_{0,40}\text{Ce}_{0,08})_{14,37}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{79,30}\text{B}_{6,33}$ (в) и $(\text{Pr}_{0,57}\text{Dy}_{0,40}\text{Ce}_{0,03})_{14,33}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{79,40}\text{B}_{6,27}$ (з)

Магнитные характеристики этих материалов представлены в табл. 3.

Таблица 3

Магнитные характеристики измеренных спеченных материалов

Состав материала, атомн. долей	B_r , мТл	H_{cl} , кА/м	H_{cb} , кА/м	$4\pi I_s$, мТл	SF
$(\text{Nd}_{0,38}\text{Dy}_{0,38}\text{Ce}_{0,23})_{14,5}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{78,96}\text{B}_{6,54}$	761	489	478	780	0,43
$(\text{Nd}_{0,45}\text{Dy}_{0,39}\text{Ce}_{0,16})_{14,44}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{79,12}\text{B}_{6,44}$	761	500	500	780	0,43
$(\text{Pr}_{0,52}\text{Dy}_{0,40}\text{Ce}_{0,08})_{14,37}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{79,30}\text{B}_{6,33}$	775	999	586	826	0,42
$(\text{Pr}_{0,57}\text{Dy}_{0,40}\text{Ce}_{0,03})_{14,33}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{79,40}\text{B}_{6,27}$	773	1095	542	825	0,20

Как видно из данных табл. 3, с уменьшением содержания церия величина H_{cl} материалов увеличивается, величина коэрцитивной силы по индукции (H_{cb}) практически не меняется, а величина намагниченности насыщения ($4\pi I_s$) монотонно возрастает. Уменьшается также величина индекса прямоугольности (SF) кривых размагничивания. Величина SF определяется отношением величины «поля колена», которое определяется как поле, при котором намагниченность составляет 90 % от остаточной намагниченности к величине H_{cl} [23, 24]. Величина SF характеризует соответствие качества материала для применения его в различных приборах. Чем больше значение SF, тем проще использовать

материал в различных устройствах для создания в них максимального магнитного поля. Если величина SF мала, то необходимо это компенсировать конструкцией магнитной системы, что приводит к увеличению ее габаритов. Как правило, магнит используется в приборах, имеющих магнитную систему из материалов с минимальной коэрцитивной силой и максимальной намагниченностью (например, железо), – это приборы инерциальной навигации [25, 26]. Поэтому магнитное поле, которое кольцевой магнит создает в требуемом участке этой системы, будет зависеть от ее конструкции и фактора прямоугольности магнита, поэтому такой фактор является важной характеристикой.

Заключения

Интерметаллиды на основе церия в настоящее время вызывают большой интерес как возможная альтернатива существующим высокоэффективным магнитам, содержащим дефицитные тяжелые редкоземельные элементы. Однако магнитные свойства ионов Се в этих системах трудно определяемы. Это происходит из-за сложности количественного описания эффекта Кондо, при котором электроны проводимости экранируют момент Се-4f [27]. Например, установлено, что оболочка Се-4f в интерметаллиде Се–Fe частично экранирована по Кондо. Масштаб эффекта Кондо резко усиливается за счет междоузлий, подавляющих вклад Се-4f в магнитную анизотропию [27]. Даже неэкранированные моменты Се-4f мало что добавляют в магнитную жесткость при комнатной температуре. Для того чтобы обладать значительной одноионной магнитной анизотропией, очевидным и неперменным условием является то, что 4f-электрон Се должен быть локализован и его Кондо-экранированный магнитный момент должен быть незначителен. Надежная количественная оценка локализованного момента по сравнению с поведением тяжелых фермионов Се-4f-электронов могла бы стать предпосылкой к успешному теоретическому поиску перспективных магнитотвердых интерметаллидов церия. Такая оценка представляет собой сложную и нерешаемую в настоящее время задачу. Некоторые качественные сведения могут быть получены из расчетов теории функционала плотности при рассмотрении Се-4f-электронов в рамках теории блуждающих электронов. Однако формирование тяжелых фермионов в соединениях на основе церия является настоящим непертурбативным явлением многих тел, количественное описание которого требует методов, выходящих за рамки известных методик расчета. Таким образом, легирование спеченных материалов церием имеет значительное преимущество, связанное с его низкой стоимостью. Основная характеристика магнитотвердого материала – его кривая размагничивания с увеличением содержания церия только теряет свою прямоугольную форму, которая характеризуется индексом прямоугольности. Методом электронно-зондового микроанализа определены фазовый состав спеченных магнитов и его изменение с увеличением содержания церия (без изменения концентрации диспрозия и кобальта), а также фазовый состав магнитов без церия, но с предельным содержанием кобальта. Показано, что с увеличением концентрации кобальта появляются слабо анизотропные (либо с анизотропией «легкая плоскость») фазы типа $(Pr, Dy)(Fe, Co)_4B$; $(Pr, Dy)(Fe, Co)_2B_2$; $(Pr, Dy)(Fe, Co)_3B_2$ и $(Pr, Dy)(Fe, Co)_3$, которые резко уменьшают коэрцитивную силу материала по намагниченности.

Список источников

1. Бузенков А.В., Валеев Р.А., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Влияние содержания иттрия на свойства спеченных магнитов Nd–Dy–Y–Fe–Co–B // Труды ВИАМ. 2022. № 4 (110). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-108-117.

2. Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В., Моргунов Р.Б., Резчикова И.И. Влияние легирования тербием и гадолинием на термостабильность и магнитные свойства спеченных материалов Pr–Tb–Gd–Fe–Co–B // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-59-66.
3. Королев Д.В., Столянков Ю.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Бахметьев М.В., Дворецкая Е.В., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Магнитные свойства и полосовые домены в микрополосках PrDyFeCoB // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 08. URL: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.07.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-86-93.
4. Моргунов Р.Б., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В. Температурная стабильность редкоземельных магнитов, поддерживаемая с помощью магнитокалорического эффекта // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 1 (54). С. 88–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-88-94.
5. Мезенцев Г.М. Анализ двухмассовой модели линейного движения динамически настраиваемого гироскопа. Миасс: Юж.-Урал. гос. ун-т, 2019. 94 с.
6. Василевский Н.И. Разработка динамически настраиваемого гироскопа с учетом его вибрационных характеристик. Миасс: Юж.-Урал. гос. ун-т, 2018. 77 с.
7. Чиркин Д.С., Рословец П.В., Татаринов Ф.В., Новиков Л.З. Уменьшение дрейфа динамически настраиваемого гироскопа от запуска к запуску // Инженерный журнал: наука и инновации. 2017. № 1. С. 1–14. DOI: 10.18698/2308-6033-2017-01-1579.
8. Топильская С.В., Бородулин Д.С., Корнюхин А.В. Экспериментальная оценка допустимых механических воздействий на динамически настраиваемый гироскоп // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Приборостроение. 2018. № 4. С. 69–79.
9. Голованов В.А. Гироскопическое ориентирование. СПб., 2004. 92 с.
10. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Резчикова И.И., Бузенков А.В. Кольцевые магниты с радиальной текстурой для динамически настраиваемых гироскопов // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S5. С. 89–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S5-89-94.
11. Fuerst C.D., Herbst J.F., Alson E.A. Magnetic properties of $\text{Nd}_2(\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x})_{14}\text{B}$ // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1986. Vol. 54–56. P. 567–569.
12. Sinnema D.B., Radwanski R.J., Franse J.J.M. et al. Magnetic properties of ternary rare-earth compounds of the type $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1984. Vol. 44. No. 3. P. 333–341.
13. Pedziwiatr A.T., Wallace W.E. Structure and magnetism of the $\text{R}_2\text{Fe}_{14-x}\text{Co}_x\text{B}$ (R = Dy and Er) // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1987. Vol. 66. No. 3. P. 63–68.
14. 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.
15. Князев А.В., Сулейманов Е.В. Основы рентгенофазового анализа. Н. Новгород, 2005. 23 с.
16. Бояркина О.В., Зотов М.И., Кяшкин В.М. и др. Физические методы исследования твердых тел: электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ. Саранск: Морд. ун-т, 2012. 96 с.
17. Grossinger R., Krewenka R., Kirchmayr H.R. et al. Magnetic anisotropy in $\text{Pr}_2(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{14}\text{B}$ compounds // Journal of the Less-Common Metals. 1987. Vol. 132. P. 265–272.
18. Abache C., Oesterreicher H. Magnetic properties of compounds $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ // Journal Applied Physics. 1985. Vol. 57. P. 4112–4114.
19. Pedziwiatr A.T., Wallace W.E. Structure and magnetism of the $\text{R}_2\text{Fe}_{14-x}\text{Co}_x\text{B}$ ferromagnetic systems (R = Dy and Er) // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1987. Vol. 66. P. 63–68.
20. Pedziwiatr A.T., Chen H.Y., Wallace W.E. Magnetism of the $\text{Tb}_2\text{Fe}_{14-x}\text{Co}_x\text{B}$ system // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1987. Vol. 67. P. 311–315.
21. Abache C., Oesterreicher H.J. Magnetic anisotropies and spin reorientations of $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ -type compounds // Journal Applied Physics. 1986. Vol. 60. P. 3671–3679.

22. Zhi-dong Z., Sun X.K., Zhen-Chen Z. et al. Effects of partial Co substitution on structural and magnetic properties of $(\text{Pr}, \text{Gd})_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ compounds // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1991. Vol. 96. P. 215–218.
23. Perigo E.A., Takiishi H., Motta C.C., Faria R.N. On the squareness factor behavior of RE–Fe–B (RE = Nd or Pr) // *IEEE Transactions on Magnetics*. 2009. Vol. 45. No. 10. P. 4431–4434.
24. Faria R.N., Takiishi H., Lima L.F.C.P., Costa I. Praseodymium-based HD-sintered magnets produced using a mixture of cast alloys // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2001. Vol. 237. P. 261–266.
25. Мусалимов В.М., Ротц Ю.А., Астафьев С.А., Амвросьева А.В. Расчет надежности упругих элементов микромеханических гироскопов. СПб.: Санкт-Петерб. гос. ун-т информ. технологий, механики и оптики, 2009. 128 с.
26. Динамически настраиваемый гироскоп: пат. 2687169 Рос. Федерация; заявл. 17.04.18; опубл. 07.05.19.
27. Galler A., Ener S., Maccari F. et al. Intrinsically weak magnetic anisotropy of cerium in potential hard-magnetic intermetallics // *Quantum Materials*. 2021. Vol. 6. P. 2. DOI: 10.1038/s41535-020-00301-6.

References

1. Buzenkov A.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P., Morgunov R.B. The effect of the content of yttrium on the properties of the sintered Magnets Nd–Dy–Y–Fe–Co–B. *Trudy VIAM*, 2022, no. 4 (110), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 15, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-108-117.
2. Piskorsky V.P., Valeev R.A., Korolev D.V., Morgunov R.B., Rezchikova I.I. Terbium and gadolinium dopin influence on thermal stability and magnetic properties of sintered magnets Pr–Tb–Gd–Fe–Co–B. *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 15, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-59-66.
3. Korolev D.V., Stolyankov Yu.V., Piskorsky V.P., Valeev R.A., Bahmetiev M.V., Dvorezkaya E.V., Koplak O.V., Morgunov R.B. Magnetic properties and magnetic strip domains in micro stripes PrDyFeCoB. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 15, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-86-93.
4. Morgunov R.B., Piskorskiy V.P., Valeev R.A., Korolev D.V. The thermal stability of rare-earth magnets supported by means of the magnetocaloric effect. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 88–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-88-94.
5. Mezentsev G.M. *Analysis of a two-mass model of linear motion of a dynamically tuned gyroscope*. Miass: South Ural State Univ., 2019, 94 p.
6. Vasilevsky N.I. *Development of a dynamically tuned gyroscope taking into account its vibrational characteristics*. Miass: South Ural State Univ., 2018, 77 p.
7. Chirkin D.S., Roslovets P.V., Tatarinov F.V., Novikov L.Z. Reducing the drift of a dynamically tuned gyroscope from run to run. *Inzhenernyi zhurnal: nauka i innovatsii*, 2017, no. 1, pp. 1–14. DOI: 10.18698/2308-6033-2017-01-1579.
8. Topilskaya S.V., Borodulin D.S., Korniyukhin A.V. Experimental evaluation of allowable mechanical impacts on a dynamically adjustable gyroscope. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser.: Instrumentation*, 2018, no. 4, pp. 69–79.
9. Golovanov V.A. *Gyroscopic orientation*. St. Petersburg, 2004, 92 p.
10. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Piskorskiy V.P. et al. Ring magnets with radial texture for dynamically tuned gyroscopes. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S5, pp. 89–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S5-89-94.
11. Fuerst C.D., Herbst J.F., Alson E.A. Magnetic properties of $\text{Nd}_2(\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x})_{14}\text{B}$. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1986, vol. 54–56, pp. 567–569.
12. Sinnema D.B., Radwanski R.J., Franse J.J.M. et al. Magnetic properties of ternary rare-earth compounds of the type $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1984, vol. 44, no. 3. P. 333–341.

13. Pedziwiatr A.T., Wallace W.E. Structure and magnetism of the $R_2Fe_{14-x}Co_xB$ ($R = Dy$ and Er). *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1987, vol. 66, no. 3, pp. 63–68.
14. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
15. Knyazev A.V., Suleimanov E.V. *Fundamentals of X-ray phase analysis*. N. Novgorod, 2005, 23 p.
16. Boyarkina O.V., Zotov M.I., Kyashkin V.M. et al. *Physical methods for studying solids: electron microscopy and X-ray diffraction analysis*. Saransk: Mordovia Univ., 2012, 96 p.
17. Grossinger R., Krewenka R., Kirchmayr H.R. et al. Magnetic anisotropy in $Pr_2(Fe_{1-x}Co_x)_{14}B$ compounds. *Journal of the Less-Common Metals*, 1987, vol. 132, pp. 265–272.
18. Abache C., Oesterreicher H. Magnetic properties of compounds $R_2Fe_{14}B$. *Journal Applied Physics*, 1985, vol. 57, pp. 4112–4114.
19. Pedziwiatr A.T., Wallace W.E. Structure and magnetism of the $R_2Fe_{14-x}Co_xB$ ferromagnetic systems ($R = Dy$ and Er). *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1987, vol. 66, pp. 63–68.
20. Pedziwiatr A.T., Chen H.Y., Wallace W.E. Magnetism of the $Tb_2Fe_{14-x}Co_xB$ system. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1987, vol. 67, pp. 311–315.
21. Abache C., Oesterreicher H.J. Magnetic anisotropies and spin reorientations of $R_2Fe_{14}B$ -type compounds. *Journal Applied Physics*, 1986, vol. 60, pp. 3671–3679.
22. Zhi-dong Z., Sun X.K., Zhen-Chen Z. et al. Effects of partial Co substitution on structural and magnetic properties of $(Pr, Gd)_2Fe_{14}B$ compounds. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1991, vol. 96, pp. 215–218.
23. Perigo E.A., Takiishi H., Motta C.C., Faria R.N. On the squareness factor behavior of RE–Fe–B ($RE = Nd$ or Pr). *IEEE Transactions on Magnetics*, 2009, vol. 45, no. 10, pp. 4431–4434.
24. Faria R.N., Takiishi H., Lima L.F.C.P., Costa I. Praseodymium-based HD-sintered magnets produced using a mixture of cast alloys. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2001, vol. 237, pp. 261–266.
25. Musalimov V.M., Rotts Yu.A., Astafiev S.A., Amvrosyeva A.V. *Calculation of reliability of elastic elements of micromechanical gyroscopes*. St. Petersburg: St. Petersburg State Univ. of information, technologies, mechanics and optics, 2009, 128 p.
26. *Dynamically adjustable gyroscope*: pat. 2687169 Rus. Federation; filed 17.04.18; publ. 07.05.19.
27. Galler A., Ener S., Maccari F. et al. Intrinsically weak magnetic anisotropy of cerium in potential hard-magnetic intermetallics. *Quantum Materials*, 2021, vol. 6, p. 2. DOI: 10.1038/s41535-020-00301-6.

Информация об авторах

Королев Дмитрий Викторович, старший научный сотрудник, д.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Валеев Руслан Анверович, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Моргунов Роман Борисович, ведущий научный сотрудник, д.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Пискорский Вадим Петрович, заместитель начальника лаборатории по науке, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Dmitry V. Korolev, Senior Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ruslan A. Valeev, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Roman B. Morgunov, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vadim P. Piskorsky, Deputy Head of Laboratory of Science, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 02.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.08.2022.

The article was submitted 02.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 16.08.2022.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-49-62

ОТЕЧЕСТВЕННЫЙ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫЙ УГЛЕПЛАСТИК НА ОСНОВЕ ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА

М.С. Иванов¹, В.А. Сагомонова¹, В.С. Морозова¹

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

Аннотация. Проведен анализ информационных источников в области термопластичных полимерных композиционных материалов на основе полиэфирэфиркетона (ПЭЭК) для аэрокосмического применения. Сформулированы требования и представлены основные результаты по разработке препрега и термопластичного углепластика марки ВКУ-65 на основе отечественного тканого углеродного наполнителя и ПЭЭК-связующего. Описаны процессы изготовления препрега и углепластика, проведено исследование их основных свойств. Разработана технология переработки термопластичного углепластика методом термоформования.

Ключевые слова: полиэфирэфиркетон, углеродная ткань, термопластичный полимерный композиционный материал, термоформование, углепластик, препрег

Для цитирования: Иванов М.С., Сагомонова В.А., Морозова В.С. Отечественный термопластичный углепластик на основе полиэфирэфиркетона // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-49-62.

Scientific article

DOMESTIC THERMOPLASTIC CARBON PLASTIC BASED ON POLYETHERETHERKETONE

M.S. Ivanov¹, V.A. Sagomonova¹, V.S. Morozova¹

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

Abstract. The analysis of information sources in area of thermoplastic composite materials on the basis of polyetheretherketone (PEEK) for aerospace application is carried out. Requirements are formulated and the main results on development of prepreg and thermoplastic carbon plastic the VKU-65 brands on the basis of domestic woven carbon filler and PEEK binding are provided. Processes of manufacturing of prepreg and thermoplastic carbon plastic are described, research of their main properties is conducted. The refining technology of thermoplastic carbon plastic is developed by thermoforming method.

Keywords: polyetheretherketone, carbon fabric, thermoplastic composite material, thermoforming, carbon plastic, prepreg

For citation: Ivanov M.S., Sagomonova V.A., Morozova V.S. Domestic thermoplastic carbon plastic based on polyetheretherketone. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-49-62.

Введение

Мировые тенденции развития авиа-, судо-, автомобилестроения и других отраслей промышленности направлены на увеличение доли полимерных композиционных материалов (ПКМ) в составе изделий и конструкций различных видов техники.

В мировой практике в качестве связующих для стекло- и углепластиков используются преимущественно термореактивные смолы. Основными недостатками таких материалов являются ограниченное время хранения полуфабрикатов, использование экологически опасных растворителей, значительные длительность и трудоемкость процесса изготовления изделий, а также повышенная пористость [1–3].

В связи с этим в авиастроении пристальное внимание уделяется ПКМ на основе термопластичной композиционной матрицы (ТПКМ), поскольку применение таких материалов обеспечивает практически неограниченный срок хранения препрегов, короткий экологичный и безопасный производственный цикл, возможность переработки отходов и ремонтпригодность изделий. Кроме того, ТПКМ обладают повышенной, в сравнении с ПКМ на основе термореактивного связующего, ударной вязкостью, стойкостью к атмосферно-климатическим факторам, огнестойкостью, сниженной токсичностью и газопроницаемостью [4–12].

К недостаткам этих материалов следует отнести высокую температуру переработки (более 350–400 °С), зависимость свойств от степени кристалличности матрицы и скорости охлаждения, а также низкую адгезионную способность многих термостойких термопластов.

Современные ТПКМ для авиации изготавливают преимущественно на основе термопластов нового поколения с повышенными прочностными свойствами и термостойкостью – полиэфирэфиркетона и его сополимеров, полифениленсульфидов, полиэфиримида и полисульфона, жидкокристаллических полимеров типа Vectra и смеси указанных полимеров [13–22]. Основными методами переработки ТПКМ в изделия в настоящее время являются термоформование (гибка, штамповка, вакуумное и пневмоформование), автоклавное формование и автоматическая выкладка.

Из ТПКМ изготавливают широкий спектр деталей для авиастроения, такие как элементы крыла, рули высоты и направления, элероны, киль, шпангоуты крыла, элементы фюзеляжа и др. Углепластики на основе полиэфиримидной матрицы используются при производстве деталей внутренней отделки салонов и грузовых отсеков космических орбитальных станций и пассажирских лайнеров. Из углепластика на основе полифениленсульфидного связующего изготавливают лобовики крыльев и зализы мотогондол всех аэробусов (от модели А-340-600 до модели А-380). Углепластики на основе полиэфирэфиркетона (ПЭЭК) применяют для изготовления конструкций, эксплуатируемых в открытом космосе [13, 18]. В составе двигателя ПД-35 планируется использовать более 10 деталей, изготовленных из ТПКМ (рис. 1).

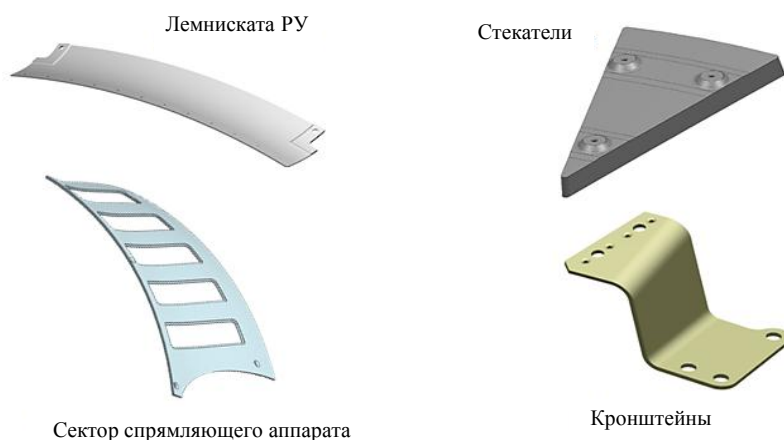


Рис. 1. Детали двигателя ПД-35, в которых планируется применение термопластичного углепластика

В частности, необходим ТПКМ с рабочей температурой до 150 °С на основе углеродной ткани саржевого или сатинового плетения и ПЭЭК-связующего для изготовления целого ряда элементов и агрегатов мотогондолы авиационного двигателя методом термоформования: секторов спрямляющего аппарата, створок реверсивного устройства, стекателей, лемнискат и кронштейнов реверсивного устройства и т. п. В настоящее время данные элементы производят из углепластиков на основе термореактивного связующего, титановых или алюминиевых сплавов. Применение ТПКМ позволит снизить массу деталей мотогондолы не менее чем на 20 % по сравнению с деталями, выполненными из алюминиевых и титановых сплавов.

В настоящее время ТПКМ на основе ПЭЭК для авиации представлены на мировом рынке в основном марками, производимыми в США, Европе, Японии и Китае. В России наблюдается значительное отставание по этому направлению, связанное как с дефицитом исходных химических компонентов для ряда полимеров, так и с недостаточной готовностью предприятий промышленности к освоению производства и переработки ТПКМ в изделия и конструкции. Тем не менее предприятиями (изготовителями материалов и производителями изделий авиационной техники) ведется активное техническое перевооружение для обеспечения внедрения ТПКМ [3, 23–28].

Сотрудникам НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ поставлена задача – разработать новый отечественный ТПКМ на основе двунаправленного наполнителя и ПЭЭК-связующего для деталей мотогондолы авиационного двигателя. Для выполнения данной задачи проведен анализ свойств импортных ТПКМ на основе ПЭЭК для аэрокосмического применения производства компаний Toray Advanced Composites (Япония) и Teijin Carbon Europe GmbH (Германия). Свойства указанных материалов представлены в табл. 1.

Таблица 1

Свойства импортных термопластичных полимерных композиционных материалов (ТПКМ) на основе полиэфирэфиркетона

Свойства	Значения свойств для ТПКМ марок	
	Cetex TC-1200 (компания Toray Advanced Composites, Япония) [29]	Tenax®-E TPCL PEEK- HTA40 (компания Teijin Carbon Europe GmbH, Германия) [30]
Связующее	Полиэфирэфиркетон	
Волокно/переплетение	T300JB/5HS	Tenax®-E HTA40 3K/5HS
Поверхностная плотность ткани, г/м ²	280	285
Температура плавления/стеклования связующего, °С	343/143	
Толщина монослоя, мм	0,31	
Содержание связующего, %	42	
Плотность углепластика, г/см ³	1,53	
Предел прочности/модуль упругости, МПа/ГПа, в направлении армирования [0°]:		
при растяжении	776/56,1	963/60
при сжатии	585/51,6	725/59
при изгибе	859/46,3	1166/64

В процессе эксплуатации детали мотогондолы авиационного двигателя испытывают воздействия окружающей среды:

- температур окружающего воздуха от –60 до +120 °С (кратковременно – до 150 °С);
- относительной влажности воздуха до 100 %;

– эксплуатационных жидкостей (воды, топлива, масел, противообледенительной и гидравлической жидкости).

В результате проведенного анализа сформированы требования к ТПКМ для изготовления деталей мотогондолы авиационного двигателя методом термоформования. Он должен быть изготовлен из отечественных компонентов, обеспечивать возможность термоформования склейки и сварки, быть устойчивым к различным эксплуатационным факторам и отвечать следующему комплексу характеристик:

- рабочая температура от -60 до $+120$ °С (кратковременно – до 150 °С);
- предел прочности при сжатии по основе ≥ 600 МПа;
- предел прочности при межслойном сдвиге на короткой балке ≥ 35 МПа;
- предел прочности при изгибе по основе ≥ 850 МПа;
- модуль упругости при изгибе ≥ 30 ГПа;
- предел прочности при растяжении по основе ≥ 800 МПа;
- модуль упругости при растяжении ≥ 40 ГПа;
- пористость углепластика ≤ 3 %.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 13.2. «Конструкционные ПКМ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

В связи со сложной геополитической обстановкой ТПКМ должны изготавливаться из отечественных материалов.

В качестве углеродного наполнителя применяли углеродную ткань саржевого плетения на основе волокна UMT42S-3K-EP или UMT40-3K-EP производства АО «Юматекс». Поверхностная плотность: 200 ± 10 г/м².

В качестве связующего использовали импортный порошкообразный полиэфир-эфиркетон марки Zureek 330UPF производства КНР и отечественный марки ПЭЭК-50П производства АО «Институт пластмасс» (температура плавления – не менее 340 °С; температура стеклования – не менее 143 °С; показатель текучести расплава (ПТР): $30-120$ г/10 мин).

Изготовление препрега осуществляли методом электростатического напыления связующего на углеродную ткань с дальнейшим оплавлением связующего в термошкафу. Изготовление углепластика проводили по технологии прямого прессования или автоклавного формования.

Процесс получения углепластика выглядит следующим образом:

- раскрой препрега;
- сборка пакета для формования углепластика;
- формование углепластика;
- механическая обработка углепластика.

Испытания образцов по определению их характеристик проводили по следующим методикам:

- показатель текучести расплава – по ГОСТ 11645–73;
- фракционный состав порошка – по ГОСТ 18318–94;
- ультразвуковой контроль – по СТО 1-595-22-599–2020;
- дифференциальную сканирующую калориметрию – по ГОСТ Р 55135–2012 и ГОСТ Р 56757–2015;
- объемную плотность – по ГОСТ 15139–69;
- массовую долю связующего – по ГОСТ 56682–2015;

- предел прочности при растяжении – по ГОСТ Р 56785–2015;
- предел прочности при сжатии – по ГОСТ Р 33519–2015;
- предел прочности при изгибе – по ГОСТ Р 56805–2015;
- предел прочности при межслойном сдвиге – по ГОСТ 32659–2014;
- пористость методом металлографического анализа – по МИ 1.2.018–2010;
- горючесть и дымообразование – по АП-25 (Приложение F, Части 1 и 5);
- влагопоглощение – по ГОСТ 12020–2018;
- тепловой ресурс – по СТО 1-595-20-101–2016.

Исследование поверхностей разрушения проводили на растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10 при ускоряющем напряжении 15 кВ и токе пучка 10 и 200 пА. Получены микрофотографии поверхностей разрушения в режиме вторичных электронов при увеличениях от $\times 50$ до $\times 20000$.

Результаты и обсуждение

В соответствии с предъявляемыми требованиями в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработан термопластичный углепластик для изготовления деталей мотогондолы авиационного двигателя.

На первом этапе работа была направлена на разработку технологии изготовления препрега углепластика на основе выбранных компонентов.

Способность ПЭЭК к переработке оценивали по величине ПТР по ГОСТ 11645–73 при нагрузке 5 кг, температуре 380 °С и диаметре капилляра 2,095 мм. По результатам испытаний установлено, что ПТР полиэфирэфиркетона марки Zureek 330UPF составляет 38 г/10 мин, а марки ПЭЭК-50П: 96 г/10 мин, что в соответствии с исследованиями [30, 31] должно обеспечить хорошую пропитку наполнителя при формовании термопластичного углепластика.

Методом просеивания через ситы с ячейками размером 500, 200, 100 мкм на просеивающей машине AS 300 определен фракционный состав ПЭЭК в соответствии с ГОСТ 18318–94. По результатам испытаний установлено, что >90 % частиц обоих порошков имеют размер в пределах от 100 до 500 мкм, при этом самая мелкая фракция в количестве 2,5 % образует агломераты на сите с ячейками размером 500 мкм. Данную фракцию необходимо удалять, так как при нанесении порошка методом электростатического напыления данные агломераты попадают в сопло пистолета для напыления, что приводит к его закупорке и многократному увеличению трудоемкости нанесения порошка на углеродную ткань.

Исходя из типового объемного содержания наполнителя в углепластике конструкционного назначения (~ 50 %), массового содержания связующего импортных материалов-аналогов (42 %) и результатов предыдущих исследований [31, 32] определено оптимальное содержание связующего в препреге: 42 ± 5 % (по массе). Потери связующего при нанесении методом электростатического напыления составляют 10 %.

Волокно UMT-42S-3K-EP, из которого изготовили выбранную углеродную ткань, обработали эпоксидным аппретом. Для повышения межфазного взаимодействия «ПЭЭК–углеродное волокно» углеродную ткань подвергали термообработке при температурах >250 °С [31, 33].

Методом электростатического напыления ПЭЭК-связующего с оптимальным фракционным составом поочередно на обе стороны углеродной ткани саржевого плетения с дальнейшим оплавлением связующего в термошкафу при температуре на 30–50 °С больше температуры плавления связующего изготовлены образцы препрегов и проведено исследование их свойств [34]. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Результаты определения основных свойств
экспериментальных образцов термопластичных углепрепрегов**

Препрег на основе связующего	Толщина, мм	Поверхностная плотность, г/м ²	Содержание связующего, % (по массе)
РЕЕК 330 UPF	0,29	328	39
ПЭЭК-50П	0,24	339	41

Результаты определения содержания связующего в препрегах, изготовленных по выбранным режимам, показали, что оба состава пригодны для дальнейших исследований.

Проведена проверка технологичности препрегов выбранных составов. С этой целью изготовлены плиты углепластика методом формования в прессе, проведен их ультразвуковой контроль и физико-механические испытания. Результаты представлены на рис. 2 и в табл. 3.

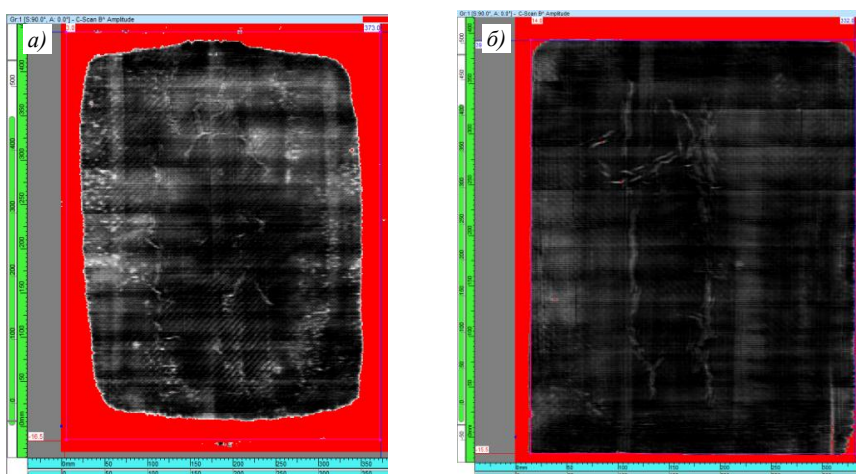


Рис. 2. С-сканы по донному эхо-сигналу экспериментальных образцов термопластичного углепластика со связующим марок РЕЕК 330 UPF (а) и ПЭЭК-50П (б)

Таблица 3

**Результаты определения физико-механических свойств
экспериментальных образцов термопластичных углепластиков**

Свойства	Значения свойств для связующего	
	РЕЕК 330 UPF	ПЭЭК-50П
Предел прочности при растяжении, МПа (ГОСТ 25.601–80)	806	879
Предел прочности при сжатии, МПа (ГОСТ 25.602–80)	534	608
Предел прочности при изгибе, МПа (ГОСТ 25.604–82)	942	1002
Предел прочности при межслойном сдвиге на короткой балке, МПа (ГОСТ 32659–2014)	81	87

По результатам ультразвукового контроля «нормальная зона» (черный и серый цвет) занимает большую часть поверхности образцов, что свидетельствует об отсутствии расслоений, пористости и других дефектов структуры углепластиков, а дефектные области (красный цвет) сосредоточены по краям и в углах плит. Однако обнаружена недостаточная степень пропитки (~70 %) углепластика связующим РЕЕК 330 UPF, что обусловлено его низким ПТР. Степень пропитки углепластика связующим ПЭЭК-50П составляет 99 %.

По результатам исследования физико-механических свойств также обнаружено, что углепластик на основе связующего ПЭЭК-50П имеет преимущество по значениям характеристик не менее 5 %. Поэтому для дальнейших исследований выбран состав препрега на основе углеродной ткани саржевого плетения и связующего ПЭЭК-50П. Разработанному составу углепластика присвоена марка ВКУ-65.

Проведен фрактографический анализ методом растровой электронной микроскопии (изломов) образцов из углепластика после испытаний на изгиб.

На рис. 3 представлено микростроение излома в зоне жгутов волокон, расположенных параллельно макроплоскости магистральной трещины. Микрорельеф разрушения по полимерной матрице (рис. 3, а) является типичным для термопластичных полимеров с характерными признаками кавитационных явлений и формирования тяжей в матрице. Участков разрушения по границе раздела «волокно–матрица» не выявлено, волокна покрыты слоем полимерной матрицы (рис. 3, б, в).

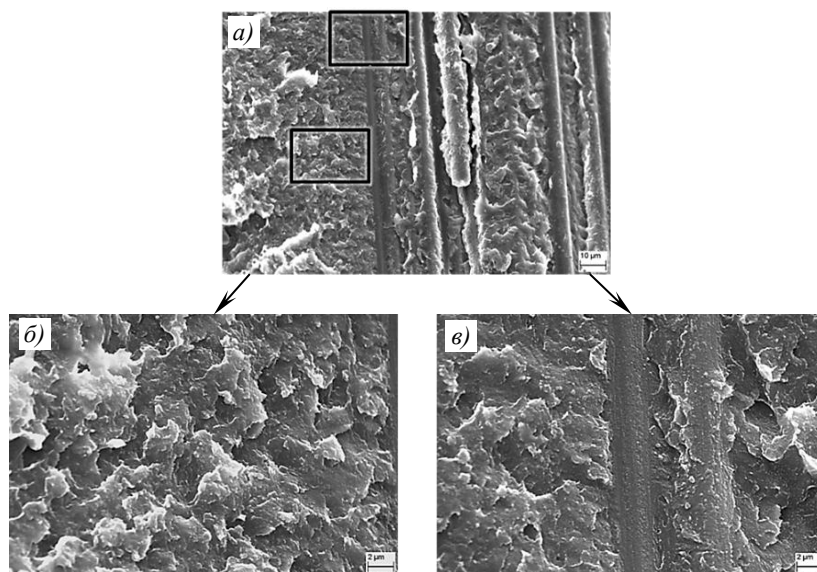


Рис. 3. Микростроение излома (а – $\times 2000$; б, в – $\times 10000$) в зоне жгутов волокон, расположенных параллельно макроплоскости магистральной трещины

Анализ результатов микростроения излома свидетельствует о хорошей адгезии между предварительно термообработанным углеродным наполнителем и термопластичной ПЭЭК-матрицей.

На технологию изготовления препрега разработана технологическая инструкция с литерой «О», а на поставку – технические условия ТУ 1-595-9-1909–2020 «Препрег углепластика марки ВКУ-65».

На следующем этапе провели разработку технологии изготовления углепластика. Формование плит углепластика осуществляли в зависимости от требуемых размеров (до 450×450 мм – методом прямого прессования в прессе ПКМВ-65 [34], до 800×600 мм – методом автоклавного формования) в высокотемпературном автоклаве ITALMATIC с азотной станцией, обеспечивающей давление не менее 20 МПа и максимальную температуру нагрева не менее 400°C .

Физико-механические свойства исследовали на образцах, вырезанных из плит углепластиков (укладка $[0]_{10}$, ориентация $[0]$), отформованных из препрега марки ВКУ-65 в прессе и автоклаве по выбранным технологическим режимам. Результаты испытаний представлены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты испытаний образцов углепластика из препрега марки ВКУ-65

Свойства	Значения свойств* при формовании	
	в прессе	в автоклаве
Плотность, кг/м ³ (ГОСТ 15139–69)	<u>1,48–1,55</u> 1,51	
Содержание связующего, % (по массе) (ГОСТ 56682–2015)	<u>39–45</u> 43	
Температура стеклования, °C (ГОСТ Р 55135–2012)	142–144	
Предел прочности при растяжении, МПа (ГОСТ 56785–2015)	<u>830–890</u> 858	<u>840–870</u> 850
Модуль упругости при растяжении, ГПа (ГОСТ 56785–2015)	<u>53–64</u> 59	<u>45–59</u> 55
Предел прочности при сжатии, МПа (ГОСТ 33519–2015)	<u>710–780</u> 756	<u>620–680</u> 646
Предел прочности при изгибе, МПа (ГОСТ Р 56805–2015)	<u>880–920</u> 900	<u>810–920</u> 862
Модуль упругости при изгибе, ГПа (ГОСТ Р 56805–2015)	<u>51–55</u> 53	<u>49–54</u> 51
Предел прочности при межслойном сдвиге на короткой балке, МПа (ГОСТ 32659–2014)	<u>55–85</u> 69	<u>59–64</u> 62
Содержание пор, % (МИ 1.2.018–2010)	Не обнаружено	
* В числителе – минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее.		

Исследование показало соответствие свойств образцов из ТПКМ, изготовленных и в прессе, и в автоклаве, предъявляемым требованиям. Температура стеклования связующего 142 °С должна обеспечить работоспособность углепластика при температуре 120 °С (кратковременно – до 150 °С).

Проведено исследование влияния теплового воздействия при температуре испытания 120 °С в течение 500 и 1000 ч и при температуре 150 °С в течение 250 ч на предел прочности при изгибе при температуре испытания 20 °С углепластика, изготовленного методом прессования. Результаты испытаний представлены в табл. 5.

Таблица 5

Предел прочности при изгибе углепластика марки ВКУ-65
при температуре 20 °С после теплового воздействия

Свойство	Значения свойства*			
	в исходном состоянии	после воздействия температуры, °С, в течение, ч		
		150/250	120/500	120/1000
Предел прочности при изгибе, МПа (по ГОСТ Р 56805–2015)	<u>880–920</u> 900	<u>860–930</u> 896	<u>880–930</u> 912	<u>920–960</u> 944
* В числителе – минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее.				

Установлено, что воздействие температуры не оказало влияния на предел прочности при изгибе образцов из листового углепластика марки ВКУ-65.

Определено, что влагопоглощение образцов из углепластика (рис. 4) в течение 155 сут при $\phi = 98\%$ составляет не более 0,205 %.

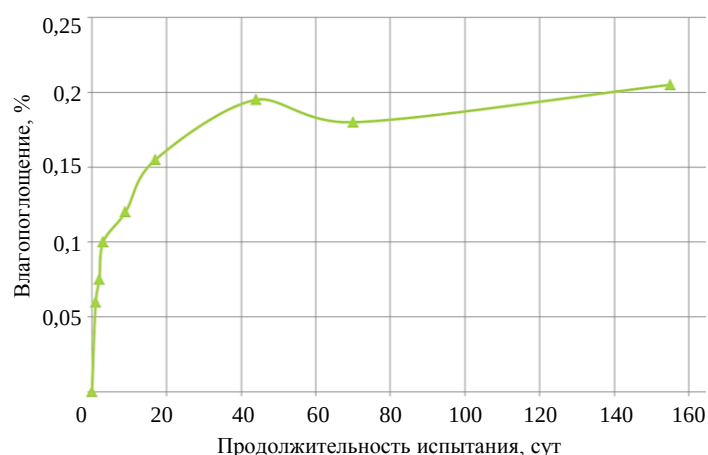


Рис. 4. Влагопоглощение образцов из углепластика марки ВКУ-65 при $\phi = 98 \%$

Определены горючесть и дымообразование образцов из углепластика марки ВКУ-65 по АП-25 (Приложение F, Части 1 и 5). Установлено, что все образцы являются трудносгорающими (время остаточного горения – 0 с) и слабодымящими.

На технологию изготовления углепластика разработана технологическая инструкция с литерой «О», а на поставку – технические условия ТУ 1-595-9-1944–2021 «Листовой углепластик марки ВКУ-65».

По разработанной технологии изготовлена опытная партия углепластика марки ВКУ-65 и проведено исследование свойств. Результаты испытаний и сравнение с аналогом представлены в табл. 6.

Таблица 6

**Результаты предварительных испытаний опытной партии
листового углепластика марки ВКУ-65**

Свойства	Значения свойств* для	
	углепластика ВКУ-65 (опытная партия)	зарубежного аналога Cetex TC1200 (компания Toqay)
Содержание связующего, % (по массе) (ГОСТ 56682–2015)	<u>41–45</u> 43	42
Толщина монослоя, мм	$0,22 \pm 0,02$	0,31
Плотность, г/см ³ (ГОСТ 15139–69)	<u>1,50–1,54</u> 1,52	1,53
Температура стеклования полимерной матрицы, °С (ГОСТ Р 55135–2012)	144	143
Предел прочности при растяжении, МПа (ГОСТ 56785–2015)	<u>800–850</u> 832	700
Модуль упругости при растяжении, ГПа (ГОСТ 56785–2015)	<u>62–66</u> 64	56,1
Предел прочности при сжатии, МПа (ГОСТ 33519–2015)	<u>580–680</u> 634	585
Предел прочности при изгибе, МПа (ГОСТ Р 56805–2015)	<u>970–1020</u> 990	859
Модуль упругости при изгибе, ГПа (ГОСТ Р 56805–2015)	<u>58–63</u> 61	46,3
Предел прочности при межслойном сдвиге на короткой балке, МПа (ГОСТ 32659–2014)	<u>59–65</u> 62	–
Содержание пор, % (МИ 1.2.018–2010)	Не более 0,9	–

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

По результатам испытаний установлено, что отечественный углепластик марки ВКУ-65 не уступает по физико-механическим свойствам импортному аналогу производства компании Тогау; поверхностная плотность отечественного углеродного наполнителя на 30 % меньше импортного.

Для изготовления деталей из листового углепластика марки ВКУ-65 разработана технология термоформования.

Углепластик марки ВКУ-65 является ТПКМ, который при нагревании размягчается, а при охлаждении возвращается в исходное твердое состояние. Это свойство используют при изготовлении деталей различных форм.

Формование заготовок деталей из углепластика ВКУ-65 проводили методом контактного термоформования в прессе, снабженном узлом ИК-нагрева при температурах 350–400 °С с применением подогреваемой формующей оснастки, состоящей из матрицы и пуансона.

Технологический процесс термоформования состоит из следующих основных операций:

- подготовка оборудования и оснастки;
- подготовка листового углепластика;
- сборка пакета для термоформования;
- процесс формования (нагрев заготовки и ее формование в прессе).

Весь процесс в зависимости от толщины заготовки занимает не более 30 мин.

Для определения влияния режимов термоформования на качество заготовки детали проведено сравнение свойств исходного углепластика и отформованной заготовки детали. Результаты исследований представлены в табл. 7.

Таблица 7

**Сравнение свойств исходного углепластика ВКУ-65
и отформованной заготовки конструктивно-подобного образца (КПО)**

Свойства	Значения свойств для	
	исходного углепластика ВКУ-65	заготовки КПО из углепластика ВКУ-65
Температура стеклования, °С (ГОСТ Р 55135–2012)	140	165
Массовая доля связующего, % (ГОСТ Р 56682–2015)	42	42
Степень кристалличности, % (ГОСТ Р 56757–2015)	41	35
Содержание пор, % (МИ 1.2.018–2010)	0,09	0,08
Предел прочности при межслойном сдвиге на короткой балке, МПа (ГОСТ 32659–2014)	74	98
Плотность, г/см ³ (ГОСТ 15139–69)	1,53	1,5

Результаты исследования заготовки детали показали, что после термоформования происходит повышение температуры стеклования полимерной матрицы на 15 % и снижение степени кристалличности на 15 % по сравнению со значениями исходного углепластика. Дефекты внешнего вида и внутренние дефекты не обнаружены, объемная доля пор составляет не более 0,09 %.

По разработанной технологии изготовлен конструктивно-подобный образец элемента мотогондолы – кронштейн реверсивного устройства двигателя ПД-14 (рис. 5). При этом масса данного кронштейна из сплава ОТ4 составляет 12 г, а из листового углепластика марки ВКУ-65: 3 г. Экономия по массе составляет 75 %. Количество таких кронштейнов на двигателе: 40 шт. Общее снижение массы двигателя составляет 360 г. При этом предел прочности при растяжении листового углепластика марки ВКУ-65 (832 МПа) не уступает пределу прочности при растяжении сплава ОТ4 (800 МПа). По результатам ультразвукового контроля установлено, что дефектов внутренней структуры конструктивно-подобного образца, в том числе в зоне перегиба, не обнаружено.



Рис. 5. Конструктивно-подобный образец элемента мотогондолы – кронштейн из листового углепластика ВКУ-65

Заключения

Проведен анализ информационных источников в области ПКМ на основе термopластичной матрицы, в том числе на основе ПЭЭК-связующих. В результате сформулированы требования к разрабатываемому отечественному ТПКМ.

Исследования по разработке препрега для изготовления ТПКМ показали, что наилучший комплекс свойств имеет препрег, полученный на основе углеткани саржевого плетения на основе волокна UMT-42S-3K-EP с двусторонним покрытием связующим марки ПЭЭК-50П. Материалу присвоена марка ВКУ-65.

Разработана технология получения углепластика методами прессового и автоклавного формования и изготовлена его опытная партия. Исследование его характеристик показало, что свойства углепластика соответствуют предъявляемым требованиям и свойствам импортного аналога производства компании Toray. Материал имеет рабочую температуру 120 °С (кратковременно – до 150 °С), является пожаробезопасным и имеет низкое влагопоглощение.

Разработана технология термоформования углепластика. По данной технологии изготовлен конструктивно-подобный образец элемента мотогондолы – кронштейн реверсивного устройства двигателя ПД-14.

На основании полученных результатов проводятся дальнейшие исследования и опробование углепластика в рамках НИР с двигателестроительным предприятием и в рамках общей квалификации.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Комаров Г.А. Состояние, перспективы и проблемы применения ПКМ в технике // Полимерные материалы. 2009. № 2. С. 5–9.
3. Кербер М.Л., Виноградов В.М., Головкин Г.С. и др. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология. СПб.: Профессия, 2011. С. 32–33.
4. Петрова Г.Н., Бейдер Э.Я. Конструкционные материалы на основе армированных термопластов // Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. № 1. С. 30–40.
5. Краев И.Д., Шульдешов Е.М., Платонов М.М., Юрков Г.Ю. Обзор композиционных материалов, сочетающих звукозащитные и радиозащитные свойства // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 4 (45). С. 60–67. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-60-67.
6. Гуняев Г.М., Чурсова Л.В., Комарова О.А., Гуняева А.Г. Конструкционные углепластики, модифицированные наночастицами // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 277–286.
7. Головкин Г.С. Регулирование механических свойств ПКМ методами целенаправленного формирования межфазной зоны // Полимерные материалы. 2009. № 11. С. 26–28.

8. Гуняева А.Г., Вешкин Е.А., Антюфеева Н.В., Панафидникова А.Н., Ефимик В.А. Исследование влияния конденсационной влаги на препрег углепластика на основе растворного эпоксидного связующего и ПКМ на его основе // Труды ВИАМ. 2019. № 9 (81). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-80-88.
9. Кирин Б.С., Кузнецова К.Р., Петрова Г.Н., Сорокин А.Е. Сравнительный анализ свойств полиэфирэфиркетонотов отечественного и зарубежного производства // Труды ВИАМ. 2018. № 5 (65). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-34-43.
10. Сорокин А.Е., Бейдер Э.Я., Изотова Т.Ф., Николаев Е.В., Шведкова А.К. Исследование свойств углепластика на полифениленсульфидном связующем после ускоренных и натурных климатических испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 3 (42). С. 66–72. DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-66-72.
11. Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Сорокин А.Е., Сапего Ю.А. Современные способы переработки термопластов // Труды ВИАМ. 2017. № 11 (59). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-7-7.
12. Тимошков П.Н., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Липкость и возможность использования препрегов для автоматизированных технологий (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 8 (68). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-38-46.
13. Михайлин Ю.А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы на их основе. СПб.: Профессия, 2006. 346 с.
14. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. науч.-информ. материалов. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.
15. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
16. Николаев А.Ф. Термостойкие полимеры. Л.: ЛТИ им. Ленсовета, 1988. С. 3–11.
17. Головкин Г.С. Технологические свойства термопластичных связующих для армированных пластиков // Пластические массы. 2005. № 1. С. 35–40.
18. Мажирин П.Ю. Полифениленсульфид в авиастроении // Полимерные материалы. 2003. № 2. С. 22–24.
19. Li J. Effect of silane coupling agent on the tensile properties of carbon fiber-reinforced thermoplastic polyimide // Composites. A: Polymer-Plastics Technology and Engineering. 2010. Vol. 49. P. 337–340.
20. Тростянская Е.Б., Степанова М.И., Рассохин Г.И. Теплостойкие линейные полимеры. Ростов н/Д: РГАСХМ, 2002. С. 3–22.
21. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // Редкие земли. 2014. № 3. С. 8–13.
22. Buznik V.M., Kablov E.N. Arctic Materials Science: Current State and Prospects // Herald of the Russian Academy of Sciences. 2017. Vol. 87. No. 5. P. 397–408.
23. Лазарева Т.К., Ермакин С.Н., Костягина В.А. Проблемы создания композиционных материалов на основе конструкционных термопластов // Успехи в химии и химической технологии. 2010. Т. 24. № 4. С. 58–63.
24. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. № 3. С. 2–14.
25. Jones Fr. A review of interphase formation and design in fibre-reinforced composites // Journal of Adhesion Science and Technology. 2010. Vol. 24. No. 1. P. 171–202.
26. Drzal Lt., Raghavendran Vk. Adhesion of thermoplastic matrices to carbon fibers: effect of polymer molecular weight and fiber surface chemistry // Journal of Thermoplastic Composite Materials. 2003. Vol. 16. P. 21–30.
27. Thostenson E.T., Chou T.-W. Aligned multi-walled carbon nanotube-reinforced composites: processing and mechanical characterization // Journal of Physics. D: Applied Physics. 2002. Vol. 35. P. L77–L80.
28. Chuang L., Chu N.-J. Effect of polyamic acids on interfacial shear strength in carbon fiber/aromatic thermoplastics // Journal of Applied Polymer Science. 1990. Vol. 41. P. 373–382.
29. Datasheet Cetex-1200: офиц. сайт. URL: www.toraytac.com (дата обращения: 20.05.2022).
30. Datasheet Tenax®-E TPCL PEEK-HTA40: офиц. сайт. URL: www.teijinacarbon.com (дата обращения: 20.05.2022).

31. Сорокин А.Е., Иванов М.С., Сагомонова В.А. Термопластичные полимерные композиционные материалы на основе полиэфирэфиркетонов различных производителей // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.05.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-41-50.
32. Кирич Б.С., Сорокин А.Е., Бойчук А.С. Углепластики на основе полиэфирэфиркетонов // *Труды ВИАМ*. 2020. № 4–5 (88). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-22-31.
33. A kind of method of carbon fiber surface modification: pat. CN108642882A No. CN201810435940; filed 09.05.18; publ. 12.10.18.
34. Способ изготовления углепластика на основе тканого углеродного наполнителя и термопластичного связующего: пат. 2765042 Рос. Федерация. № 2020135999; заявл. 02.11.20; опубл. 25.01.22.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Komarov G.A. The state, prospects and problems of the use of PKM in technology. *Polimernye materialy*, 2009, no. 2, pp. 5–9.
3. Kerber M.L., Vinogradov V.M., Golovkin G.S. et al. *Polymer composite materials: structure, properties, technology*. St. Petersburg: Professiya, 2011, pp. 32–33.
4. Petrova G.N., Bader E.Ya. Structural materials based on reinforced thermoplasts. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 30–40.
5. Kraev I.D., Shuldeshov E.M., Platonov M.M., Yurkov G.Yu. Composite materials combining acoustic and radio shielding properties. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 4 (45), pp. 60–67. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-60-67.
6. Gunyaev G.M., Chursova L.V., Komarova O.A., Gunyaeva A.G. Constructional carbon the plastics modified by nanoparticles. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 5, pp. 277–286.
7. Golovkin G.S. The regulation of the mechanical properties of PCM by the methods of targeted formation of the interference zone. *Polimernye materialy*, 2009, no. 11, pp. 26–28.
8. Gunyaeva A.G., Veshkin E.A., Antyufeyeva N.V., Panafidnikova A.N., Efimik V.A. Research of influence of the condensation moisture on carbon fiber plastic prepreg on the basis of solution epoxy binder and PCM on its basis. *Trudy VIAM*, 2019, no. 9 (81), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-80-88.
9. Kirin B.S., Kuznetsova K.R., Petrova G.N., Sorokin A.E. Comparative analysis of properties of polyetheretherketones of domestic and foreign production. *Trudy VIAM*, 2018, no. 5 (65), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-34-43.
10. Sorokin A.E., Bejder E.Ya., Izotova T.F., Nikolaev E.V., Shvedkova A.K. Investigation of carbon fiber reinforced plastic on polyphenylenesulfide resin after accelerated and natural climatic test. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 3 (42), pp. 66–72. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-66-72.
11. Petrova G.N., Larionov S.A., Sorokin A.E., Sapego Yu.A. Modern ways of processing of thermoplastics. *Trudy VIAM*, 2017, no. 11 (59), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-7-7.
12. Timoshkov P.N., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Stickiness and possibility of using prepreps for automated technologies (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 8 (68), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-38-46.
13. Mikhailin Yu.A. *Thermal-resistant polymers and polymer materials based on them*. St. Petersburg: Professiya, 2006, 346 p.
14. Kablov E.N. *Trends and guidelines of innovative development of Russia*: collection scientific-inform. materials. 3rd ed. Moscow: VIAM, 2015, 720 p.
15. Kablov E.N. What to make the future from? The materials of the new generation, the technology of their creation and processing are the basis of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
16. Nikolaev A.F. *Heat-resistant polymers*. Leningrad: Lensovet LTI, 1988, pp. 3–11.

17. Golovkin G.S. Technological properties of thermoplastic binders for reinforced plastics. *Plasticheskie massy*, 2005, no. 1, pp. 35–40.
18. Mazhirin P.Yu. Polyphenylene sulfide in aircraft industry. *Polimernye materialy*, 2003, no. 2, pp. 22–24.
19. Li J. Effect of Silane Coupling Agent on the Tensile Properties of Carbon Fiber-Reinforced Thermoplastic Polyimide. *Composites. A: Polymer-Plastics Technology and Engineering*, 2010, vol. 49, pp. 337–340.
20. Trostyanskaya E.B., Stepanova M.I., Rosokhin G.I. *Heat-resistant linear polymers*. Rostov-on-Don: RGASKhM, 2002, pp. 3–22.
21. Kablov E.N. Russia needs new generation materials. *Redkiye zemli*, 2014, no. 3, pp. 8–13.
22. Buznik V.M., Kablov E.N. Arctic Materials Science: Current State and Prospects. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2017, vol. 87, no. 5, pp. 397–408.
23. Lazareva T.K., Ermakin S.N., Kostyagina V.A. Problems of creating composite materials based on structural thermoplasts. *Uspekhi v khimii i khimicheskoy tekhnologii*, 2010, vol. 24, no. 4, pp. 58–63.
24. Kablov E.N. Aerospace materials science. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2008, no. 3, pp. 2–14.
25. Jones Fr. A Review of Interphase Formation and Design in Fibre-Reinforced Composites. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 2010, vol. 24, no. 1, pp. 171–202.
26. Drzal Lt., Raghavendran V.K. Adhesion of Thermoplastic Matrices to Carbon Fibers: Effect of Polymer Molecular Weight and Fiber Surface Chemistry. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2003, vol. 16, pp. 21–30.
27. Thostenson E.T., Chou T.-W. Aligned Multi-Walled Carbon Nanotube-Reinforced Composites: Processing and Mechanical Characterization. *Journal of Physics. D: Applied Physics*, 2002, vol. 35, pp. L77–L80.
28. Chuang L., Chu N.-J. Effect of Polyamic Acids on Interface SHEAR Strength In Carbon Fiber/Aromatic Thermoplastic. *Journal of Applied Polymer Science*, 1990, vol. 41, pp. 373–382.
29. *Datasheet Setex-1200*. Available at: www.toraytac.com (accessed: May 05, 2022).
30. *Datasheet Tenax®-E TPCL Peek-HTA40*. Available at: www.teijinacarbon.com (accessed: May 05, 2022).
31. Sorokin A.E., Ivanov M.S., Sagomonova V.A. Thermoplastic polymer composite materials based on polyetheretherketones of various manufacturers. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 20, 2022). DOI: 10.18577/2071-9140-2022-0-1-41-50.
32. Kirin B.S., Sorokin A.E., Boychuk A.S. Carbon fiber reinforced thermoplastic on the basis of polyetheretherketones. *Trudy VIAM*, 2020, no. 4–5 (88), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 05, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-22-31.
33. *A Kind of Method of Carbon Fiber Surface Modification*: pat. CN108642882A, no. CN201810435940; filed 09.05.18; publ. 12.10.18.
34. *The method of manufacturing carbon fiber based on woven carbon filler and thermoplastic binding*: pat. 2765042 Rus. Federation, no. 2020135999; filed 02.11.20; publ. 25.01.22.

Информация об авторах

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

Сагомонова Валерия Андреевна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Морозова Вероника Сергеевна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Valeria A. Sagomonova, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Veronica S. Morozova, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.08.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 04.08.2022.
The article was submitted 03.08.2021; approved and accepted for publication after reviewing 04.08.2022.

Научная статья

УДК 621.791.724:669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-63-75

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, АРМИРОВАННОГО ТУГОПЛАВКИМИ ЧАСТИЦАМИ SiC (обзор)*Л.Г. Ходыкин¹, А.Н. Няфкин¹, Д.В. Косолапов¹, А.Н. Жабин¹*

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

Аннотация. Представлен научно-технический литературный обзор в области сварки алюминиевых сплавов, армированных тугоплавкими частицами карбида кремния. Описаны структурные изменения после лазерной сварки, причины появления разного рода дефектов и способы улучшить свариваемость материала. Представлены результаты испытаний механических свойств сварных соединений.

Ключевые слова: лазерная сварка, тугоплавкие частицы, металлический композиционный материал, алюминиевый сплав, механические свойства

Для цитирования: Ходыкин Л.Г., Няфкин А.Н., Косолапов Д.В., Жабин А.Н. Лазерная сварка металлических композиционных материалов на основе алюминиевого сплава, армированного тугоплавкими частицами SiC (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-63-75.

Scientific article

LASER WELDING OF METAL COMPOSITE MATERIALS BASED ON ALUMINIUM ALLOY REINFORCED WITH REFRACTORY PARTICLES SiC (review)*L.G. Khodykin¹, A.N. Nyafkin¹, D.V. Kosolapov¹, A.N. Zhabin¹*

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

Abstract. A scientific and technical literature review in the field of welding of aluminum alloys reinforced with refractory particles of silicon carbide is presented. Structural changes after laser welding, the causes of various kinds of defects and ways to improve the weldability of the material are described. The results of testing the mechanical properties of welded joints are presented.

Keywords: laser welding, refractory particles, metal composite material, aluminum alloy, mechanical properties

For citation: Khodykin L.G., Nyafkin A.N., Kosolapov D.V., Zhabin A.N. Laser welding of metal composite materials based on aluminium alloy reinforced with refractory particles SiC (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-63-75.

Введение

Алюминиевые сплавы благодаря таким характеристикам, как малая плотность, высокая коррозионная стойкость, свариваемость, оптимальная прочность и возможность обработки давлением, нашли широкое применение в авиационной, автомобильной, аэрокосмической и морской отраслях [1]. Развитие современной техники выдвигает повышенные требования к новым изделиям. Эти требования могут обеспечить

металлические композиционные материалы (МКМ) на основе алюминиевых сплавов, армированных тугоплавкими частицами карбида кремния (SiC) [2–7]. Тем не менее при всех преимуществах таких материалов существуют и проблемы, требующие решения. Одной из проблем является возможность соединения деталей с помощью сварки [8–10]. В последние годы исследователи провели обширные исследования по сварке МКМ на алюминиевой основе, армированных частицами SiC (Al–SiC) [11–14]. Наиболее надежным способом сварки является сварка трением с перемешиванием, но у нее имеются ограничения по форме и размерам свариваемых заготовок. Ввиду такого ограничения большее распространение получил способ сварки плавлением. Однако во время сварки плавлением заготовок из композита Al–SiC возникали следующие дефекты:

- высокая вязкость ванны расплава;
- появление трещин и пор;
- образование хрупких соединений Al_4C_3 в результате реакции между расплавленным алюминием и частицами SiC;
- высокие остаточные напряжения на границе алюминиевой матрицы и частиц SiC.

Полученные соединения имеют плохой внешний вид и деградацию механических характеристик.

Лазерная сварка имеет более высокую плотность энергии, большую производительность и меньшую зону термического влияния, поэтому является наиболее перспективным способом соединения изделий из композита Al–SiC [15].

Лазерный луч состоит из фотонов одинаковой частоты, длины волны и фазы, является высоконаправленным с более высокой плотностью мощности и лучшими характеристиками фокусировки, что делает его уникальным для вторичной обработки МКМ. Благодаря этим уникальным свойствам лазеры широко используются для соединения и обработки поверхностей, термообработки, резки, сверления, маркировки, микрообработки и т. д. В процессе лазерной сварки лазерный луч с высокой плотностью энергии, попадая на поверхность обрабатываемой детали, передает ей тепловую энергию и расплавляет небольшое количество материала заготовки для создания сварного шва при затвердевании [16].

Источники CO_2 - и Nd:YAG-лазеров наиболее широко используются в современной промышленности [16, 17]. Однако благодаря своим уникальным характеристикам лазерная обработка материала с помощью Nd:YAG-лазера по-прежнему привлекательна для исследований в этой области. Такой лазер имеет относительно низкую среднюю мощность, но при этом высокую интенсивность луча, который легко фокусируется, а также более узкую зону термического влияния (ЗТВ); высокую поглощающую способность на отражающей поверхности, такой как алюминий, из-за более короткой длины волны; лучшую способность передачи энергии через плазму [18].

Цель данной работы – анализ научно-технической литературы в области сварки МКМ из алюминиевого сплава, армированного тугоплавкими частицами карбида кремния, исследование структуры швов после сварки и их свойств.

Исследование межфазной реакции SiC–Al в алюминиевом сплаве марки 6061, армированном волокнами SiC_w, под действием лазерного луча

В работе [19] проведено исследование поведения границы раздела в сварных соединениях МКМ, полученных лазерной сваркой, алюминиевого сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) волокон SiC_w. Предел прочности такого композита в отожженном состоянии составлял 220 МПа. На рис. 1 представлена микрофотография, на которой видны сварной шов и ЗТВ, полученные после лазерной сварки МКМ. Как установлено авторами работы [19], в сварном шве и ЗТВ видны длинные иглы частиц Al_4C_3 (рис. 2, а, б), которые являются продуктом межфазной реакции между матрицей и армирующим компонентом. Кроме того, на рис. 2 также видно, что в сварном шве,

очевидно, происходит выгорание нитевидных кристаллов SiC_w , а в ЗТВ наблюдаются как частицы Al_4C_3 , так и SiC .

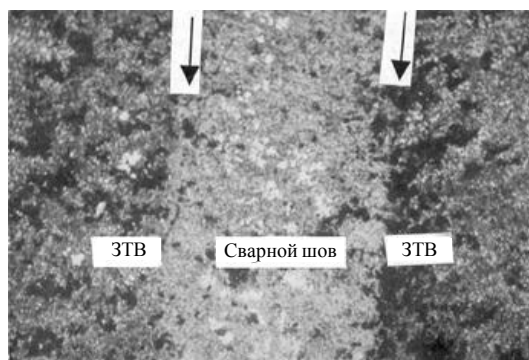


Рис. 1. Микрофотография ($\times 400$) сварного шва с зонами термического влияния (ЗТВ) [19]

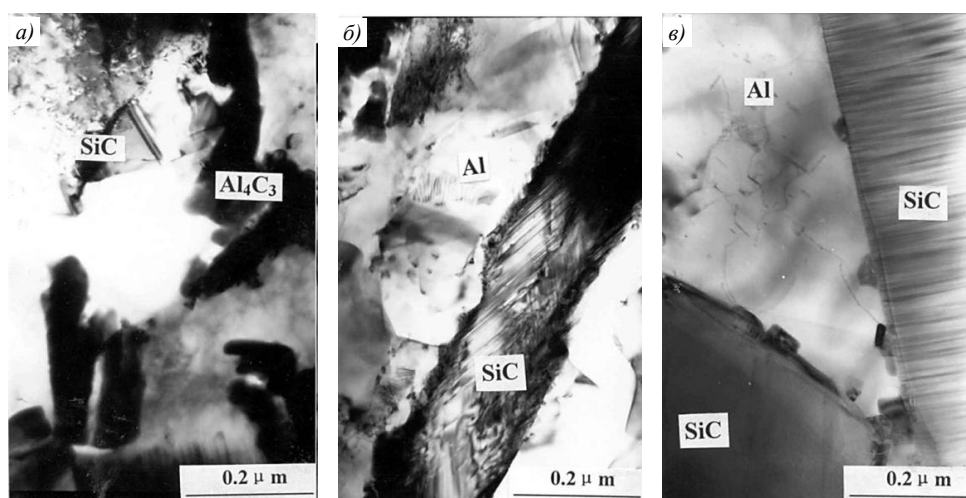


Рис. 2. Микрофотографии сварного шва (а), зоны термического влияния (б) и основного материала (в) [19]

Исследование микроструктуры показывает, что межфазная реакция постепенно замедляется, и частицы Al_4C_3 при переходе сварного шва в ЗТВ стали тоньше, а микроструктура исходного материала, находящегося далеко от сварного шва, осталась исходной микроструктурой композита. При сварке композита из алюминиевого сплава 6061, армированного волокнами SiC_w , нитевидные кристаллы SiC_w , подвергавшиеся воздействию лазерного луча, поглощали тепло и нагревались до очень высокой температуры. Матрица из алюминиевого сплава нагревалась за счет теплового перехода. Такой механизм нагрева сделал температуру области вокруг нитевидных кристаллов SiC_w намного выше, чем средняя температура ванны расплава. Таким образом, реакция в уравнении (1) протекает легко:



Частицы, которые представляли собой тонкие иглы или чешуйки Al_4C_3 и блоки Si, образовывались на границе раздела и разрушали хорошее сцепление поверхности раздела между нитевидными кристаллами SiC_w и алюминиевой матрицей. Таким образом, нитевидные кристаллы SiC_w не могли укрепить сварной шов, и, кроме того, прочность сварного шва снизилась, так как блоки Al_4C_3 и Si стали хрупкими. Хрупкие частицы Al_4C_3 действуют как промежуточный слой, вставленный в границу раздела между нитевидными кристаллами SiC_w и алюминиевой матрицей, поэтому сцепление между

ними уменьшается, снижается способность передавать нагрузку, и трещины легко зарождаются и растут. Поэтому считается, что важной причиной сниженных механических свойств сварного соединения является межфазная реакция между матрицей и армирующими частицами в сварном шве.

Как видно из данных табл. 1, прочность соединения уменьшается с увеличением выходной мощности лазера. Это связано с тем, что чем больше выходная мощность лазера, тем выше температура расплавленной ванны. Поэтому происходит больше реакций, что приводит к большей потере механических свойств.

Таблица 1

Взаимосвязь содержания реагента в шве и параметров лазерной сварки

Мощность лазера, Вт	Прочность сварного соединения, МПа	Содержание частиц, % (объемн.)	
		Al_4C_3	Si
250	187	1	1
300	105	3	3
350	101	3	3
400	74	5	8
450	61	7	13
500	57	7	13

На основании этого предполагается, что основным фактором, влияющим на межфазную реакцию, является выходная мощность лазера при сварке композитов с алюминиевой матрицей.

Кроме того, показано, что использование более низких значений подводимой энергии при лазерной сварке является надежным способом достижения хорошего сварного шва алюминиевого матричного композита из сплава 6061, армированного нитевидными кристаллами SiC_w .

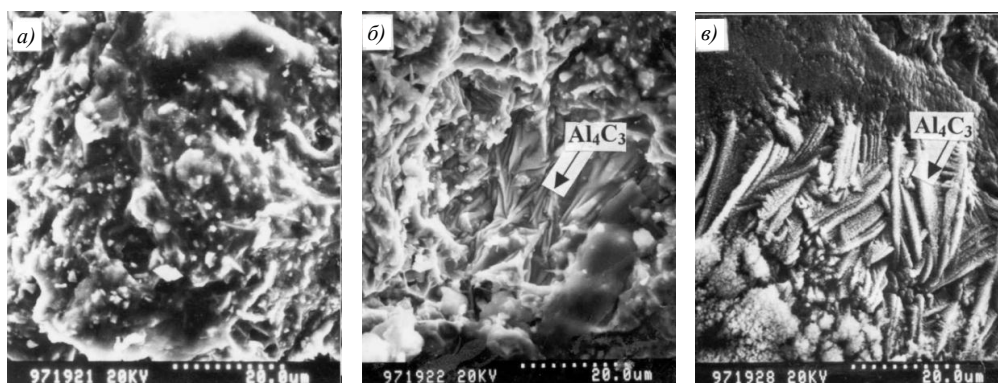


Рис. 3. Внешний вид излома сварного соединения при мощности лазера 250 (а), 400 (б) и 450 Вт (в)

На рис. 3 представлена поверхность излома сварных соединений, выполненных при различных параметрах сварки. Поскольку степень межфазной реакции была очень небольшой при более низкой выходной мощности лазера (250 Вт), на поверхности излома можно обнаружить небольшое количество игольчатых частиц Al_4C_3 (рис. 3, а). Несмотря на то что межфазная реакция имела место и частицы изменили связь между волокном SiC_w и матрицей, при мощности излучения лазера 400 Вт признаков оголенных волокон SiC_w в изломе не обнаружено (рис. 3, б). Это свидетельствует о том, что, поскольку степень реакции меньше, влияние частиц Al_4C_3 , присутствующих в сварном шве под лазерным лучом, на предел прочности сварного соединения при растяжении

меньше. Следовательно, на границе между алюминиевой матрицей и волокнами SiC_w разрушения не произошло. Однако при увеличении выходной мощности лазера до 450 Вт на поверхности излома обнаружены признаки оголенных волокон SiC_w (рис. 3, в). Это указывает на то, что степень межфазной реакции была высокой и одновременно увеличивалось количество частиц. Таким образом, волокна SiC_w не являлись армирующей фазой, а разрушение в сварном соединении происходило на границе раздела волокна SiC_w и матрицы.

Лазерная сварка алюминиевого сплава 6061 с различным содержанием частиц SiC

В работе [20] авторы исследовали лазерную сварку листов толщиной 1 мм из алюминиевого сплава 6061, армированного частицами SiC с разным объемным содержанием: 0; 1; 5 и 20 % (объемн.). При исследовании получены приемлемые параметры сварки, а также соотношение глубины провара к ширине сварного шва (табл. 2).

Таблица 2

**Соотношение глубины и ширины зоны сплавления
при оптимальных условиях тепловложения для полного провара [20]**

Материал	Тепловложение, Дж/мм	Соотношение глубина шва/ширина провара
Сплав 6061	42	0,5
6061 + 1 % (объемн.) SiC	31	0,7
6061 + 5 % (объемн.) SiC	30	1,0
6061 + 20 % (объемн.) SiC	13	3,5

Видно, что при увеличении содержания частиц SiC в МКМ необходимое тепловложение снижается. Происходит это вследствие уменьшения отражения лазерного луча и увеличения эффективности поглощения лазерной энергии. По этим же причинам выросло соотношение глубины шва к ширине провара.

На рис. 4 показано увеличенное изображение зоны сплавления сварного образца алюминиевого сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) частиц SiC, на котором хорошо видно большое количество соединений Al_4C_3 в зоне сплавления, но не в частично ликвидированной зоне термического влияния. Из-за большого количества соединений Al_4C_3 в зоне сплавления сварной шов получился хрупким и легко ломался под нагрузкой. Все образцы в этом исследовании разрушались в пределах зоны сплавления из-за охрупчивания, вызванного большим содержанием частиц Al_4C_3 .



Рис. 4. Микроструктура сварного шва алюминиевого сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) частиц SiC [20]

Механические свойства до и после сварки оценивали по результатам испытаний на растяжение. Перед сваркой пределы текучести при комнатной температуре для сплава 6061 с содержанием частиц SiC от 0 до 20 % (объемн.) в условиях старения по режиму T6 составляли от 250 до 430 МПа; предельные растягивающие напряжения – от 310 до 550 МПа; удлинение при растяжении уменьшилось – с 15 до 3 %. После лазерной сварки прочность при растяжении заметно снизилась, особенно у образцов, армированных частицами SiC. Значения прочности при растяжении для всех материалов составляли 100 ± 20 МПа. Как видно на микрофотографии на рис. 5, б, преждевременное разрушение сварных композитов произошло в основном из-за разъединения вдоль границ раздела Al_4C_3/Al . Последующая обработка образцов по режиму T6 повысила значения прочности при растяжении для сплава 6061 до более чем 200 МПа, но для армированных образцов повышение характеристик было незначительным – до 110 ± 20 МПа. Удлинение после сварки при растяжении для всех композитов было < 4 %. Низкие значения предела прочности при растяжении и относительного удлинения для композитов после сварки предположительно получены из-за преждевременного разрушения вследствие охрупчивания сварного шва.

Образование соединений Al_4C_3 – это основная проблема при сварке композитов. Большинство армирующих элементов из карбида кремния подвергались реакции в зоне сплавления. В композите на основе сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) частиц SiC, почти не осталось таких частиц, но иногда в образцах обнаруживалось их 1 или 5 % (объемн.). Это наблюдение также свидетельствует о том, что теплопроводность в образцах снижается с увеличением содержания частиц SiC. Тепло дольше сохранялось внутри зоны сплавления сварного шва с 20 % (объемн.) частиц SiC и, следовательно, превращение таких частиц в соединение Al_4C_3 происходило более полно.

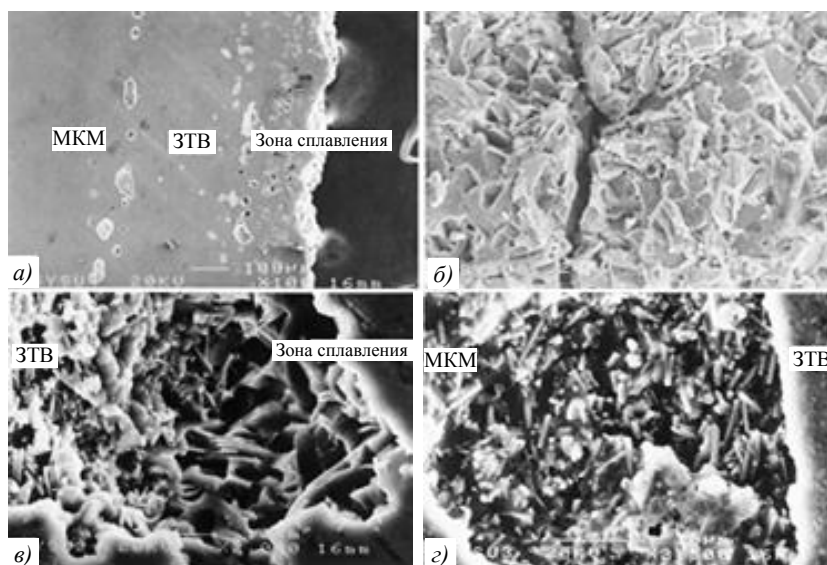


Рис. 5. Микрофотографии сварного шва образца из алюминиевого сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) частиц SiC: а – поперечное сечение; б – ярко выраженные пластины соединения Al_4C_3 на границе разлома внутри зоны сплавления; в – соединение Al_4C_3 и частицы SiC на границе раздела зоны сплавления и зоны термического влияния (ЗТВ); г – частицы SiC [20]

Легирование места сварки при лазерной сварке МКМ на основе алюминиевого сплава 6061 и частиц SiC

В работе [21] проведен эксперимент с лазерной сваркой МКМ на основе алюминиевого сплава 6061, армированного 25 % (объемн.) частиц SiC. Эксперимент состоял

в том, что между образцами из МКМ находилась пластина из чистого титана и во время лазерной сварки она расплавлялась и растворялась в сварочной ванне, тем самым легируя сварочный шов титаном. В результате получен высококачественный шов без пор и трещин (рис. 6). Однако в частично расплавленной зоне расплавляется также алюминиевая матрица, что приводит к существенной межфазной реакции и растворению армирующих элементов из карбида кремния и образованию крупных пор.



Рис. 6. Общий вид сварного шва с пластиной из чистого титана [21]

На рис. 7 показана микроструктура сварного шва композита Al–SiC легированного пластиной из титанового сплава толщиной 0,3 мм, сваренного лазерным лучом. В центральной зоне сварного шва игольчатых фаз не наблюдается (рис. 7, а, б), вместо этого образуется большое количество мелких частиц и несколько крупных граненых блоков. Анализ фазового состава показывает, что мелкие частицы – карбид титана, а крупные ограненные блоки представляют собой первичный кремний. Однако в нижней части шва, где содержание легирующего элемента Ti заметно меньше, чем в центральной зоне сплавления, наблюдается некоторое количество дендритных комплексов Ti_2AlC и пластинчатых частиц Al_4SiC_4 вместе с сопутствующими крупными частицами кремния (рис. 7, в, г).

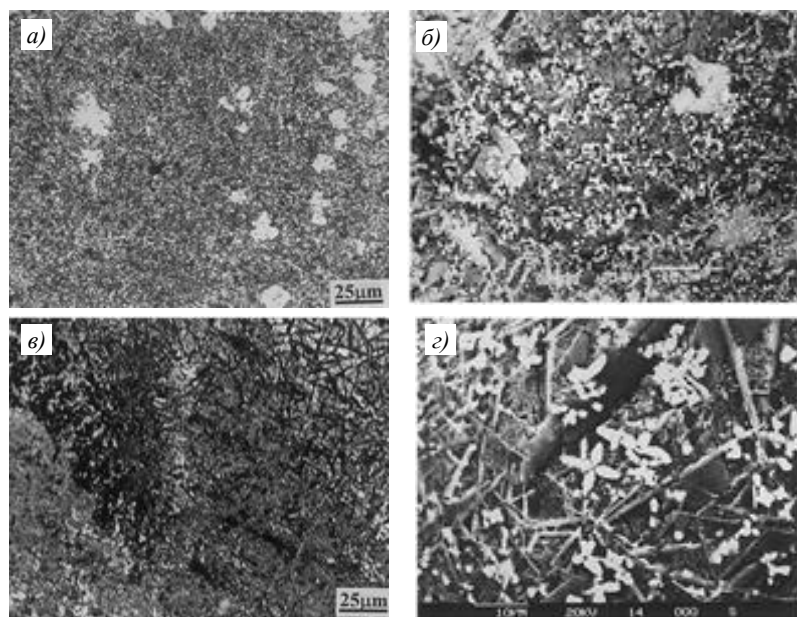


Рис. 7. Микрофотографии сварного соединения с титановой пластиной толщиной 0,3 мм: а, в – оптические фотографии сварного шва и зоны сплавления соответственно; б, г – микрофотографии этих же участков, полученные на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) [21]

Видно, что образование игольчатой фазы карбида алюминия Al_4C_3 в зоне сварки плавлением полностью подавляется при лазерной сварке с легированием сварного шва титаном.

При применении в качестве легирующего элемента титановой пластины толщиной 0,6 мм в сварочной ванне содержание легирующего элемента становится очень большим, из-за чего (помимо соединений TiC , Ti_2AlC и первичного Si) в зоне сварки плавлением образуются новые фазы – Al_3Ti и Ti_5Si_3 (рис. 8, а, б). В то же время в переходной зоне между зоной плавления и частично расплавленной зоной наблюдается несколько крупных белых пластинчатых фаз Ti_2AlC (рис. 8, в, г), образование которых объясняется тем, что содержание титана в этой граничной области меньше, чем в центральной зоне сварного шва, что приводит к образованию соединения Ti_2AlC вместо карбида титана.

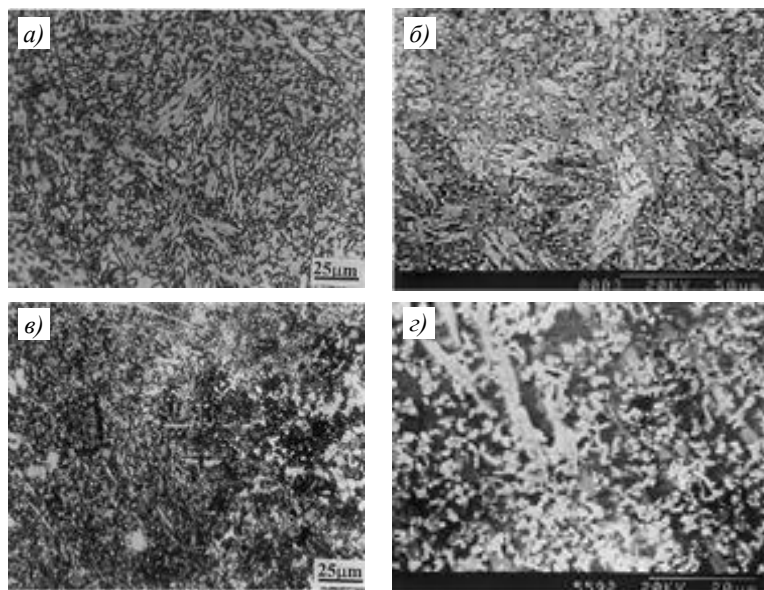


Рис. 8. Микрофотографии сварного соединения с титановой пластиной толщиной 0,6 мм: а, в – оптические фотографии сварного шва и зоны сплавления соответственно; б, г – микрофотографии этих же участков, полученные на СЭМ [21]

Способы уменьшения дефектов сварного соединения МКМ из алюминиевого сплава, армированного частицами SiC

В работе [22] проведены эксперименты с лазерной сваркой для соединения изделий из композита $Al-SiC$. В качестве исследуемого материала использован МКМ на основе алюминиевого сплава 6061, содержащего 17 % (объемн.) частиц карбида кремния. Проведено три различных процесса лазерной сварки: лазерная сварка (процесс 1), лазерная сварка с прослойкой из титана (процесс 2) и ультразвуковая лазерная сварка с прослойкой из титана (процесс 3).

Прослойка из чистого титана (99,99 % (по массе) Ti) толщиной 0,3 мм и ультразвуковое поле предназначены для того, чтобы улучшить смачиваемость и текучесть расплавленной зоны металла, а также уменьшить дефекты сварки. При использовании прослойки из Ti хрупкие фазы Al_4C_3 в соединениях, выполненных лазерной сваркой, подавляются за счет преимущественного образования TiC и Ti_5Si_3 [23].

На рис. 9 представлена морфология поверхностей сварных швов, полученных разными способами сварки, которые позволяют получить непрерывный сварной шов без видимых брызг.



Рис. 9. Морфология поверхностей сварных швов, выполненных лазерной сваркой (а), лазерной сваркой с прослойкой из титана (б) и ультразвуковой лазерной сваркой с прослойкой из титана (в) [22]

При лазерной сварке с титановой прослойкой часть энергии потребляется прослойкой в процессе плавления. Титан также повышает текучесть расплавленной зоны металла и уменьшает дефекты сварки (рис. 10, б). Таким образом, улучшена стабильность расплавленной зоны, а затем получена более гладкая поверхность сварного шва. После применения ультразвука поверхность сварного шва также была приемлемой, за исключением неглубокой вогнутости на поверхности сварного шва (рис. 10, в).

На рис. 10–12 приведены поперечные сечения и оптические микрофотографии сварного соединения, выполненного с применением лазера.

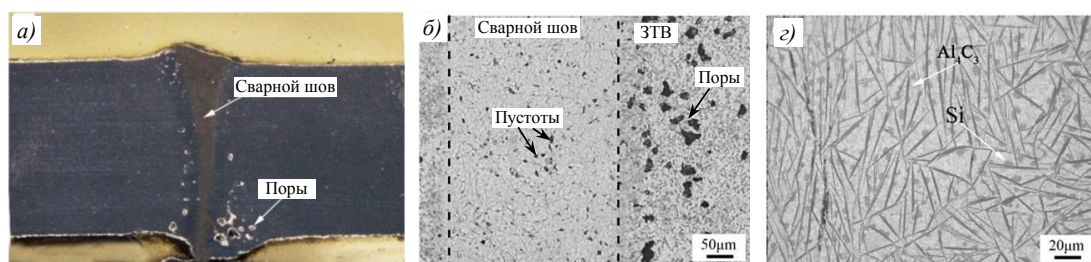


Рис. 10. Поперечное сечение сварного шва (а) и микроструктура шва при разном увеличении (б, в) [22]

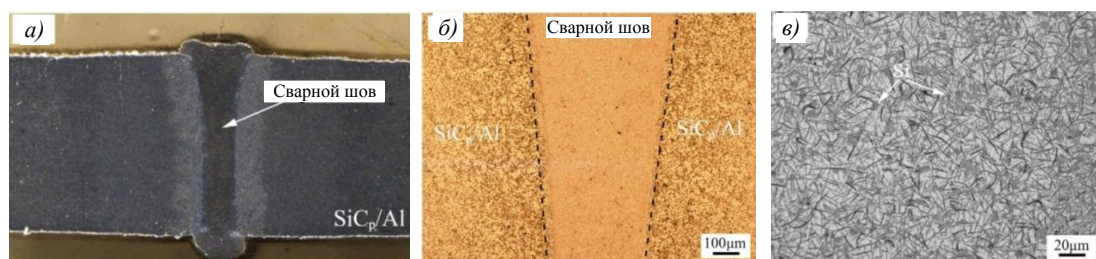


Рис. 11. Поперечное сечение сварного шва с титановой прослойкой (а) и микроструктура шва при разном увеличении (б, в) [22]

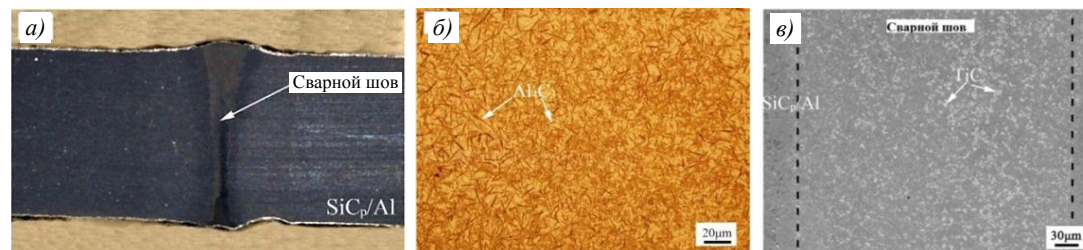


Рис. 12. Микрофотографии сварного шва, сваренного ультразвуковой лазерной сваркой с прослойкой из титана: а – поперечное сечение соединения; б – микроструктура сварного шва; в – микроструктура, полученная на СЭМ [22]

Авторами работы [22] обнаружено, что хрупкие игольчатые фазы Al_4C_3 являются основной причиной снижения прочности при растяжении. С повышением температуры в зоне сварки на границе между алюминиевой матрицей и частицами SiC происходит реакция (1), которая приводит к образованию хрупких фаз Al_4C_3 и Si

По реакции (1) не только потребляются частицы армирующей фазы (SiC) в расплавленной зоне, но также образуется игольчатая фаза Al_4C_3 , что в свою очередь приводит к снижению механических свойств сварного соединения.

В процессе лазерной сварки появилось большое количество хрупких игольчатых фаз Al_4C_3 (рис. 10, в). Длина этих игольчатых выделений находится в пределах 40–70 мкм. При добавлении титановой прослойки длина игольчатых фаз Al_4C_3 (рис. 11, в) в сварном шве уменьшилась до 20–30 мкм, что очень важно для повышения прочности сварного соединения при растяжении. Добавление ультразвуковой вибрации позволяет значительно уменьшить размер игольчатой фазы. На рис. 12, б видно наличие хрупких фаз Al_4C_3 длиной 5–20 мкм.

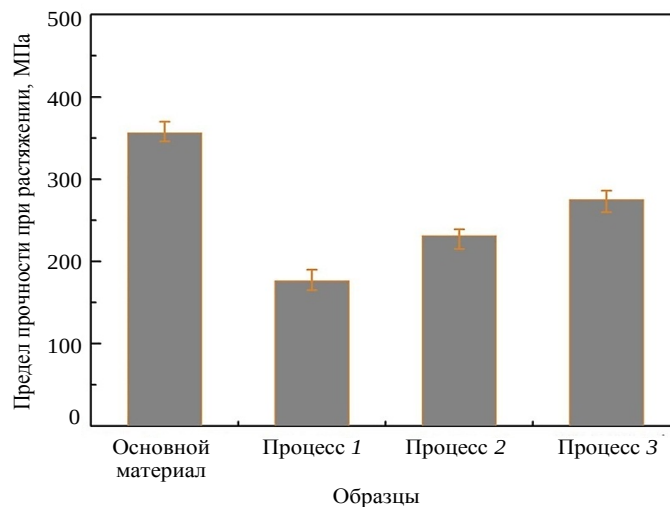


Рис. 13. Прочность сварных соединений при растяжении [22]

На рис. 13 представлены пределы прочности при растяжении сварных соединений при трех различных процессах сварки. Для сварных соединений, полученных лазерной сваркой (процесс 1), прочность сварного шва равна 49,4 % от прочности основного материала. Низкие значения свойств при растяжении объясняются двумя факторами:

- наличием пор и пустот в сварных соединениях;
- большим количеством игольчатых фаз Al_4C_3 , образующихся в соединении при лазерной сварке.

При добавлении в сварной шов прослойки из титана (процесс 2) предел прочности при растяжении соединения повысился на ~15 % по сравнению с образцом, выполненным лазерной сваркой (процесс 1). Однако прочность при растяжении все еще находится на низком уровне. Это объясняется тем, что лазерная сварка с высокой скоростью охлаждения ослабляла конвекционное перемешивание в ванне расплава, что привело к неудовлетворительной диффузионной способности элемента Ti. Поэтому по-прежнему образовывались игольчатые фазы Al_4C_3 , тем самым снижая прочностные характеристики.

При ультразвуковой лазерной сварке с прослойкой из титана (процесс 3) предел прочности при растяжении соединения достигал 275 МПа, что составляло 77,2 % от прочности основного металла. Ультразвуковые колебания положительно влияют на прочностные свойства сварного соединения, а также способствуют диффузии и миграции элемента Ti в расплавленной ванне, что уменьшает образование игольчатых фаз Al_4C_3 в сварном шве.

Заключения

В данной работе представлены исследования по сварке МКМ на основе алюминиевой матрицы сплава 6061, армированной частицами SiC. При проведении сварки материал получается с дефектами и очень низкими прочностными характеристиками, по сравнению с основным МКМ. Поэтому проведены эксперименты для выявления причин неудовлетворительных результатов, а также исследованы способы сварки, призванные повысить качество сварных швов. Во всех работах выявлено, что основной причиной плохой свариваемости и низких прочностных характеристик материала является образующаяся во время лазерной сварки игольчатая хрупкая фаза Al_4C_3 . Увеличение объемного содержания частиц SiC в МКМ позволило снизить необходимое тепловложение при сварке, но на прочностные характеристики повлияло незначительно, они так и остались низкими. Легирование сварного шва с помощью прослойки из чистого титана позволило уменьшить образование хрупких фаз Al_4C_3 , и, соответственно, повысить прочностные характеристики. Применяв ультразвуковую вибрацию и используя титановую прослойку, можно добиться очень высоких результатов по значениям прочности – на уровне 75 % от прочности основного МКМ.

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

Список источников

1. 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.
2. 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.
3. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // *Крылья Родины*. 2016. № 5. С. 8–18.
4. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // *Металлы Евразии*. 2015. № 1. С. 36–39.
5. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
6. 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.
7. Имаметдинов Э.Ш., Валуева М.И. Композиционные материалы для поршневых двигателей (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
8. Лукин В.И., Ковальчук В.Г., Иода Е.Н. Сварка плавлением – основа сварочного производства // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 130–143. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-130-143.
9. Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Методы соединения алюминиевых композиционных материалов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 3 (48). С. 35–42. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-35-42.
10. Ellis M.B.D. Joining of Aluminium Based Metal Matrix Composites // *International Materials Reviews*. 1996. Vol. 41. P. 41–58. DOI: 10.1179/imr.1996.41.2.41.
11. Parikh V.K., Badgujar A.D., Ghetiya N.D. Joining of Metal Matrix Composites Using Friction Stir Welding: A Review // *Material Manufacturing Process*. 2019. Vol. 34. P. 123–146. DOI: 10.1080/10426914.2018.1532094.
12. Salih O.S., Ou H., Wei X., Sun W. Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6092/SiC Metal Matrix Composite // *Material Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 742. P. 78–88. DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.116.
13. Kumar N., Das A., Prasad S.B. An Analysis of Friction Stir Welding (FSW) of Metal Matrix Composites (MMCs) // *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 26. P. 2650–2656. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.02.558.

14. Chao M., Cui H., Lu F., Tang X. Evolution Behavior of TiB_2 Particles during Laser Welding on Aluminum Metal Matrix Composites Reinforced with Particles // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2013. Vol. 23. P. 1543–1548. DOI: 10.1016/S1003-6326(13)62628-X.
15. Banerjee A.J., Biswal M.K., Lohar A.K. et al. Review on experimental study of Nd:YAG laser beam welding, with a focus on aluminium metal matrix composites // International Journal of Engineering and Technology. 2016. Vol. 5. P. 92–101. DOI: 10.14419/ijet.v5i3.5984.
16. Dubey A.K., Yadava V. Experimental study of Nd:YAG laser beam machining-An overview // Journal of Materials Processing Technology. 2008. Vol. 195. P. 15–26. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.041.
17. Jun D., Zheng L., Li Y. et al. Re-search on pulsed laser welding of TiB_2 -enhanced aluminum matrix composites // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2016. Vol. 85. P. 157–162. DOI: 10.1007/S00170-015-7887-3.
18. Norikazu T., Shigenori Y., Masao H. Present and future of lasers for fine cutting of metal plate // Journal of Materials Processing Technology. 1996. Vol. 62. P. 309–314. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02426-0.
19. Liu L., Zhu M., Xu D., Wang T. Study of the interfacial reaction of SiC–Al in 6061Al reinforced with SiC whisker at laser beam // Composite Interfaces. 2002. Vol. 9. No. 2. P. 135–142. DOI: 10.1163/156855402760116067.
20. Huang R.Y., Huang J.C., Chen S.C. Electron and Laser Beam Welding of High Strain Rate Superplastic Al-6061/SiC Composites // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2001. Vol. 32. P. 2575–2584. DOI: 10.1007/s11661-001-0047-4.
21. Wang H.M., Chen Y.L., Yu L.G. «In-situ» weld-alloying/laser beam welding of SiCp:6061Al MMC // Materials Science and Engineering: A. 2000. Vol. 293. P. 1–6.
22. Li H., Cao H., Zhu Q. et al. Influence of Welding Process on Microstructure and Properties of Laser Welding of SiCp/6061 Al Matrix Composite // Frontiers in Material. 2021. Vol. 8. P. 1–11. DOI: 10.3389/fmats.2021.779324.
23. Chen Y.B., Zhang D.K., Niu J.T., Ji G.J. In-Situ Reinforcing Effect of Ti on Aluminum Matrix Composite during Laser Beam Welding // Applied Laser. 2002. Vol. 22. P. 320–322. DOI: 10.3969/j.issn.1000-372X.2002.03.015.

References

1. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2107-9140-2017-0-S-186-194.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Kablov E.N. What is the future to be made of? Materials of a new generation, technologies for their creation and processing – the basis of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
4. Kablov E.N. Composites: today and tomorrow. *Metally Evrazii*, 2015, no. 1, pp. 36–39.
5. Kablov E.N. Materials of a new generation and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
6. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
7. Imametdinov E.S., Valueva M.I. Composites for piston engines (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
8. Lukin V.I., Kovalchuk V.G., Ioda E.N. Fusion welding is a core of welding manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 130–143. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-130-143.
9. Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Methods for joining of aluminum composite materials (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 3 (48), pp. 35–42. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-35-42.
10. Ellis M.B.D. Joining of Aluminium Based Metal Matrix Composites. *International Materials Reviews*, 1996, vol. 41, pp. 41–58. DOI: 10.1179/imr.1996.41.2.41.

11. Parikh V.K., Badgujar A.D., Ghetiya N.D. Joining of Metal Matrix Composites Using Friction Stir Welding: A Review. *Material Manufacturing Process*, 2019, vol. 34, pp. 123–146. DOI: 10.1080/10426914.2018.1532094.
12. Salih O.S., Ou H., Wei X., Sun W. Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6092/SiC Metal Matrix Composite. *Material Science and Engineering: A*, 2019, vol. 742, pp. 78–88. DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.116.
13. Kumar N., Das A., Prasad S.B. An Analysis of Friction Stir Welding (FSW) of Metal Matrix Composites (MMCs). *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 26, pp. 2650–2656. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.02.558.
14. Chao M., Cui H., Lu F., Tang X. Evolution Behavior of TiB₂ Particles during Laser Welding on Aluminum Metal Matrix Composites Reinforced with Particles. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, vol. 23, pp. 1543–1548. DOI: 10.1016/S1003-6326(13)62628-X.
15. Banerjee A.J., Biswal M.K., Lohar A.K. et al. Review on experimental study of Nd:YAG laser beam welding, with a focus on aluminium metal matrix composites. *International Journal of Engineering and Technology*, 2016, vol. 5, pp. 92–101. DOI: 10.14419/ijet.v5i3.5984.
16. Dubey A.K., Yadava V. Experimental study of Nd:YAG laser beam machining-An overview. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 195, pp. 15–26. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.041.
17. Jun D., Zheng L., Li Y. et al. Re-search on pulsed laser welding of TiB₂-enhanced aluminum matrix composites. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 85, pp. 157–162. DOI: 10.1007/S00170-015-7887-3.
18. Norikazu T., Shigenori Y., Masao H. Present and future of lasers for fine cutting of metal plate. *Journal of Materials Processing Technology*, 1996, vol. 62, pp. 309–314. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02426-0.
19. Liu L., Zhu M., Xu D., Wang T. Study of the interfacial reaction of SiC–Al in 6061Al reinforced with SiC whisker at laser beam. *Composite Interfaces*, 2002, vol. 9, no. 2, pp. 135–142. DOI: 10.1163/156855402760116067.
20. Huang R.Y., Huang J.C., Chen S.C. Electron and Laser Beam Welding of High Strain Rate Superplastic Al-6061/SiC Composites. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2001, vol. 32, pp. 2575–2584. DOI: 10.1007/s11661-001-0047-4.
21. Wang H.M., Chen Y.L., Yu L.G. «In-situ» weld-alloying/laser beam welding of SiCp:6061Al MMC. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 293, pp. 1–6.
22. Li H., Cao H., Zhu Q. et al. Influence of Welding Process on Microstructure and Properties of Laser Welding of SiCp/6061 Al Matrix Composite. *Frontiers in Material*, 2021, vol. 8, pp. 1–11. DOI: 10.3389/fmats.2021.779324.
23. Chen Y.B., Zhang D.K., Niu J.T., Ji G.J. In-Situ Reinforcing Effect of Ti on Aluminum Matrix Composite during Laser Beam Welding. *Applied Laser*, 2002, vol. 22, pp. 320–322. DOI: 10.3969/j.issn.1000-372X.2002.03.015.

Информация об авторах

Ходыкин Леонид Геннадьевич, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Косолапов Дмитрий Викторович, начальник участка, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Leonid G. Khodykin, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Dmitry V. Kosolapov, Head of production area, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 30.06.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.07.2022.

The article was submitted 30.06.2022; approved and accepted for publication after reviewing 27.07.2022.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-76-86

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТРИКОТАЖНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ С МОДИФИЦИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ (обзор)

Л.А. Пономаренко¹

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

Аннотация. Рассматриваются механические свойства полимерных композиционных материалов (ПКМ) на основе трикотажных наполнителей с модифицированной структурой. Описаны специфические особенности структуры наполнителей и характер их влияния на механические свойства наполнителя и ПКМ. Особое внимание уделено трикотажу с дополнительными непроязанными углеволокнами и свойствам ПКМ на его основе. Для таких материалов прочность при растяжении находится в диапазоне от 767 до 1157 МПа, что сравнимо со значениями данной характеристики углепластиков на основе однонаправленных наполнителей.

Ключевые слова: механические свойства, поперечновязанный, плосковязанный кулирный трикотажный наполнитель для полимерного композиционного материала, непроязанные волокна, прессовые и плавающие петли, ластик

Для цитирования: Пономаренко Л.А. Механические свойства полимерных композиционных материалов на основе трикотажных наполнителей с модифицированной структурой (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-76-86.

Scientific article

MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS BASED ON KNITTED FILLERS WITH MODIFIED STRUCTURE (review)

L.A. Ponomarenko¹

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

Abstract. The mechanical properties of polymer composite materials (PCM) based on knitted fillers with a modified structure are considered. The specific features of the structure of fillers and the nature of their influence on the mechanical properties of the filler and PCM are described. Particular attention is paid to knitwear with additional non-knitted carbon fibers and the properties of PCM based on it. For such materials, the tensile strength is in the range from 767 to 1157 MPa, which is comparable to the values of this characteristic of carbon fiber reinforced plastics based on unidirectional fillers.

Keywords: mechanical properties, cross-knitted, flat-knitted knitted filler for polymer composite material, non-knitted fibers, press and floating loops, eraser

For citation: Ponomarenko L.A. Mechanical properties of polymer composite materials based on knitted fillers with modified structure (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-76-86.

Введение

В настоящее время для выработки наполнителей для полимерных композиционных материалов (ПКМ) конструкционного назначения применяют волокна различного типа, в том числе смешанного состава [1–5]. Существует множество методов переработки волокна в полотно. Самые распространенные среди них – плетение и ткачество [6], реже применяются вязание и создание нетканого наполнителя. Для получения нагруженных конструкций широко используют плетеные и тканые наполнители для композиционных материалов. Вязаные и нетканые наполнители существенно уступают им по механическим свойствам, однако обладают другими преимуществами. Так, улучшению механических свойств ПКМ на основе трикотажных наполнителей может способствовать модификация структуры вязаного полотна в процессе выработки.

В последние годы в лабораториях всего мира, и в частности в лабораториях Российской Федерации, ведутся работы по исследованию механических свойств ПКМ на основе трикотажного полотна. Так, в статье [7] приведены результаты исследования влияния условий охлаждения на изменение прочности при изгибе термопластичных полипропиленовых композитов, армированных арамидным и стекловолоконным трикотажем. Результаты испытаний показали, что прочность при изгибе больше в направлении петельных столбиков трикотажного переплетения, чем в направлении петельных рядов. В работе [8] исследовано влияние объемной доли волокна на прочность при разрыве ламинированных ПКМ, армированных трикотажем из углеродного волокна. Анализ результатов испытаний свидетельствует, что предел прочности при растяжении возрастает с увеличением объемной доли волокна. В работах [9–11] исследованы механизмы разрушения трехмерных многоосных основовязаных углеродно-эпоксидных композитов при нагрузках на растяжение, сжатие, трехточечный изгиб и сдвиг. Установлено, что трикотажные армирующие ткани незначительно влияют на поведение конструкций из полимерных композитов при статических нагрузках, таких как растяжение и сжатие. Кроме того, сделано предположение, что именно трикотажные наполнители оказывают влияние на механизм развития трещин. По этой причине следует выявить характер и механизм разрушения ламинированных композиционных материалов, армированных трикотажной тканью. В то же время петлевая структура трикотажного полотна дает возможность поглощать больше энергии, а полотно имеет более высокую вязкость разрушения и большую технологичность для формирования сложной формы изделия [12].

В работе [13] изучено межслойное разрушение ПКМ, армированных кулирным трикотажем из стекловолокна, с учетом влияния его объемного содержания и структуры вязаного наполнителя. Оценена также межслоевая вязкость разрушения образцов, усиленных алюминиевыми полосами. Результаты исследования показали, что значения трещиностойкости для композиционных материалов на основе трикотажа приблизительно в 10 или 20 раз больше значений для ПКМ на основе тканого наполнителя, а скорость выделения энергии увеличивается с уменьшением объемной доли волокна в трикотажных композитах. В то же время следует отметить повышенную устойчивость композиционных материалов на основе трикотажных наполнителей к ударным нагрузкам [14].

Цель данной работы – анализ теоретических и практических результатов исследования механических свойств пластиков с наполнителями на основе плосковязаного трикотажа с модифицированной структурой.

Влияние частично провязанных волокон, введенных в структуру трикотажного наполнителя, на механические свойства композиционного материала

В работе [15] показано, что увеличение прочности ПКМ на основе плосковязаного (кулирного) трикотажа с модифицированной структурой улучшает механические свойства

трикотажного полотна, дополненного частично провязываемыми нитями, формирующими прессовые или плавающие петли. Основной характеристикой прессовых и плавающих петель, позволяющих оценивать такие свойства трикотажа, является модуль петли, который определяется через отношение длины волокна в петле к его диаметру [16].

В зависимости от величины модуля петли, устанавливаемой в процессе обработки трикотажного полотна, можно получить структуру с разной степенью разреженности, влияющей на прочностные характеристики полотна. Таким образом, варьирование модуля петли трикотажного наполнителя композиционного материала на основе эпоксидного связующего приводит к повышению весовой эффективности ПКМ, наиболее существенные изменения которой наблюдаются при достижении значения модуля петли, равного 60 ед. и более [17]. Характерная зависимость весовой эффективности от модуля петли приведена на рис. 1.

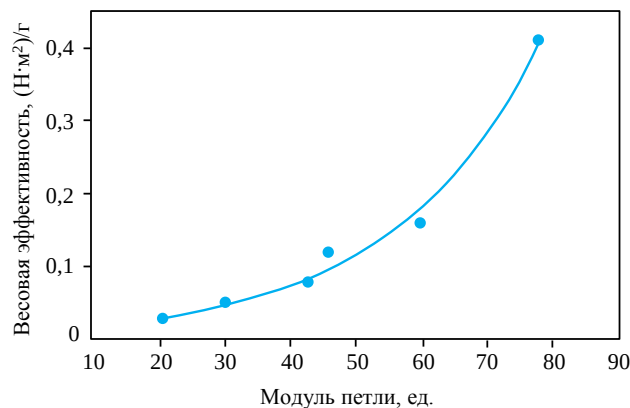


Рис. 1. Зависимость весовой эффективности полимерного композиционного материала от модуля петли трикотажного наполнителя [17]

В работе [18] приведены данные о деформации полимерного композита на основе эпоксидной матрицы и трикотажных наполнителей с плавающими петлями, выработанными из стекло-, угле- и базальтового волокна (рис. 2). Для сравнения результатов сгруппированы данные о растяжении образцов на основе трикотажа с одним (P1), двумя (P2), тремя (P3) дополнительными частично провязанными волокнами и без них (P0), а также представлены результаты испытаний образца отвержденного эпоксидного связующего марки SICOMIN SR 1710 с отвердителем марки SD 8822.

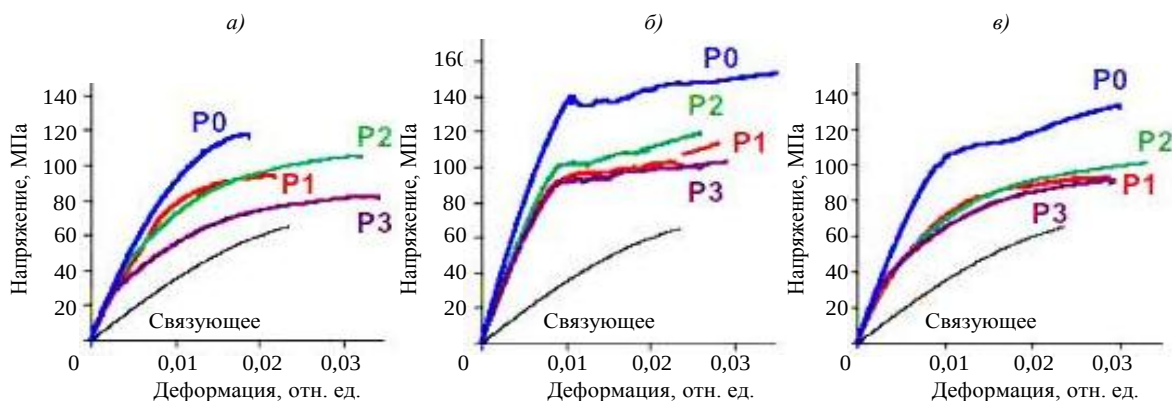


Рис. 2. Кривые нагружения («напряжение–деформация») при растяжении образцов из полимерного композиционного материала на основе стекло- (а) и углеволоконного трикотажа (б), а также на основе трикотажа, выработанного из базальтового волокна (в) [18]

Из данных, приведенных на рис. 2, видно, что при растяжении деформационные характеристики образцов значительно различаются вследствие отличий по структуре ткани и типу волокна. Но в то же время во всех случаях у образцов на основе трикотажа с введением частично провязанных волокон происходит снижение деформативности и увеличение весовой эффективности ПКМ. С повышением количества дополнительно введенных частично провязанных волокон в структуру трикотажного наполнителя наблюдается незначительное изменение деформативности и модуля упругости образцов из ПКМ. При этом увеличение модуля упругости полимерных композитов происходит при растяжении образца в направлении, совпадающем с направлением введенных дополнительных частично провязанных волокон в структуру трикотажного наполнителя [18, 19].

С увеличением плотности плавающих петель наблюдается уменьшение напряжения. При этом модификация структуры трикотажного наполнителя (плотность плавающих петель и длина петли) улучшает свойства трикотажных полотен, выработанных из одного их типа, при приложении деформирующего воздействия вдоль петельных столбиков.

Таким образом, увеличение количества плавающих петель на 1 ед. площади полотна снижает расход волокна при вязании, а также улучшает механические характеристики композиционных материалов на основе трикотажных наполнителей, любое изменение в структуре и составе которых способствует изменению деформации, особенно при увеличении или уменьшении длины петли.

Проанализированы также результаты изменения модуля упругости для ПКМ на основе наполнителей, выработанных из волокон различного состава. Данный модуль определяется как отношение между напряжением (прочностью на 1 ед. площади) и деформацией и необходим для количественной оценки жесткости твердого материала. Установлено, что модуль упругости прямо пропорционален длине петли [20].

Таким образом, увеличение количества плавающих петель на 1 ед. площади полотна и особенно уменьшение длины петли способствуют повышению механических характеристик ПКМ на основе трикотажных наполнителей.

Кроме того, наличие плавающих петель в структуре трикотажного наполнителя в определенной степени способствует увеличению деформации композиционного материала.

При приложении деформирующего воздействия на ПКМ вдоль петельных рядов наполнителя влияние длины петли оказывается преобладающим фактором в увеличении и уменьшении деформации по сравнению с влиянием состава и структуры трикотажного наполнителя.

Следует отметить, что наличие плавающих петель в структуре трикотажных наполнителей композиционных материалов способствует увеличению модуля упругости, т. е. повышению жесткости материала и в направлении петельных рядов наполнителя.

Увеличение количества плавающих петель в структуре трикотажных наполнителей ПКМ также способствует повышению модуля упругости материала. Таким образом, любое изменение структуры трикотажного наполнителя (добавление плавающих петель и особенно увеличение или уменьшение длины петли) приводит к изменению данного модуля [21].

Влияние дополненных непровязанных волокон в структуре трикотажного полотна на механические свойства композиционных материалов

Наиболее распространенным наполнителем с непровязанными волокнами является так называемый многослойный двухосный кулирный трикотаж, структура которого

может состоять из разного количества слоев, а число неprovязанных волокон варьируется в зависимости от требуемых характеристик. В то же время в структуре многослойного двухосного трикотажа все неprovязанные волокна располагаются строго прямо и параллельно друг другу [22, 23]. Такой вид трикотажного наполнителя не только обладает свойствами и характеристиками однонаправленных тканей, но и наделен драпируемостью и деформативностью плосковязаного (кулирного) трикотажа [15].

На рис. 3 приведены зависимости прочности при сжатии от объемной доли неprovязанного углеродного волокна (для образцов разной толщины).

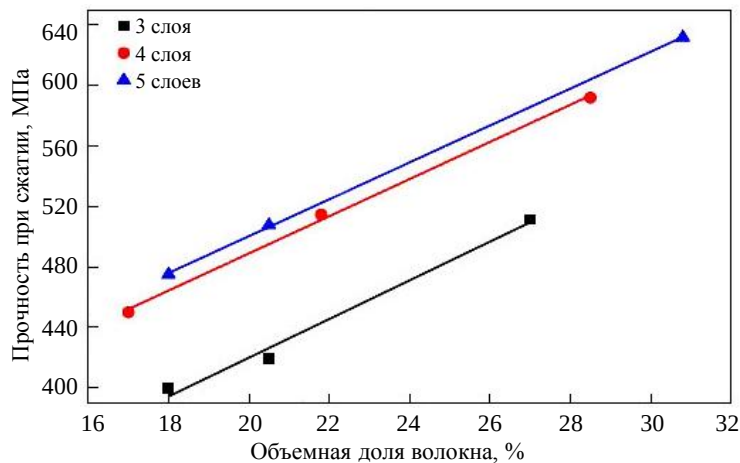


Рис. 3. Зависимости прочности при сжатии от объемной доли неprovязанного углеродного волокна (для образцов различной толщины) [24]

Теоретически при одинаковой объемной доле волокна в различных образцах должна наблюдаться и одинаковая прочность при сжатии, но в реальном эксперименте этого не происходит в связи с влиянием трикотажной составляющей в структуре ПКМ. Из данных, представленных на рис. 3, видно, что чем больше количество слоев, каждый из которых имеет трикотажную составляющую, тем выше прочность при одинаковой объемной доле углеродного волокна [24, 25].

В работе [26] также исследована прочность ПКМ на основе трикотажного наполнителя с неprovязанными волокнами и установлено, что увеличение объемной доли неprovязанного волокна в составе трикотажного наполнителя позволяет повысить жесткость и прочность композиционного материала.

В статье [27] приведены результаты исследований механических свойств ПКМ на основе плосковязаного трикотажного наполнителя с дополнительными углеродными волокнами, для которого при проведении испытаний на прочность при растяжении получены значения, достигающие 1157 МПа, что сопоставимо со значениями для композиционных материалов на основе однонаправленных углеродных наполнителей.

Так, в работе [28] подтверждено повышение прочности при растяжении и для добавленных в структуру плосковязаного (кулирного) трикотажа льняных волокон (рис. 4).

Следует отметить, что тенденция к повышению прочности плосковязаного (кулирного) трикотажа при введении неprovязанных волокон сохраняется. Об этом свидетельствуют результаты проведенных исследований как для высокопрочных углепластиков для ответственных конструкций, так и для пластиков, предназначенных для малонагруженных экосовместимых конструкций.

При исследовании механических свойств ПКМ на основе термопластичного связующего и трикотажного наполнителя, выработанного из смешанных арамидных и

нейлоновых волокон в различном соотношении, установлено, что с повышением содержания неprovязанных нейлоновых волокон в трикотаже прочность при растяжении увеличивается линейно и при достижении максимальных значений образец полностью разрушается. Однако с увеличением содержания неprovязанных арамидных волокон прочность при растяжении также возрастает линейно с повышением нагрузки, но после достижения максимальных значений данная характеристика снижается плавно до полного разрушения образца [29]. При этом ПКМ на основе трикотажного наполнителя с добавлением неprovязанных нейлоновых волокон имеют прочность при растяжении в 3 раза более высокую по сравнению с прочностью образцов на основе трикотажа с добавлением неprovязанных арамидных волокон.

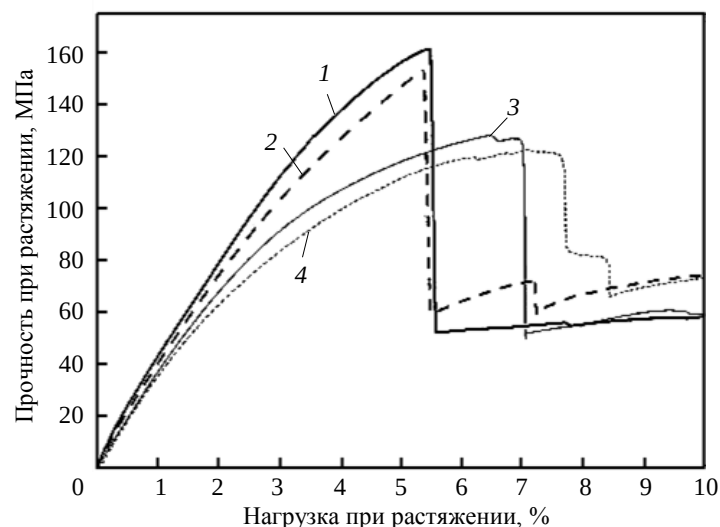


Рис. 4. Кривые зависимости прочности при растяжении вдоль петельных рядов с обработкой NaOH (1) и без нее (3) и вдоль петельных столбиков с обработкой NaOH (2) и без нее (4) от нагрузки для льняных волокон, добавленных в структуру плосковязаного (кулирного) трикотажа [28]

Таким образом, добавление неprovязанных волокон в структуру плосковязаного трикотажного наполнителя позволяет приблизить значения механических свойств композиционного материала к показателям свойств ПКМ на основе однонаправленных наполнителей.

Влияние структуры и особенностей трикотажного наполнителя ластичного типа на механические свойства композиционного материала

Трикотажный наполнитель ластичного типа, применяемый для армирования ПКМ, представляет собой трикотаж с переплетением типа ластик 1 + 1 с модулем петли от 20 до 80. После пропитки эпоксидной смолой такого трикотажного наполнителя, выработанного из хлопчатобумажных волокон, проведены испытания образцов из композиционного материала. Результаты испытаний показали, что одним из самых важных критериев прочности полимерного композита является высота петельного ряда (рис. 5). С увеличением высоты петельного ряда в структуре трикотажа происходит изменение прочности при растяжении ПКМ. Данная зависимость характерна для квазинепрерывных однонаправленных наполнителей [17, 30–32].

В то же время следует отметить, что при использовании в качестве наполнителя трикотажа со структурой ластичного типа с высотой петельного ряда от 60 до 80 отн. ед.

более ярко выражена анизотропия свойств полимерного композита, что является следствием повышения объемной доли волокон, ориентированных в трикотажном полотне, и выражается функцией структуры и параметров вязания, например плотности петель. Таким образом, управление свойствами ПКМ возможно путем подбора параметров выработки трикотажных наполнителей, таких как длина петли и плотность петель [33].

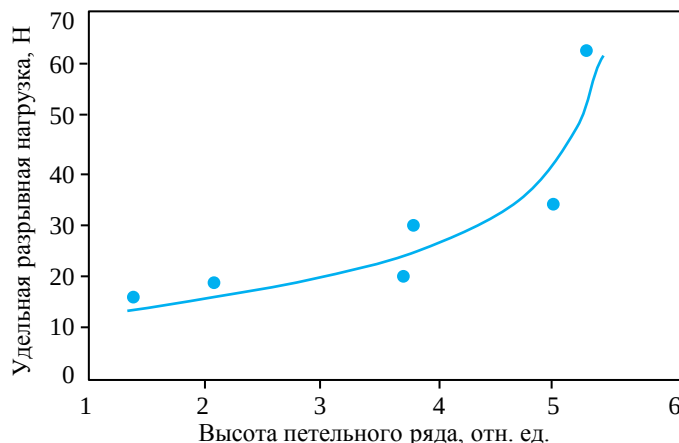


Рис. 5. Зависимость удельной разрывной нагрузки полимерного композиционного материала от высоты петельного ряда трикотажного наполнителя [32]

Разрушение композиционных материалов на основе вязаных наполнителей является сложным процессом, при котором точки пересечения волокон и изогнутые боковые палочки вязаных петель являются критическими точками, где происходит разрушение. При разрушении ПКМ также наблюдается значительное образование микротрещин в результате расслоения волокон трикотажного наполнителя и матрицы в критических точках.

Заключения

Механические свойства ПКМ на основе плосковязаного (кулирного) трикотажа с модифицированной структурой имеют ряд особенностей, проявляют анизотропный характер и в большей степени зависят от направления приложения деформирующего усилия.

Так, результаты испытаний композиционных материалов на основе трикотажных наполнителей, содержащих в структуре плавающие и прессовые петли, указывают на значительное влияние длины плавающих петель на механические свойства – повышение характеристик наблюдается при увеличении длины петли.

Введение дополнительных непровязанных волокон в структуру трикотажного наполнителя наделяет ПКМ механическими свойствами, приближенными к характеристикам композиционного материала на основе однонаправленных тканей.

Трикотажные наполнители ластичного типа, применяемые для армирования ПКМ, способствуют повышению прочностных характеристик благодаря варьированию высоты петельного ряда и приближению значений механических свойств полученного материала к значениям свойств полимерных композитов на основе квазинепрерывных однонаправленных наполнителей. Кроме того, такие наполнители приводят к улучшению механических характеристик композиционных материалов и за счет некоторого уменьшения плотности петель: они создают разреженную структуру с длинными петлями, также имитирующими квазинепрерывные однонаправленные наполнители.

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

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
2. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения // Вестник РФФИ. 2017. № 3. С. 97–105.
3. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
4. Каблов Е.Н., Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Лонский С.Л., Куршев Е.В. Исследование микроструктуры однонаправленного органопластика на основе арамидных волокон Русар-НТ и эпоксидно-полисульфонового связующего // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 19–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-19-26.
5. Курносов А.О., Вавилова М.И., Мельников Д.А. Технологии производства стеклянных наполнителей и исследование влияния аппретирующего вещества на физико-механические характеристики стеклопластиков // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 64–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-64-70.
6. Белинис П.Г., Донецкий К.И., Лукьяненко Ю.В., Рогожников В.Н., Майер Ю., Быстрикова Д.В. Объемно-армирующие цельнотканые преформы для изготовления полимерных композиционных материалов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 4 (57). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-18-26.
7. Cuong N.K., Yamane H., Maekawa Z. Mechanical properties of knitted fabric reinforced polypropylene composites // Advanced Composite Materials. 2000. Vol. 9. P. 25–35. DOI: 10.1163/156855100300132947.
8. Qi Y., Li J., Liu L. Tensile properties of multilayer-connected biaxial weft knitted fabric reinforced composites for carbon fibers // Materials & Design (1980–2015). 2014. Vol. 54. P. 678–685. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.08.051.
9. Li D.-S., Xia Y., Zhou Q. et al. Experimental study on the mechanical behavior and failure mechanism of 3d MWK carbon/epoxy composites under quasi-static loading // Polymer Composites. 2016. Vol. 37. Is. 12. P. 3486–3498. DOI: 10.1002/pc.23548.
10. Li D.-S., Zhao C., Jiang L., Jiang N. Experimental study on the bending properties and failure mechanism of 3D integrated woven spacer composites at room and cryogenic temperature // Composite Structures. 2014. Vol. 111. P. 56–65. DOI: 10.1016/j.compstruct.2013.12.026.
11. Jiang D., Hu X., Lin Zh. et al. Mechanical properties and crystallization behaviors of oriented electrospun nanofibers of zein/poly(ϵ -caprolactone) composites // Polymer Composites. 2018. Vol. 39. P. 2151–2159. DOI: 10.1002/pc.24180.
12. Leong K.H., Ramakrishna S., Huang Z.M., Bibo G.A. The potential of knitting for engineering composites – a review // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2000. Vol. 31. Is. 3. P. 197–220. DOI: 10.1016/S1359-835X(99)00067-6.
13. Kim K.-Y., Curiskis J. I., Ye L., Fu Sh.-Y. Mode-I interlaminar fracture behaviour of weft-knitted fabric reinforced composites // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2005. Vol. 36. Is. 7. P. 954–964. DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.12.004.
14. Hasanalizadeh F., Dabiryan H., Sadighi M. Low-velocity impact behavior of weft-knitted spacer fabrics reinforced composites based on energy absorption // 17th World Textile Conference (AUTEX 2018). IOP Conf. Series: Materials science and Engineering. 2017. Vol. 254. Art. 042014. DOI: 10.1088/1757-899X/254/4/042014.
15. Пономаренко Л.А. О способах модификации структуры трикотажных наполнителей для полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-54-63.
16. Далидович А.С. Основы теории вязания. М.: Легкая индустрия, 1970. 432 с.
17. Труевцев А.В., Цобкалло Е.С., Москалюк О.А. Квазинепрерывное армирование композита кулирным трикотажем // Технология легкой промышленности. 2016. № 1. С. 64–67.
18. Balea L., Dusserre G., Bernhart G. Mechanical behaviour of plain-knit reinforced injected composites: effect of inlay yarns and fiber type // Composites. Part B. 2014. No. 56. P. 20–29. DOI: 10.1016/j.compositesb.2013.07.028.

19. Dusserre G., Balea L., Bernhart G. Elastic properties prediction of a knitted composite with inlaid yarns subjected to stretching: A coupled semi-analytical model // *Composites. Part A: Applied science and manufacturing*. 2014. No. 64. P. 185–193. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.05.007.
20. De Araujo M., Figueiro R., Hu H. Weft-knitted structures for Industrial applications // *Advances in Knitting Technology*. Woodhead Publishing Ltd, 2011. P. 136–170. DOI: 10.1533/9780857090621.2.136.
21. Zilio L., Dias M., Santos T. et al. Characterization and statistical analysis of the mechanical behavior of knitted structures used to reinforce composites: yarn compositions and float stitches // *Journal of materials research and technology*. 2020. No. 9 (4). P. 8323–8336. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.089.
22. Hu J.L., Jiang Y.M., Ko K.F. Modeling uniaxial tensile properties of multiaxial warp knitted fabric // *Textile Research Journal*. 1998. Vol. 68. P. 828–834. DOI: 10.1177/004051759806801107.
23. Vuure A.W., Ko K.F., Beevers C. Net-shape knitting for complex composite performs // *Textile Research Journal*. 2003. Vol. 73. P. 1–10. DOI: 10.1177/004051750307300101.
24. Pei X., Shang B., Chen L. et al. Compression properties of multilayer-connected biaxial weft knitted carbon fiber fabric reinforced composites // *Composites. Part B*. 2016. Vol. 91. P. 296–305. DOI: 10.1016/j.compositesb.2015.12.041.
25. Gunes K.S., Ince M.E., Icoglu H.I. Compressibility of weft knitted reinforcement fabrics from glass yarn // 18th World Textile Conference (AUTEX 2018). IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2018. No. 460. P. 1–6. DOI: 10.1088/1757-899X/460/1/012029.
26. Ishmael N., Fernando A. Textile technologies for the manufacture of three-dimensional textile pre-forms // *Research Journal of Textile and Apparel*. 2017. Vol. 21. No. 4. P. 342–362. DOI: 10.1108/RJTA-06-2017-0034.
27. Bezsmertna V., Mazna O., Kohanyiy V. et al. Multifunctional polymer-based composite materials with weft-knitted carbon fibrous fillers // *MATEC Web of Conferences*. 2019. No. 304. Art. 01012. DOI: 10.1051/mateconf/201930401012.
28. Xue D., Hu H. Mechanical properties of biaxial weft-knitted flax composites // *Materials and design*. 2012. No. 46. P. 264–269. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.10.019.
29. Demirkan O., Hamada Y., Kosui T., Nakai A. Effect of stitch yarn on tensile properties of biaxial weft knitted thermoplastic composites // *ECCM 15th European Conference on Composite Materials*. Venice, 2012. P. 1–5.
30. Молоснов К.А. Разработка трикотажных полотен для армирования композиционных материалов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. СПб., 2013. 17 с.
31. Труевцев А.В., Цобкалло Е.С., Москалюк О.А. Полимерные композиционные материалы с трикотажным наполнителем // *Современные тенденции развития химии и технологии полимерных материалов: тезисы докладов IV Междунар. науч. конф.* СПб., 2018. С. 57–59.
32. Базанова Е.А., Труевцев А.В. О возможности использования кулирного трикотажа в качестве наполнителя композитов // *Молодые ученые – развитию национальной технологической инициативы (ПОИСК)*. 2020. № 1. С. 21–23.
33. *Composite Materials for Aircraft Structures* // ALAA Education series / ed. by A. Baker, S. Dutton, D. Kelly. Second Edition. Blacksburg, 2004. 540 p.

References

1. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N. Formation of domestic space materials science. *Vestnik RFFI*, 2017, no. 3, pp. 97–105.
3. Raskutin A.E. Russian polymer composite materials of new generation, their exploitation and implementation in advanced developed constructions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 5, pp. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-349-367.
4. Kablov E.N., Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Lonskii S.L., Kurshev E.V. Microstructure research of the unidirectional organoplastic based on Rusar-NT aramid fibers and epoxy-polysulfone binder. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 19–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-19-26.

5. Kurnosov A.O., Vavilova M.I., Melnikov D.A. Manufacturing technologies of glass fillers and study of effects of finishing material on physical and mechanical properties of fiberglass plastics. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 64–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-64-70.
6. Belinis P.G., Donetskiy K.I., Lukyanenko Yu.V., Rogozhnikov V.N., Mayer Yu., Bystrikova D.V. Volume reinforcing solid-woven preforms for manufacturing of polymer composite materials (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-18-26.
7. Cuong N.K., Yamane H., Maekawa Z. Mechanical properties of knitted fabric reinforced polypropylene composites. *Advanced Composite Materials*, 2000, vol. 9, pp. 25–35. DOI: 10.1163/156855100300132947.
8. Qi Y., Li J., Liu L. Tensile properties of multilayer-connected biaxial weft knitted fabric reinforced composites for carbon fibers. *Materials & Design (1980–2015)*, 2014, vol. 54, pp. 678–685. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.08.051.
9. Li D.-S., Xia Y., Zhou Q. et al. Experimental study on the mechanical behavior and failure mechanism of 3d MWK carbon/epoxy composites under quasi-static loading. *Polymer Composites*, 2016, vol. 37, is. 12, pp. 3486–3498. DOI: 10.1002/pc.23548.
10. Li D.-S., Zhao C., Jiang L., Jiang N. Experimental study on the bending properties and failure mechanism of 3D integrated woven spacer composites at room and cryogenic temperature. *Composite Structures*, 2014, vol. 111, pp. 56–65. DOI: 10.1016/j.compstruct.2013.12.026.
11. Jiang D., Hu X., Lin Zh. et al. Mechanical properties and crystallization behaviors of oriented electrospun nanofibers of zein/poly(ϵ -caprolactone) composites. *Polymer Composites*, 2018, vol. 39, pp. 2151–2159. DOI: 10.1002/pc.24180.
12. Leong K.H., Ramakrishna S., Huang Z.M., Bibo G.A. The potential of knitting for engineering composites – a review. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2000, vol. 31, is. 3, pp. 197–220. DOI: 10.1016/S1359-835X(99)00067-6.
13. Kim K.-Y., Curiskis J. I., Ye L., Fu Sh.-Y. Mode-I interlaminar fracture behaviour of weft-knitted fabric reinforced composites. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2005, vol. 36, is. 7, pp. 954–964. DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.12.004.
14. Hasanalizadeh F., Dabiryan H., Sadighi M. Low-velocity impact behavior of weft-knitted spacer fabrics reinforced composites based on energy absorption. *17th World Textile Conference (AUTEX 2018). IOP Conf. Series: Materials science and Engineering*, 2017, vol. 254, art. 042014. DOI: 10.1088/1757-899X/254/4/042014.
15. Ponomarenko L.A. About ways of structure modification of a knitted fillers for polymeric composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 02, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-54-63.
16. Dalidovich A.S. *Fundamentals of the theory of knitting*. Moscow: Light industry, 1970, 432 p.
17. Truevtsev A.V., Tsobkallo E.S., Moskalyuk O.A. Quasi-continuous reinforcement of the composite with knitwear. *Tekhnologiya legkoy promyshlennosti*, 2016, no. 1, pp. 64–67.
18. Balea L., Dusserre G., Bernhart G. Mechanical behaviour of plain-knit reinforced injected composites: effect of inlay yarns and fiber type. *Composites. Part: B*, 2014, no. 56, pp. 20–29. DOI: 10.1016/j.compositesb.2013.07.028.
19. Dusserre G., Balea L., Bernhart G. Elastic properties prediction of a knitted composite with inlaid yarns subjected to stretching: A coupled semi-analytical model. *Composites. Part A: Applied science and manufacturing*, 2014, no. 64, pp. 185–193. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.05.007.
20. De Araujo M., Fanguiero R., Hu H. Weft-knitted structures for Industrial applications. *Advances in Knitting Technology*, Woodhead Publishing Ltd, 2011, pp. 136–170. DOI: 10.1533/9780857090621.2.136.
21. Zilio L., Dias M., Santos T. et al. Characterization and statistical analysis of the mechanical behavior of knitted structures used to reinforce composites: yarn compositions and float stitches. *Journal of materials research and technology*, 2020, no. 9 (4), pp. 8323–8336. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.089.

22. Hu J.L., Jiang Y.M., Ko K.F. Modeling uniaxial tensile properties of multiaxial warp knitted fabric. *Textile Research Journal*, 1998, vol. 68, pp. 828–834. DOI: 10.1177/004051759806801107.
23. Vuure A.W., Ko K.F., Beevers C. Net-shape knitting for complex composite performs. *Textile Research Journal*, 2003, vol. 73, pp. 1–10. DOI: 10.1177/004051750307300101.
24. Pei X., Shang B., Chen L. et al. Compression properties of multilayer-connected biaxial weft knitted carbon fiber fabric reinforced composites. *Composites. Part. B*, 2016, vol. 91, pp. 296–305. DOI: 10.1016/j.compositesb.2015.12.041.
25. Gunes K.S., Ince M.E., Icoglu H.I. Compressibility of weft knitted reinforcement fabrics from glass yarn. *18th World Textile Conference (AUTEX 2018). IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2018, no. 460, pp. 1–6. DOI: 10.1088/1757-899X/460/1/012029.
26. Ishmael N., Fernando A. Textile technologies for the manufacture of three-dimensional textile preforms. *Research Journal of Textile and Apparel*, 2017, vol. 21, no. 4, pp. 342–362. DOI: 10.1108/RJTA-06-2017-0034.
27. Bezsmertna V., Mazna O., Kohanyiy V. et al. Multifunctional polymer-based composite materials with weft-knitted carbon fibrous fillers. *MATEC Web of Conferences*, 2019, no. 304, art. 01012. DOI: 10.1051/mateconf/201930401012.
28. Xue D., Hu H. Mechanical properties of biaxial weft-knitted flax composites. *Materials and design*, 2012, no. 46, pp. 264–269. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.10.019.
29. Demirkan O., Hamada Y., Kosui T., Nakai A. Effect of stitch yarn on tensile properties of biaxial weft knitted thermoplastic composites. *ECCM 15th European Conference on Composite Materials*, Venice, 2012, pp. 1–5.
30. Molosnov K.A. *Development of knitted fabrics for reinforcing composite materials*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). St. Petersburg, 2013, 17 p.
31. Truevtsev A.V., Tsobkallo E.S., Moskalyuk O.A. Polymer composite materials with knitted filler. *Modern trends in the development of chemistry and technology of polymeric materials*: abstracts of the IV Intern. scientific conf. St. Petersburg, 2018, pp. 57–59.
32. Bazanova E.A., Truevtsev A.V. On the possibility of using knitwear as a filler for composites. *Molodye uchenye – razvitiyu natsional'noy tekhnologicheskoy initsiativy (POISK)*, 2020, no. 1, pp. 21–23.
33. Composite Materials for Aircraft Structures. *ALAA Education series*. Ed. A. Baker, S. Dutton, D. Kelly. Second Edition. Blacksburg, 2004, 540 p.

Информация об авторах

Пономаренко Леся Алексеевна, ведущий инженер, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Lesya A. Ponomarenko, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.08.2022.
The article was submitted 03.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 08.08.2022.

Научная статья

УДК 669.058

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-87-95

ИССЛЕДОВАНИЯ ЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СЛОИСТЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЯХ

Д.А. Александров¹, Д.С. Горлов¹

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

Аннотация. Приведены результаты исследований различных вариантов слоистых эрозионностойких покрытий на основе нитридов титана и циркония, карбида хрома. Проведены металлографические исследования, исследования остаточных напряжений, фазового состава, а также испытания на эрозионную стойкость и выносливость образцов с покрытиями. Установлена зависимость эрозионной стойкости, фазового состава и напряженно-деформированного состояния покрытий от энергетических параметров процесса нанесения, а также влияние функциональных подслоев на напряженно-деформированное состояние слоистого ионно-плазменного покрытия и его эрозионную стойкость.

Ключевые слова: эрозионная стойкость, остаточные напряжения, ионно-плазменные покрытия, нитрид титана, карбид хрома

Для цитирования: Александров Д.А., Горлов Д.С. Исследования эрозионной стойкости и остаточных напряжений в слоистых ионно-плазменных покрытиях // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-87-95.

Scientific article

THE RESEARCH OF EROSION RESISTANCE AND RESIDUAL STRESSES IN LAYERED ION-PLASMA COATINGS

D.A. Alexandrov¹, D.S. Gorlov¹

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

Abstract. Presents the results of studies of various variants of layered erosion-resistant coatings based on titanium and zirconium nitrides, chromium carbide. Metallographic studies, studies of residual stresses, phase composition, tests for erosion resistance, endurance of samples with coatings were carried out. The dependence of erosion resistance, phase composition and stress-strain state of coatings on the energy parameters of the application process has been established. The influence of functional sublayers on the stress-strain state of the layered ion-plasma coating and its erosion resistance has been established.

Keywords: erosion resistance, residual stresses, ion-plasma coatings, titanium nitride, chromium carbide

For citation: Alexandrov D.A., Gorlov D.S. The Research of erosion resistance and residual stresses in layered ion-plasma coatings. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-87-95.

Введение

Остаточные напряжения в ионно-плазменных покрытиях, которые образуются в процессе осаждения покрытий, оказывают существенное влияние на дальнейшие эксплуатационные свойства системы «основа–покрытие». Особое влияние остаточные напряжения оказывают на систему «титановый сплав–покрытие» [1–3]. Остаточные напряжения в ионно-плазменных покрытиях формируются из двух составляющих – это напряжения роста и термические напряжения. В первом случае на напряженное состояние оказывает влияние параметр кристаллической решетки материала покрытия – является ли он близким к стандартному, растет или уменьшается его текстура? В случае термических напряжений следует иметь в виду разницу в значениях температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) материала покрытия и защищаемой основы. Обычно определяют суммарные напряжения, так как оценивать влияние конкретной составляющей в общий вклад – достаточно сложная задача. Гораздо более важным является выявление влияния величины остаточных напряжений или их направленности (сжатия или растяжения) на эксплуатационные свойства системы «основа–покрытие». Известно, что для обеспечения выносливости и многоциклового усталости в системе «основа–покрытие» необходимо сформировать сжимающие напряжения, величина которых не должна превышать 1000–1200 МПа [4].

Помимо влияния остаточных напряжений на выносливость системы «основа–покрытие» представляет интерес их влияние на эрозионную стойкость. Если для сохранения выносливости основы с покрытием необходим низкий уровень напряжений сжатия (на уровне 0,5–0,6 ГПа), то для сохранения высокого уровня эрозионной стойкости – не менее 1 ГПа [5, 6]. Известно также, что знак остаточных напряжений и их величина зависят от нескольких факторов: разницы в значениях ТКЛР основы и ионно-плазменного покрытия, толщины, состава (элементного и стехиометрического) и конструкции покрытия. В данной работе будут рассмотрены различные конструкции ионно-плазменных покрытий на основе нитридов титана, циркония и хрома, карбидов титана и хрома.

Материалы и методы

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

Нанесение ионно-плазменных покрытий проводили на образцы из титанового сплава и сталей на установках МАП-2 и МАП-3 в автоматическом режиме по предварительно настроенным параметрам с использованием встроенного программного обеспечения, что значительно повышает точность и воспроизводимость параметров технологического процесса. Использовались различные катоды на основе никелевых сплавов, а также на основе титана, хрома и циркония.

На титановую и стальную подложки наносили различные слоистые эрозионно-стойкие покрытия: Ti + TiN, Zr + ZrN, TiN/CrN, TiC/CrC + TiN/CrN, CrN + TiN/CrN, а также карбид хрома с различными коррозионностойкими подслоями при разной величине потенциала смещения.

Качественный фазовый анализ образцов с ионно-плазменными покрытиями, нанесенными на подложки из стали и титана, проводили с применением дифрактометра в стандартной геометрии Брэгга–Брентано в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении (интервал сканирования составлял 20–145 градусов).

Измерения остаточных напряжений осуществляли неразрушающим рентгеновским методом $\sin^2\psi$ с применением дифрактометра в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении; съемку проводили методом бокового наклона с фиксированным углом ψ_0 .

Метод $\sin^2\psi$ основан на построении и анализе угловой зависимости межплоскостного расстояния кристаллитов. При возникновении напряжений искажается кристаллическая решетка, что приводит к смещению положений рентгеновских рефлексов на дифрактограмме относительно ненапряженного состояния. К смещению рентгеновских рефлексов также может привести неоднородность химического состава по глубине покрытия. Для исключения влияния неоднородности химического состава на положение линий проведена серия ассиметричных съемок неподвижного образца под разными углами падения луча на образец. Угол падения луча на образец, а следовательно, глубину проникновения в образец последовательно увеличивали с 1 до 3 градусов с шагом в 0,5 градуса. Сканирование проводили по оси угла 2θ в интервале углов от 116 до 131 градусов. Определение эрозионной стойкости осуществляли на лабораторном испытательном стенде при углах атаки пылевоздушного потока на образец 70 и 20 градусов, что соответствует лобовому и касательному воздействию в реальных условиях эксплуатации лопаток компрессора. В качестве материала для испытаний использовали кварцевый песок Люберецкого карьера со средней фракцией частиц 300–350 мкм. Исследование микроструктуры на образцах проводили методами оптической и электронной металлографии, испытания на многоцикловую усталость – по ГОСТ 25.502–79 на гладких образцах по схеме нагружения «чистый изгиб» при вращении с частотой 50 Гц на базе $2 \cdot 10^7$ циклов.

Результаты и обсуждение

В табл. 1 приведены результаты исследований и испытаний покрытий на основе нитридов титана и циркония, нанесенных при потенциале смещения на деталях 200 и 150 В. Показаны также использование металлических подслоев и их влияние на напряженно-деформированное состояние системы «подложка–покрытие».

Таблица 1

Результаты исследований и испытаний слоистых ионно-плазменных покрытий на основе нитридов титана и циркония, нанесенных на титановый сплав ВТ1-0

Покрытие (напряжение на деталях, В)	Фазовый состав	Остаточное напряжение сжатия, МПа	Толщина покрытия, мкм	Относительный эрозионный износ*
TiN (200)	TiN	1377	17	0,31/0,55
TiN (150)	TiN	933	16	0,17/0,1
Ti + TiN (150)	TiN	855	18	0,15/0,08
TiN + Ti + TiN (150)	TiN	840	21	0,21/0,1
ZrN (200)	ZrN	1235	18	0,15/0,12
ZrN (150)	ZrN	1155	17	0,11/0,06
Zr + ZrN (150)	ZrN	960	18	0,06/0,05
ZrN + Zr + ZrN (150)	ZrN	930	21	0,1/0,08

* В числителе – при угле атаки пылевоздушного потока на образец $2\theta = 70$ градусов, в знаменателе – при $2\theta = 20$ градусов.

Установлено, что повышенный потенциал смещения создает при нанесении нитридов титана уровень напряжений сжатия, который может не улучшать эрозионную стойкость системы «подложка–покрытие», а приводить к снижению эрозионной стойкости вследствие снижения когезионной прочности покрытия. Такая же картина наблюдается и с нитридом циркония. Показано, что различное использование металлического подслоя между подложкой и самим нитридом, а также внутри слоя нитрида может оптимизировать напряженно-деформированное состояние системы. Использование металлического слоя в качестве барьерного внутри слоя нитрида существенно снижает уровень остаточных напряжений в системе «основа–покрытие», но при этом эрозионная

стойкость слоистого покрытия Ti + TiN выше, чем у покрытия TiN + Ti + TiN; то же самое справедливо для нитрида циркония.

В табл. 2 приведены свойства слоистых композиционных покрытий на стали ЭП866Ш с верхним слоем карбида хрома (Cr_3C_2) и различными коррозионностойкими подслоями. Нанесение карбида хрома проходило при напряжениях смещения 100 и 150 В.

Таблица 2

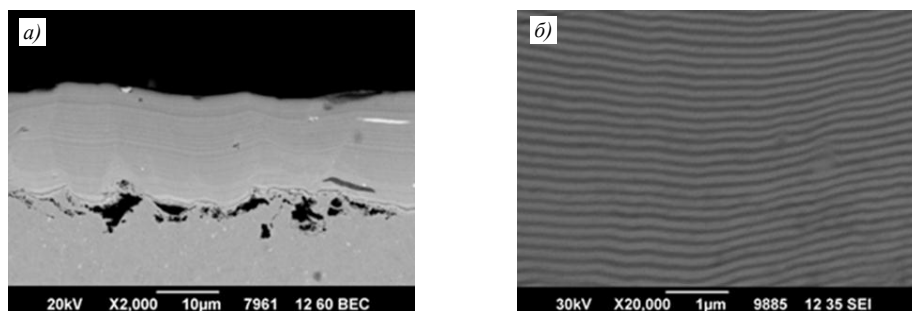
Свойства слоистых композиционных покрытий, нанесенных на сталь ЭП866Ш, с верхним эрозионностойким слоем на основе карбида хрома (Cr_3C_2)

Покрытие (напряжение на деталях, В)	Остаточное напряжение сжатия, МПа	Толщина покрытия, мкм	Относительный эрозионный износ*
Cr_3C_2 (150)	546	18	0,15**/0,09
ВЖЛ-2 + Cr_3C_2 (150)	612	10 + 18	0,168/0,041
ВЖЛ-2 + Cr_3C_2 (100)	164	10 + 18	0,21/0,1
TiC + Cr_3C_2 (150)	244	7 + 18	0,17/0,067
Cr + Cr_3C_2 (150)	442	3 + 18	0,197/0,083
Al + Cr_3C_2 (150)	350	18	Сдвиг покрытия
Al ⁺ (15)*** + Cr_3C_2 (150)	202	17	0,02/0,04
Al ⁺ (30)*** + Cr_3C_2 (150)	290	17	0,17/0,11
(ВСДП-2)C + Cr_3C_2 (150)	323	21	0,02/0,02

* В числителе – при угле атаки пылевоздушного потока на образец $2\theta = 70$ градусов, в знаменателе – при $2\theta = 20$ градусов.
 ** Эрозионная стойкость основы принимается за единицу.
 *** Модифицирование материала основы алюминием в течение 15–30 мин.

Установлено, что в целом по сравнению с покрытиями на основе нитрида титана уровень остаточных напряжений достаточно низкий – не превышает 0,6 ГПа. Относительный эрозионный износ покрытий – от 0,15 до 0,02 при угле атаки 70 градусов и от 0,041 до 0,02 при угле атаки 20 градусов. Толщина покрытий колеблется от 18 до 28 мкм. Установлено, что на остаточные напряжения в слоистом покрытии карбида хрома существенное влияние оказывает подслоя, на который он нанесен. Наиболее низкими напряжениями сжатия обладает слоистое покрытие TiC + Cr_3C_2 . Установлено, что при более низком напряжении смещения уровень остаточных напряжений в покрытии снижается, также снижается и эрозионная стойкость. При более высоком напряжении смещения повышается температура формирования карбида хрома, что позволяет сформировать более устойчивое стехиометрическое соединение. Показано также, что в случае использования перед нанесением карбида хрома модифицирования поверхности – например, сплавом на основе алюминия – покрытие не потеряет эрозионную стойкость, в отличие от ситуации, когда алюминий наносится в виде подслоя, что объясняется нарушением адгезионной прочности из-за малой микротвердости алюминиевого подслоя. Следует отметить, что продолжительность модифицирования алюминием влияет на напряженное состояние и эрозионную стойкость слоистого покрытия с верхним слоем на основе карбида хрома. Объясняется это фазово-структурными изменениями самой подложки при насыщении ее алюминием с образованием интерметаллидных фаз и растворов типа FeAl и Fe₃Al [7, 8]. На примере покрытий TiC + Cr_3C_2 и (ВСДП-2)C + Cr_3C_2 показано, что при использовании коррозионностойкого подслоя, нанесенного в атмосфере реактивного газа, путем плавного изменения значений ТКЛР и микротвердости по всей толщине покрытия можно добиться показателей эрозионной стойкости карбида хрома на уровне и даже выше, чем для монослойного покрытия карбида хрома, т. е. изменение значений ТКЛР в системе «стальная основа–карбидный подслоя–карбид хрома» происходит более плавно, чем в системе «стальная основа–карбид хрома» [9, 10].

Одновременное использование нанослойных структур на основе нитридов титана и циркония может улучшить свойства композиции «подложка–покрытие». На рисунке приведены микроструктуры нанослойного покрытия системы TiN/CrN.



Микроструктуры (а – $\times 2000$; б – $\times 20000$) нанослойного покрытия системы TiN/CrN

Общая толщина такого покрытия составляет 18 мкм (см. рисунок, а). Показана характерная микроструктура нанослойного покрытия системы TiN/CrN, состоящая из чередующихся слоев TiN толщиной 80 нм (светлая полоса) и CrN толщиной 50 нм (темная полоса) (см. рисунок, б).

В табл. 3 приведены результаты испытаний слоистых нанослойных покрытий на титановом сплаве BT1-0.

Таблица 3

Результаты исследований и испытаний слоистых ионно-плазменных покрытий на основе нитридов титана и циркония, карбидов титана и хрома, нанесенных на титановый сплав типа BT1-0

Покрытие (напряжение на деталях, В)	Фазовый состав	Остаточное напряжение, МПа	Толщина покрытия, мкм	Относительный эрозионный износ*
TiN/ZrN (Hc**) (150)	TiN, ZrN	-105 (TiN), -1042 (ZrN)	21	0,1/0,1
TiN/CrN (Hc) (150)	TiN, CrN	-916 (TiN), -774 (CrN)	18	0,04/0,025
TiC/CrC (Hc) (150)	TiC, Cr ₃ C ₂	-1909 (TiC), -114 (Cr ₃ C ₂)	22	0,16/0,125
TiC/CrC (Hc) (150) + TiN/CrN (Hc)	TiC, Cr ₃ C ₂ , CrN	-427 (TiN), -209 (CrN)	22	0,05/0,09
CrN + TiN/CrN (Hc) (150)	TiN, CrN, Cr ₂ N	-1012 (TiN), -91 (CrN)	22	0,06/0,03

* В числителе – при угле атаки пылевоздушного потока на образец $2\theta = 70$ градусов, в знаменателе – при $2\theta = 20$ градусов.
** Hc – нанослойное покрытие.

Показано, что в нанослойной системе TiN/ZrN уровень остаточных напряжений сжатия в фазе TiN существенно снижается до 105 МПа, уровень остаточных напряжений в фазе ZrN остается на уровне аналогичного параметра для монослойного покрытия из нитрида циркония (табл. 1). Значение эрозионной стойкости данного покрытия находится на уровне монослойных покрытий TiN и ZrN сопоставимой толщины. Установлено влияние подслоя при нанесении покрытия TiN/CrN (Hc) на уровень остаточных напряжений в покрытии и эрозионную стойкость. При использовании подслоя TiC/CrC (Hc) в покрытии TiC/CrC (Hc) + TiN/CrN (Hc) существенно снижается уровень остаточных напряжений в покрытии, в фазе TiN – в ~ 2 раза, при этом сохраняется уровень эрозионной стойкости слоистого покрытия на уровне нанослойной системы TiN/CrN. В покрытии TiC/CrC (Hc) обнаружены высокие остаточные напряжения в фазе TiC (1909 МПа), относительный эрозионный износ при этом равен 0,16 и 0,125 при

углах атаки 70 и 20 градусов, что сопоставимо с уровнем эрозионной стойкости моно-слоистого карбида хрома (табл. 3) и двухслойного покрытия TiC + Cr₃C₂, нанесенного на стальную основу (табл. 2).

Проведены исследования на многоцикловую усталость слоистых ионно-плазменных покрытий на образцах из титанового сплава и стали ЭП866Ш. Испытания проводили на базе 2·10⁷ циклов на пределе выносливости каждого исследуемого материала. Результаты испытаний приведены в табл. 4 и 5. В табл. 4 приведены результаты усталостных испытаний стали ЭП866Ш со слоистыми покрытиями на базе карбида хрома при комнатной и рабочей температурах.

Таблица 4

Результаты испытаний на многоцикловую усталость образцов из стали ЭП866Ш с покрытиями

Покрытие (напряжение на деталях, В)	Температура испытания, °С/приложенное напряжение σ_{-1} , МПа	Состояние образцов
Без покрытия	20/560	Прошли базу испытаний
Без покрытия	650/180	
ВЖЛ-2 + Cr ₃ C ₂ (150)	20/560	
TiC + Cr ₃ C ₂ (150)	20/560	
ВЖЛ-2 + Cr ₃ C ₂ (150)	650/180	
Al ⁺ (15) + Cr ₃ C ₂ (150)	650/180	
(ВДП-2)C + Cr ₃ C ₂ (150)	650/180	

Показано, что выносливость системы «сталь–карбид хрома» мало зависит от используемого металлического подслоя. Можно сделать вывод, что на выносливость стальной основы большее влияние оказывает не само покрытие, а особенности процесса его осаждения – например, был ли нагрев выше температуры разупрочнения или нет. Следует отметить, что уровень остаточных напряжений сжатия в карбидах хрома также позитивно влияет на выносливость системы «основа–покрытие».

В табл. 5 приведены результаты испытаний на многоцикловую усталость слоистых покрытий на основе нитридов металлов.

Таблица 5

Результаты испытаний на многоцикловую усталость образцов из титанового сплава ВТ8М-1 с покрытиями

Покрытие (напряжение на деталях, В)	Температура испытания, °С/приложенное напряжение σ_{-1} , МПа	Состояние образцов
Без покрытия	450/450	Прошли базу
TiN (200)	450/450	Разрушились
TiN (150)	450/450	Разрушились
Ti + TiN (150)	450/450	Прошли базу
TiN/CrN (Hc*) (150)	450/450	Разрушились
TiC/CrC (Hc) (150) + TiN/CrN (Hc) (150)	450/450	Разрушились
Ti + TiN/CrN (Hc) (150)	450/450	Прошли базу

* Hc – нанослойное покрытие.

Показано, что на выносливость системы «титановый сплав–эрозионностойкое покрытие» оказывают влияние не энергетические параметры процесса (если не имеется в виду перегрев основы), а наличие подслоя, который снижает уровень остаточных напряжений до приемлемых значений. Так, подслоя TiC/CrC в покрытии TiC/CrC (Hc) + TiN/CrN (Hc) имеет очень высокие остаточные напряжения в фазе TiC (–1909 МПа) (табл. 3), что негативно сказывается на выносливости системы, при том что уровень остаточных напряжений в верхнем слое TiN/CrN в обеих фазах даже меньше, чем в покрытии TiN/CrN (Hc) [11]. Важен также подбор толщины покрытия для

нахождения баланса выносливости и эрозионной стойкости системы «подложка–эрозионностойкое покрытие». Покрытие TiN/CrN имеет высокую термостабильность, что позволяет ему сохранять целостность при длительных высокотемпературных испытаниях под нагрузкой [12–18].

Заключения

Установлено, что на эрозионную стойкость нитридов титана и циркония влияют энергетические параметры процесса – главным образом напряжение смещения. Показана зависимость между уровнем остаточных напряжений в покрытии и эрозионной стойкостью. Различное использование металлического подслоя между подложкой и самим нитридом, а также внутри слоя нитрида может оптимизировать напряженно-деформированное состояние системы.

В целом, по сравнению с покрытиями на основе нитрида титана, уровень остаточных напряжений в покрытии на основе карбида хрома, нанесенного на стальную основу, достаточно низкий. Относительный эрозионный износ покрытий составляет от 0,15 до 0,02 при угле атаки 70 градусов и от 0,041 до 0,02 при угле атаки 20 градусов. Показано, что на остаточные напряжения в слоистом покрытии карбида хрома существенное влияние оказывает подслоя, на который он нанесен. Установлено, что при более низком напряжении смещения на детали уровень остаточных напряжений в покрытии снижается, также снижается и эрозионная стойкость. При повышении напряжения смещения на детали формируются более эрозионностойкие карбиды.

Показано также, что модифицирование поверхности стальной основы алюминием перед нанесением эрозионностойкого покрытия карбида хрома происходит изменение напряженно-деформированного состояния основы, что сказывается на остаточных напряжениях в эрозионностойком покрытии и его эрозионной стойкости. Следует отметить, что продолжительность модифицирования алюминием влияет на напряженное состояние и эрозионную стойкость слоистого покрытия с верхним слоем из карбида хрома. Установлено, что использование функциональных, например, коррозионностойких подслоев, нанесенных в атмосфере реактивного газа, позволяет плавно повышать микротвердость по всей толщине покрытия и получить увеличение эрозионной стойкости в 2–3 раза по сравнению с монослойным карбидом, нанесенным на сталь.

Установлено влияние подслоя при нанесении нанослойного покрытия системы TiN/CrN (Hc) на уровень остаточных напряжений в покрытии и эрозионную стойкость.

Показано, что выносливость системы «сталь–карбид хрома» мало зависит от используемого металлического подслоя. На выносливость стальной основы большее влияние оказывает не само покрытие, а особенности процесса и энергетические параметры его нанесения – главным образом потенциал смещения.

Показано также, что на выносливость системы «титановый сплав–эрозионностойкое покрытие» большее влияние оказывают не энергетические параметры процесса, а наличие подслоя, который снижает и демпфирует уровень остаточных напряжений до приемлемого значения.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Разработка опытно-промышленной технологии изготовления полуфабрикатов из псевдо-альфа-титанового сплава ВТ41 // Титан. 2016. № 2 (52). С. 33–42.
2. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Si–β-стабилизаторы // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
3. Пескова А.В., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование формирования структуры материала титанового сплава ВТ6, полученного методами аддитивных технологий // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.

4. 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 // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.08.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-71-80.
5. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Erosion-resistant coatings for gas turbine engine compressor blades // Russian metallurgy (Metally). 2017. Vol. 2017. No. 6. P. 494–504.
6. Мубояджян С.А. Эрозионностойкие покрытия для лопаток компрессора ГТД // Металлы. 2009. № 3. С. 3–20.
7. Якушева Н.А. Высокопрочные конструкционные стали для деталей шасси перспективных изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-3-9.
8. Громов В.И., Якушева Н.А., Востриков А.В., Черкашнев Н.Н. Высокопрочные конструкционные стали для валов газотурбинных двигателей (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 08.08.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
9. Grzesik W., Malecka J., Kwasny W. Identification of oxidation process of TiAlN coatings versus heat resistant aerospace alloys based on diffusion couples and tool wear tests // CIRP Annals – Manufacturing Technology. 2020. No. 69. P. 41–44. DOI: 10.1016/j.cirp.2020.04.024.
10. Zhang M., Cheng Y., Xin L. et al. Cyclic oxidation behaviour of Ti/TiAlN composite multilayer coatings deposited on titanium alloy // Corrosion Science. 2020. No. 166. P. 108476–108486. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108476.
11. Vereschaka A.A., Grigoriev S.N. Study of cracking mechanisms in multi-layered composite nano-structured coatings // Wear. 2017. No. 378–379. P. 43–57. DOI: 10.1016/j.wear.2017.01.101.
12. Xu Y.X., Riedl H., Holec D. et al. Thermal stability and oxidation resistance of sputtered Ti–Al–Cr–N hard coatings // Surface & Coatings Technology. 2017. No. 324. P. 48–56. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.05.053.
13. Asanuma H., Polcik P., Kolozsvari S. et al. Cerium doping of Ti–Al–N coatings for excellent thermal stability and oxidation resistance // Surface & Coatings Technology. 2017. No. 326. P. 165–172. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.07.037.
14. Sui X., Li G., Zhou H. et al. Evolution behavior of oxide scales of TiAlCrN coatings at high temperature // Surface & Coatings Technology. 2019. No. 360. P. 133–139. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.01.016.
15. Tillmann W., Grisales D., Stangier D. et al. Residual stresses and tribomechanical behaviour of TiAlN and TiAlCN monolayer and multilayer coatings by DCMS and HiPIMS // Surface & Coatings Technology. 2021. No. 406. P. 126664–126675. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126664.
16. Pilemalm R., Sjögren A. High pressure and high temperature behaviour of TiAlN coatings deposited on c-BN based substrates // Processing and Application of Ceramics. 2020. No. 14. Vol. 3. P. 210–217. DOI: 10.2298/PAC2003210P.
17. Özkan D., Erarslan Y., Sulukan E. et al. Tribological behavior of TiAlN, AlTiN, and AlCrN coatings at boundary lubricating condition // Tribology Letters. 2018. No. 66. P. 152–167. DOI: 10.1007/s11249-018-1111-1.
18. Lin J., Zhang X., Ge F. et al. Thick CrN/AlN superlattice coatings deposited by hot filament assisted HiPIMS for solid particle erosion and high temperature wear resistance // Surface & Coatings Technology. 2019. No. 377. P. 124922–124933. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.124922.

References

1. Kablov E.N., Kashapov O.S., Pavlova T.V., Nochovnaya N.A. Development of a pilot industrial technology for the manufacture of semi-finished products from pseudo-alpha-titanium alloy VT41. *Titan*, 2016, no. 2 (52), pp. 33–42.
2. Kablov E.N., Kashapov O.S., Medvedev P.N., Pavlova T.V. Study of a $\alpha + \beta$ -titanium alloy based on a system of Ti–Al–Sn–Zr–Si– β -stabilizing alloying elements. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
3. Peskova A.V., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Examination of the formation of the titanium alloy VT6 structure obtained by additive manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.

4. 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. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-71-80.
5. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Erosion-resistant coatings for gas turbine engine compressor blades. *Russian metallurgy (Metally)*, 2017, vol. 2017, no. 6, pp. 494–504.
6. Muboyadzhyan S.A. Erosion-resistant coatings for GTE compressor blades. *Metally*, 2009, no. 3, pp. 3–20.
7. Yakusheva N.A. High-strength constructional steels for landing gears of perspective products of aircraft equipment. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-3-9.
8. Gromov V.I., Yakusheva N.A., Vostrikov A.V., Cherkashneva N.N. High strength structural steels for gas-turbine engine shafts (review). *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 08, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
9. Grzesik W., Malecka J., Kwasny W. Identification of oxidation process of TiAlN coatings versus heat resistant aerospace alloys based on diffusion couples and tool wear tests. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2020, no. 69, pp. 41–44. DOI: 10.1016/j.cirp.2020.04.024.
10. Zhang M., Cheng Y., Xin L. et al. Cyclic oxidation behaviour of Ti/TiAlN composite multilayer coatings deposited on titanium alloy. *Corrosion Science*, 2020, no. 166, pp. 108476–108486. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108476.
11. Vereschaka A.A., Grigoriev S.N. Study of cracking mechanisms in multi-layered composite nano-structured coatings. *Wear*, 2017, no. 378–379, pp. 43–57. DOI: 10.1016/j.wear.2017.01.101.
12. Xu Y.X., Riedl H., Holec D. et al. Thermal stability and oxidation resistance of sputtered Ti–Al–Cr–N hard coatings. *Surface & Coatings Technology*, 2017, no. 324, pp. 48–56. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.05.053.
13. Asanuma H., Polcik P., Kolozsvari S. et al. Cerium doping of Ti–Al–N coatings for excellent thermal stability and oxidation resistance. *Surface & Coatings Technology*, 2017, no. 326, pp. 165–172. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.07.037.
14. Sui X., Li G., Zhou H. et al. Evolution behavior of oxide scales of TiAlCrN coatings at high temperature. *Surface & Coatings Technology*, 2019, no. 360, pp. 133–139. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.01.016.
15. Tillmann W., Grisales D., Stangier D. et al. Residual stresses and tribomechanical behaviour of TiAlN and TiAlCN monolayer and multilayer coatings by DCMS and HiPIMS. *Surface & Coatings Technology*, 2021, no. 406, pp. 126664–126675. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126664.
16. Pilemalm R., Sjögren A. High pressure and high temperature behaviour of TiAlN coatings deposited on c-BN based substrates. *Processing and Application of Ceramics*, 2020 no. 14, vol. 3, pp. 210–217. DOI: 10.2298/PAC2003210P.
17. Özkan D., Erarslan Y., Sulukan E. et al. Tribological behavior of TiAlN, AlTiN, and AlCrN coatings at boundary lubricating condition. *Tribology Letters*, 2018, no. 66, pp. 152–167. DOI: 10.1007/s11249-018-1111-1.
18. Lin J., Zhang X., Ge F. et al. Thick CrN/AlN superlattice coatings deposited by hot filament assisted HiPIMS for solid particle erosion and high temperature wear resistance. *Surface & Coatings Technology*, 2019, no. 377, pp. 124922–124933. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.124922.

Информация об авторах

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

Information about the authors

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

Статья поступила в редакцию 03.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 09.08.2022.
 The article was submitted 03.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 09.08.2022.

Научная статья

УДК 669.058

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-96-106

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТАЛЛОПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ДЛЯ УСТРАНЕНИЯ ДЕФЕКТОВ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СПЛАВА ВАС-1 МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

И.А. Козлов¹, М.А. Фомина¹, С.А. Демин¹, И. Бенариев¹, К.М. Хмелева¹

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

Аннотация. При эксплуатации деталей авиационной техники возможно возникновение внутренних напряжений, приводящих к появлению трещин, а также образование дефектов вследствие воздействия ударных нагрузок, что может привести к разрушению детали и конструкции. Метод холодного газодинамического напыления (ХГН) металлов позволяет не только наносить различные защитные и функциональные покрытия, но и при использовании пластичных материалов эффективно устранять дефекты деталей и узлов различного назначения.

Ключевые слова: ремонт, ХГН-покрытия, аддитивные технологии, алюминиевые покрытия, Димет-405, напыление газодинамическим методом

Для цитирования: Козлов И.А., Фомина М.А., Демин С.А., Бенариев И., Хмелева К.М. Использование металлопорошковых композиций для устранения дефектов деталей из сплава ВАС-1 методом холодного газодинамического напыления // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-96-106.

Scientific article

USE OF METAL POWDER COMPOSITIONS TO REMOVE DEFECTS OF PARTS FROM VAS-1 ALLOY BY COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING METHOD

I.A. Kozlov¹, M.A. Fomina¹, S.A. Demin¹, I. Benarieb¹, K.M. Khmeleva¹

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

Abstract. During the operation of aircraft parts, internal stresses may occur, leading to the appearance of cracks, as well as the formation of defects due to impact loads, which can lead to the destruction of the part and structure. The method of cold gas-dynamic spraying (CGS) of metals makes it possible not only to apply various protective and functional coatings, but also, when using plastic materials, to effectively eliminate defects in parts and assemblies for various purposes.

Keywords: repair, CGN-coatings, additive technologies, aluminum coatings, Dimet-405, gas-dynamic spraying

For citation: Kozlov I.A., Fomina M.A., Demin S.A., Benarieb I., Khmeleva K.M. Use of metal powder compositions to remove defects of parts from VAS-1 alloy by cold gas-dynamic spraying method. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-96-106.

Введение

В настоящее время в машиностроении предъявляют повышенные требования к свойствам материалов, используемых для изготовления деталей и конструкций с целью повышения их ресурса изделий.

В основу инновационной модернизации производства авиационной техники положено создание не только современных материалов, но и технологий их обработки и защиты от воздействия окружающей среды.

Широкое использование в машиностроении алюминиевых сплавов приводит к необходимости разработки способов их защиты от коррозии и поиска метода локального восстановления деталей, уже поврежденных коррозией и эксплуатационными нагрузками. По экспертной оценке, в XXI в. более 80 % приоритетных разработок объектов новой техники будет определяться созданием новых материалов и высоких технологий.

С учетом современных темпов развития техники конструкторы выдвигают новые требования к повышению удельных характеристик материалов, в частности к алюминиевым сплавам. Для получения ответственных, высоконагруженных деталей требуются материалы, обладающие повышенной прочностью и высокой технологичностью при печати, поскольку данные сплавы имеют средний уровень прочности [1–5].

Для реализации изготовления деталей методом аддитивных технологий необходимы литейные сплавы с повышенной способностью к деформации. Этим условиям удовлетворяют сплавы систем алюминий–кремний и алюминий–магний. Среди них наиболее технологичными и распространенными являются порошки из сплава состава AlSi10Mg (BAC-1) [6, 7].

Однако при конструировании и эксплуатации сложнагруженных деталей и узлов авиационной техники возможно образование различных дефектов (трещин, сколов), приводящих к разрушению всей конструкции [8–10]. Замена поврежденной детали – дорогостоящий и длительный процесс. Поэтому в настоящее время актуальной задачей является локальное устранение дефектов деталей, по возможности без демонтажа всей конструкции [11–13].

Основными покрытиями, применяемыми для защиты от коррозии стальных деталей в изделиях авиационной техники, являются кадмиевое и цинковое, которые наносят гальваническим способом. Ремонт таких покрытий достаточно трудоемок в связи с тем, что необходимо полностью разобрать узел с деталью, удалить старое покрытие, нанести новое и провести операцию обезводороживания.

Метод холодного газодинамического напыления (ХГН) благодаря компактности установки и доступности расходных порошковых материалов позволяет проводить ремонт элементов авиационной техники непосредственно на изделии в условиях ремонтных ангаров или крытых помещений [14, 15].

Основной проблемой этого метода является частичное окисление металлических частиц в процессе нахождения в воздушном потоке при дополнительном внешнем нагреве. Решение данной проблемы – снижение температуры газового потока и, как следствие, снижение температуры проведения процесса, а также увеличение скорости напыления для наращивания большей кинетической энергии частиц при их неизменных массе и дисперсном составе.

Материалы и методы

Для проведения исследований использовали алюминиевый сплав состава AlSi10Mg (BAC-1), легированный медью, цирконием и церием в количестве не более 1 % (по массе) для каждого компонента. Изготовление металлопорошковой композиции для последующего сплавления проводили методом газовой атомизации на установке Hermiga 10/100 VI (Англия) с последующим отделением фракции размером <10 мкм при помощи газодинамической сепарации.

Исследования микроструктуры защитных покрытий проводили на металлографическом микроскопе Olympus GX 51 с цифровой системой обработки изображения при увеличении $\times 500$.

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

Результаты и обсуждение

Газодинамический способ восстановления дефектов деталей основан на пластической деформации частиц при соударении с металлической подложкой детали и создании адгезионной связи за счет кинетической энергии напыляемых частиц [16].

В установке Димет-405 в качестве рабочей среды для ускорения частиц применяется сжатый воздух, который подается под давлением на вход сверхзвукового сопла Лавалья. Для повышения эффективности напыления за счет увеличения скорости воздушного потока, в напылительном блоке установлены нагревательные элементы до температур в пределах $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Проходя через них, воздушный поток разогревается до температур $\sim(80\text{--}130)\text{ }^{\circ}\text{C}$. Вблизи выхода из сопла предусмотрено отверстие для подачи порошкового материала, который в результате созданного разряжения поднимается в сопло и захватывается потоком воздуха. Скорость потока придает значительную кинетическую энергию частицам порошка, несмотря на их малый размер. Благодаря этой энергии и происходит не только пластическая деформация металлических порошковых материалов, но и их внедрение в структуру детали. При ХГН наблюдается локальное воздействие на определенный участок поверхности, что позволяет визуально контролировать геометрические размеры детали и способствует сохранению структуры материала [17].

На рис. 1 представлен внешний вид экспериментальных образцов кронштейнов из сплава ВАС-1, изготовленных с помощью аддитивной технологии, с дефектами типа «скол» и трещина». В данном случае глубина трещины позволила напылить порошковый алюминий без предварительной обработки фрезерованием. Скол на кромке кронштейна был заполнен алюминием с выравнивающей обработкой фрезерованием и последующей пескоструйной обработкой для уплотнения структуры покрытия.

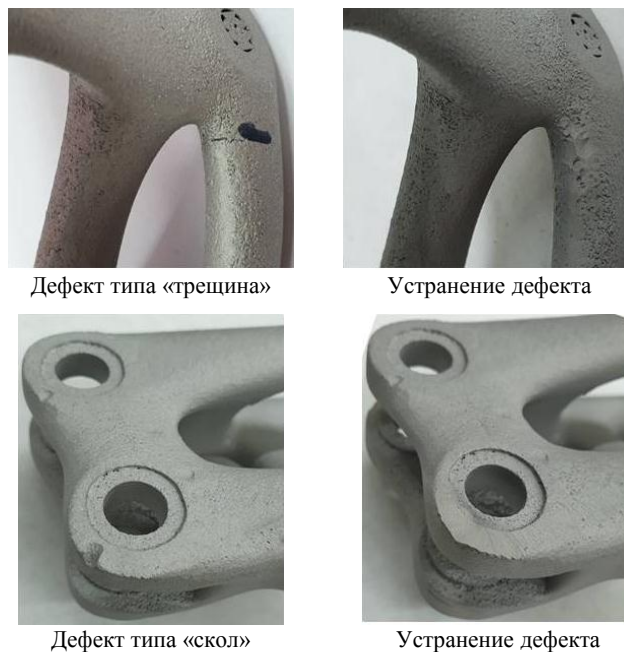


Рис. 1. Внешний вид деталей из сплава ВАС-1 с устраненными методом холодного газодинамического напыления дефектами

Частицы, образовавшие адгезионную связь на поверхности детали, при напылении подвергаются дальнейшему воздействию – соударению со стороны следом летящих частиц. При этом часть кинетической энергии переходит в тепловую. Однако тепло с поверхности восстанавливаемого участка быстро отводится благодаря высокой теплопроводности большинства металлов, а также при помощи потока воздуха [18].

Повысить однородность напыляемого состава возможно за счет порошковых материалов, представляющих собой пластичную матрицу, содержащую армирующие абразивные частицы (корунд). Данное сочетание способствует существенному повышению прочности напыляемого материала и снижению его пористости. Для предотвращения контактной коррозии (из-за возникновения разности электрохимических потенциалов), а также для устранения дефектов и ремонта деталей из сплава ВАС-1 применяется порошок алюминия 99%-ной чистоты с добавками корунда.

Помимо металлического алюминия, порошковый материал для ХГН-покрытий дополнительно содержит частицы корунда дисперсностью от 30 до 100 мкм (рис. 2).

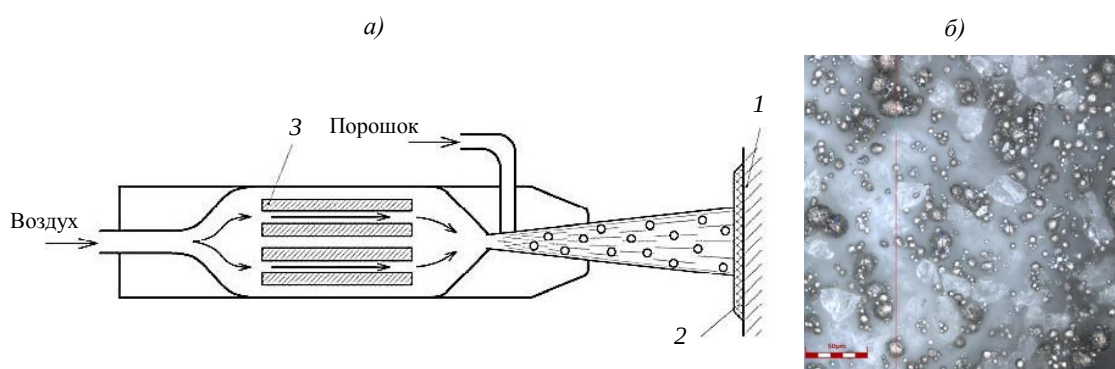


Рис. 2. Схема напылительного блока (а: восстанавливаемая деталь (1), покрытие (2), нагревательные элементы (3)) для нанесения ХГН-покрытий и структура порошкового материала на основе алюминия (б)

Частицы корунда, необходимые для формирования покрытий методом ХГН, выполняют сразу несколько важных функций:

- создают необходимую шероховатость поверхности детали для увеличения адгезионной прочности покрытий;
- способствуют уплотнению и снижению пористости формируемых ХГН-покрытий, что позволяет повысить их защитную способность и коррозионную стойкость;
- являются абразивным материалом, препятствующим спеканию металлических материалов в сопле при напылении ХГН-покрытий.

Однако частицы корунда не только способствуют уплотнению формируемого ХГН-покрытия, но и приводят к его эрозионному износу. На рис. 3 показана схема возникновения дефекта ХГН-покрытия при заполнении пор в металлических материалах.

Часто размеры или конфигурация дефектов детали не позволяют провести ее качественное восстановление методом ХГН.

На рис. 4 представлен фрагмент кронштейна из сплава ВАС-1, изготовленного методом селективного лазерного сплавления.

Образование «воздушной подушки» на дне трещины не позволит провести качественное заполнение дефекта поверхности. На рис. 5 схематично представлен процесс восстановления детали с подобным дефектом.

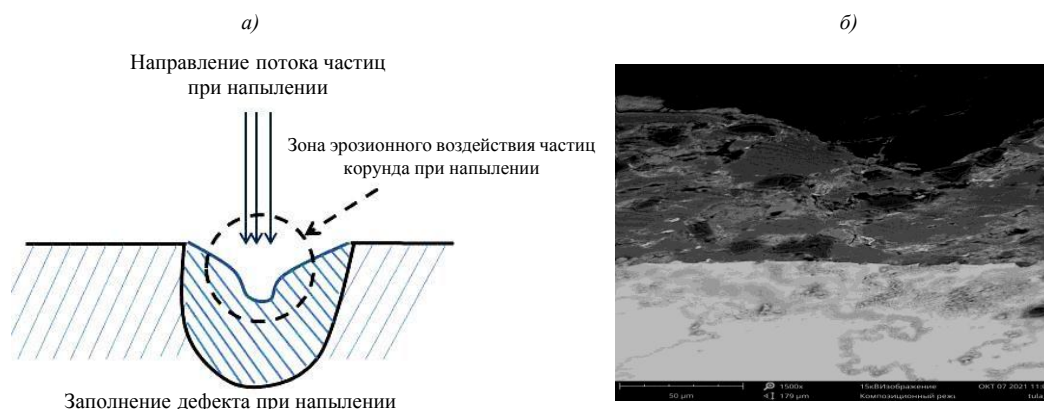


Рис. 3. Схема формирования ХГН-покрытия на участке детали с дефектом (а) и микроструктура ХГН-покрытия с участком эрозионного воздействия корунда (б)

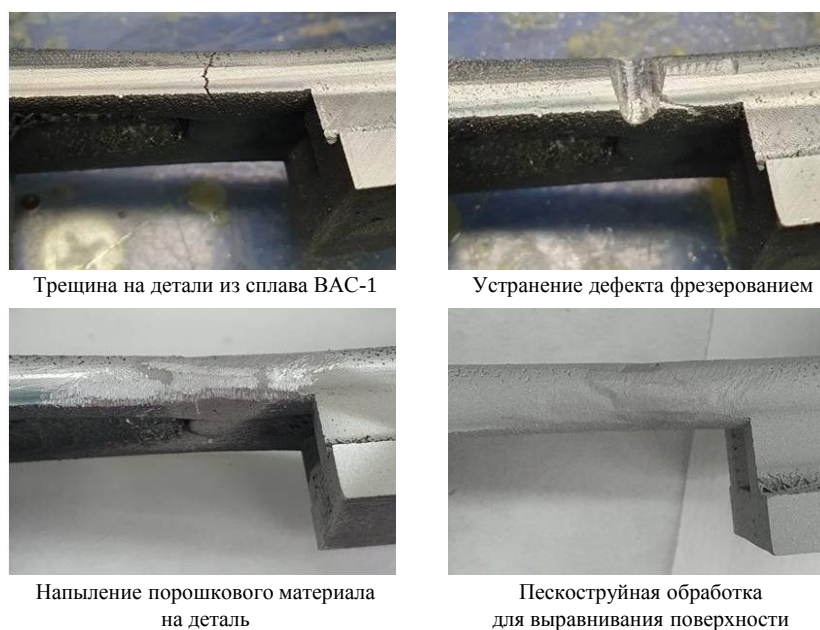


Рис. 4. Поэтапное устранение трещины на кронштейне из сплава ВАС-1

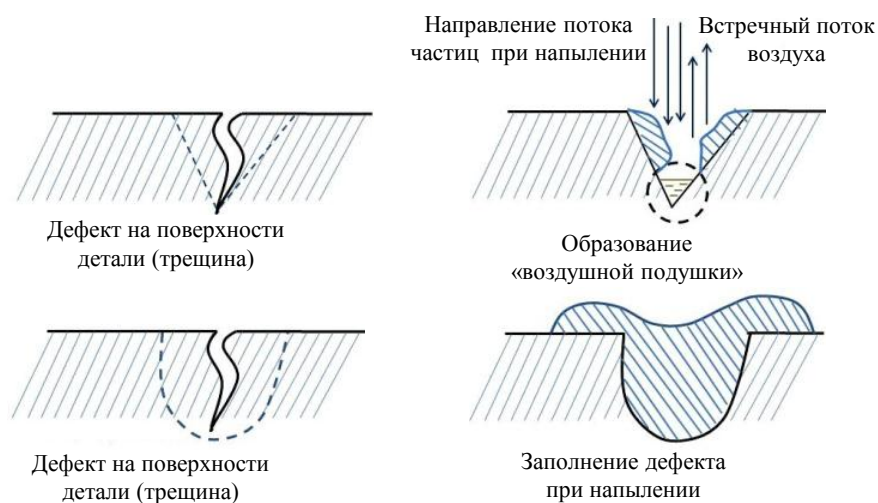


Рис. 5. Схема процесса восстановления детали с трещиной при помощи холодного газодинамического напыления

Подготовка поверхности участка детали с дефектом к восстановлению методом ХГН заключается в придании правильной геометрической формы дефекту и удалении следов царапин и сколов с помощью обработки фрезерованием. На этапе фрезерования очень важно максимально внимательно обработать поврежденный участок для предотвращения дальнейшего распространения трещин в структуре детали. Для удаления маслянистых загрязнений целесообразно использовать неполярный растворитель (толуол, бензин), а затем раствор поверхностно-активного вещества. Далее провести промывку водой и сушку. Для придания большей адгезионной прочности и повышения эффективности расходования порошковых материалов при восстановлении детали необходимо на ее поврежденном участке провести пескоструйную обработку корундовым порошком марок F120 или F230 для создания микрошероховатостей и удаления образовавшихся оксидных пленок. Восстановление участка с дефектом следует проводить не позднее, чем через 4 ч после окончания подготовительных операций [19].

Предварительная пескоструйная обработка поверхности основного материала способствует повышению адгезионной прочности ХГН-покрытий вследствие увеличения диффузии атомов, входящих в его структуру. Адгезионную прочность покрытия можно повысить диффузионным прогревом детали, режим которого подбирается для каждого конкретного сплава отдельно [20].

Пескоструйная обработка создает также сжимающие напряжения в покрытии, повышая усталостную долговечность деталей. Поэтому ее целесообразно проводить и после завершения нанесения ХГН-покрытий.

Наиболее эффективное заполнение дефекта порошком на основе алюминия происходит при температуре от 100 до 150 °С и давлении от 4 до 5 бар (0,4–0,5 МПа). При повышении скорости потока наблюдается образование «воздушной подушки» не только в глубине трещины, но и на значительной площади заполняемой полости. Увеличение температуры воздушного потока нецелесообразно, так как способствует размягчению формирующегося покрытия и снижению эффективности напыления за счет уменьшения пластической деформации напыляемых частиц. Происходит образование структуры, состоящей из оплавленных частиц. В этом случае также наблюдается повышенное содержание частиц корунда в структуре покрытий, что может привести к ухудшению механических свойств детали за счет создания многочисленных концентраторов напряжений в покрытии (рис. 6).



Рис. 6. Структура ХГН-покрытий при повышении температуры воздушного потока при напылении: *а* – микрошлиф покрытия на основе алюминия; *б* – участок покрытия с включениями корунда

Для наиболее эффективного расходования порошкового материала при ремонте деталей из алюминиевых сплавов, а также создания бездефектных участков покрытий

необходимо поэтапное заполнение дефекта порошковым материалом при обязательном фрезеровании с целью устранения возможности дальнейшего роста и распространения трещин в структуре детали.

На рис. 7 представлена схема реализации процесса восстановления дефектов.

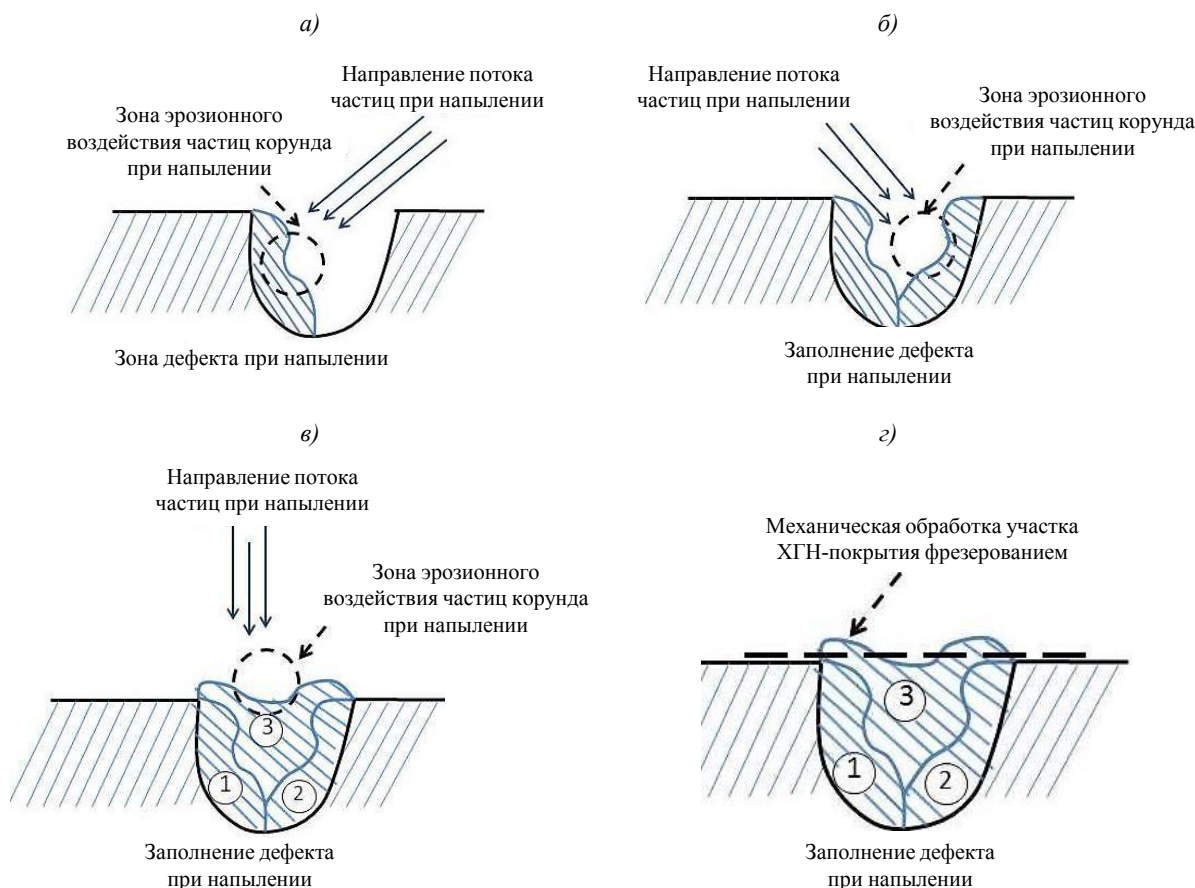


Рис. 7. Схема реализации процесса устранения дефекта: начальный (а), второй (б) и завершающий (в) этапы напыления ХГН-покрытия и механическая обработка его участка (г)

При поэтапном заполнении дефекта порошком алюминия также наблюдается зона эрозионного воздействия частиц корунда, в связи с чем заполнение дефекта производят с запасом под механическую обработку фрезерованием с последующей выравнивающей пескоструйной обработкой (рис. 8).



Рис. 8. Внешний вид детали «Кронштейн» из сплава ВАС-1: а – исходное состояние; б – этапы устранения дефектов

Таким образом, при помощи метода ХГН возможно осуществлять локальное восстановление эксплуатационных дефектов деталей, в частности из алюминиевых сплавов, варьируя направление, скорость и температуру воздушного потока при напылении порошкового материала.

При попадании частиц с высокой кинетической энергией на неровность или выступ поверхности в момент соударения возможно их кратковременное плавление, сопровождающееся микросваркой.

Соприкосновение кристаллических решеток частиц и подложки способствует образованию металлических связей, особенно у однородных металлических материалов, что объясняет высокие значения адгезионной прочности напыляемых ХГН-покрытий.

Заключения

Холодное газодинамическое напыление порошковых материалов можно применять не только как альтернативу гальваническим покрытиям для защиты от коррозии, но и в качестве ремонтной технологии деталей и узлов машин с целью восстановления трещин, сколов и прочих дефектов. Данный метод позволяет формировать многофункциональные и многокомпонентные покрытия, как тонкопленочные, так и покрытия толщиной >1 мм, обладающие высокой адгезией к подложке. Оборудование для реализации метода ХГН может быть существенно модернизировано с целью автоматизации процессов, повышения экологической безопасности и производительности.

При использовании метода селективного лазерного сплавления возможно получение готовых деталей с их последующей минимальной механической обработкой, что значительно повышает прочностные свойства изделия и позволяет существенно экономить металлические материалы. Наибольшие перспективы применения у данной технологии – в аэрокосмической технике, где широкое распространение получили алюминиевые сплавы. В условиях эксплуатации нагруженных деталей возможно возникновение дефектов в виде сколов или трещин. Преимущество технологии восстановления дефектов методом ХГН заключается в отсутствии вредных и агрессивных газов, окисления металлических частиц и подложки, а также в технологической простоте нанесения покрытий за счет компактности установки.

При устранении дефекта отсутствуют влияние высокой температуры на деталь и, как следствие, деформация изделия, а также возникновение внутренних напряжений и структурных превращений металла. Метод может быть использован для локального устранения дефектов деталей из алюминиевых сплавов, в том числе сплавов состава AlSi10Mg для изготовления деталей методом селективного лазерного сплавления.

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

Список источников

1. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. № 2 (11). С. 52–55.
2. Рябов Д.К., Антипов В.В., Королев В.А., Медведев П.Н. Влияние технологических факторов на структуру и свойства силумина, полученного с использованием технологии селективного лазерного синтеза // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1. С. 44–51. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51.
3. Рябов Д.К., Морозова Л.В., Королев В.А., Иванова А.О. Изменение механических свойств сплава АК9ч, полученного по технологии селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2016. № 9 (45). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.08.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-2-2.

4. Sercombe T., Schaffer G. Rapid manufacturing of aluminum components // *Science*. 2003. Vol. 301 (5637). P. 1225–1227.
5. Bremen S., Meiners W., Diatlov A. Selective Laser Melting // *Laser Technic Journal*. 2012. Vol. 9 (2). P. 33–38.
6. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // *Крылья Родины*. 2016. № 5. С. 8–18.
7. Иванова А.О., Рябов Д.К., Антипов В.В., Пахомкин С.И. Возможность применения программного комплекса Thermo-Calc для определения параметров термической обработки сплава 1913 и температур атомизации алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № S1 (43). С. 52–59. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-52-59.
8. Акопян Т.К., Золоторевский В.С., Хван А.В. Расчет фазовых диаграмм систем Al–Cu–Zn–Mg и Al–Cu–Zn–Mg–Fe–Si // *Цветная металлургия*. 2013. № 3. С. 44–51.
9. Иванова А.О., Вахромов Р.О., Григорьев М.В., Сенаторова О.Г. Исследование влияния малых добавок серебра на структуру и свойства ресурсных сплавов системы Al–Cu–Mg // *Труды ВИАМ*. 2014. № 10. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.08.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-10-1-1.
10. 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.
11. 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.
12. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 2 (35). С. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
13. Каблов Е.Н., Кутырев А.Е., Вдовин А.И., Козлов И.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Исследование возможности возникновения контактной коррозии в паяных соединениях, используемых в конструкции двигателей авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.05.2022.). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
14. Коновалов В.В., Дубинский С.В., Макаров А.Д., Доценко А.М. Исследование корреляционных зависимостей между механическими свойствами авиационных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 33–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-33-39.
15. Плохих А.И., Сафонов М.Д., Колесников А.Г., Карпучин С.Д. Механизм релаксации межслойных напряжений в многослойных стальных материалах // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 26–32. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-26-32.
16. Курс М.Г., Николаев Е.В., Абрамов Д.В. Натурно-ускоренные испытания металлических и неметаллических материалов: ключевые факторы и специализированные стенды // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 66–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-66-73.
17. Козлов И.А., Лещев К.А., Никифоров А.А., Демин С.А. Холодное газодинамическое напыление покрытий (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). Ст. 08. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 08.08.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-77-93.
18. Косарев В.Ф., Алхимов А.П. Технология, оборудование, инструменты // *Обработка металлов*. 2003. № 3. С. 28–30.
19. Алхимов А.П., Гулидов А.И., Косарев В.Ф., Нестерович Н.И. Особенности деформирования микрочастиц при ударе о твердую преграду // *Прикладная механика и техническая физика*. 2000. Т. 41. № 1. С. 204–209.

20. Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф., Фомин В.М. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика. М.: Физматлит, 2010. С. 25–27.

References

1. Kablov E.N. Additive technologies – the dominant of the national technological initiative. *Intellekt i tekhnologii*, 2015, no. 2 (11), pp. 52–55.
2. Ryabov D.K., Antipov V.V., Korolev V.A., Medvedev P.N. Effect of technological factors on structure and properties of Al–Si alloy obtained by selective laser melting. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2016, no. S1, pp. 44–51. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51.
3. Ryabov D.K., Morozova L.V., Korolev V.A., Ivanova A.O. Alternation of mechanical features of alloy AK9ch manufactured by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2016, no. 9, paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-2-2.
4. Sercombe T., Schaffer G. Rapid manufacturing of aluminum components. *Science*, 2003, vol. 301 (5637), pp. 1225–1227.
5. Bremen S., Meiners W., Diatlov A. Selective Laser Melting. *Laser Technic Journal*, 2012, vol. 9 (2), pp. 33–38.
6. Kablov E.N. What is the future to be made of? Materials of a new generation, technologies for their creation and processing – the basis of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
7. Ivanova A.O., Ryabov D.K., Antipov V.V., Pahomkin S.I. Application of Thermo-Calc software for determination of parameters of heat treatment 1913 alloy and temperatures of gas atomization for aluminium alloys. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2016, no. S1, pp. 52–59. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-52-59.
8. Akopyan T.K., Zolotarevsky V.S., Khvan A.V. Calculation of phase diagrams of Al–Cu–Zn–Mg and Al–Cu–Zn–Mg–Fe–Si systems. *Tsvetnaya metallurgiya*, 2013, no. 3, pp. 44–51.
9. Ivanova A.O., Vahromov R.O., Grigor'ev M.V., Senatorova O.G. Effect of small additive of silver on structure and properties of Al–Cu–Mg alloys. *Trudy VIAM*, 2014, no. 10, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-10-1-1.
10. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
11. Kablov E.N., Startsev O.V. The basic and applied research in the field of corrosion and ageing of materials in natural environments (review). *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2015, no. 4 (37), pp. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
12. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Review of international experience on corrosion and corrosion protection. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2015, no. 2 (35), pp. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
13. Kablov E.N., Kutyrev A.E., Vdovin A.I., Kozlov I.A., Afanasyev-Khodykin A.N. The research of possibility of galvanic corrosion in brazed connections used in aviation engine construction. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 12, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
14. Aleksandrov D.A., Muboyadzhyan S.A., Lutsenko A.N., Zhuravleva P.L. Hardening of the surface of titanium alloys by ion implantation method and ionic modification. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 33–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-33-39.
15. Plokhikh A.I., Safonov M.D., Kolesnikov A.G., Karpukhin S.D. Mechanism of interlaminar stress relaxation in multilayer steel materials. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 26–32. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-26-32.
16. Kurs M.G., Nikolayev E.V., Abramov D.V. Full-scale and accelerated tests of metallic and non-metallic materials: key factors and specialized stands. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 66–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-66-73.

17. Kozlov I.A., Leshchev K.A., Nikiforov A.A., Demin S.A. Cold spray coatings (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-77-93.
18. Kosarev V.F., Alkhimov A.P. Technology, equipment, tools. *Obrabotka metallov*, 2003, no. 3, pp. 28–30.
19. Alkhimov A.P., Gulidov A.I., Kosarev V.F., Nesterovich N.I. Peculiarities of deformation of microparticles upon impact with a solid barrier. *Prikladnaya mekhanika i tekhnicheskaya fizika*, 2000, vol. 41, no. 1, pp. 204–209.
20. Alkhimov A.P., Klinkov S.V., Kosarev V.F., Fomin V.M. *Cold gas-dynamic spraying. Theory and practice*. Moscow: Fizmatlit, 2010, pp. 25–27.

Информация об авторах

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

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

Демин Семен Анатольевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бенариеб Ильяс, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Хмелева Ксения Михайловна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Semyon A. Demin, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilyas Benarieb, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ksenia M. Khmeleva, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 11.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.08.2022.

The article was submitted 11.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 15.08.2022.

Научная статья

УДК 620.179

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-107-120

ОЦЕНКА ГЛУБИНЫ ЗАЛЕГАНИЯ ДЕФЕКТОВ В МНОГОСЛОЙНЫХ СОТОВЫХ КОНСТРУКЦИЯХ ИЗ ПКМ ПРИ ИМПЕДАНСНОМ КОНТРОЛЕ СЕРИЙНЫМИ ДЕФЕКТОСКОПАМИ

В.Ю. Чертищев¹, А.С. Бойчук¹, И.А. Диков¹, М.А. Горбовец¹

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

Аннотация. Проведены исследования, направленные на создание методики оценки глубины залегания дефектов в многослойных сотовых деталях из полимерных композиционных материалов при импедансном контроле серийными дефектоскопами с построением С-сканов. Существуют методики оценки глубины на основе данных с двумя независимыми параметрами, что требует специального оборудования и программного обеспечения. Исследование направлено на то, чтобы благодаря знанию механизмов влияния глубины дефектов на величину импеданса и пониманию характера изменения сигнала дефектоскопа при изменении нагрузки создать методику, основанную на анализе только по одному параметру.

Ключевые слова: импедансный метод, механический импеданс, акустические методы контроля, сотовые конструкции, полимерные композиционные материалы, углепластик

Для цитирования: Чертищев В.Ю., Бойчук А.С., Диков И.А., Горбовец М.А. Оценка глубины залегания дефектов в многослойных сотовых конструкциях из ПКМ при импедансном контроле серийными дефектоскопами // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-107-120.

Scientific article

ESTIMATION OF DEFECT DEPTH IN MULTILAYER PCM HONEYCOMB DURING IMPEDANCE TESTING WITH SERIAL DETECTORS

V.Yu. Chertishchev¹, A.S. Boichuk¹, I.A. Dikov¹, M.A. Gorbovets¹

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

Abstract. Presents studies aimed at creating a methodology for assessing the depth of defects in multilayer honeycomb parts made of polymer composite materials during impedance testing with serial flaw detectors with the construction of C-scans. There are methods for estimating depth based on data with two independent parameters, which require special equipment and software. The study is aimed at creating a technique based on the analysis of only one parameter due to the knowledge of the mechanisms of the influence of the depth of defects on the impedance value and understanding the nature of the change in the signal of the flaw detector when the load changes.

Keywords: acoustic impedance technique, mechanical impedance, acoustic control methods, honeycomb constructions, polymer composite materials, carbon fiber reinforced plastic

For citation: Chertishchev V.Yu., Boichuk A.S., Dikov I.A., Gorbovets M.A. Estimation of defect depth in multilayer PCM honeycomb during impedance testing with serial detectors. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-107-120.

Введение

Применение методов неразрушающего контроля является важнейшим условием обеспечения качества и безопасности летательных аппаратов, успешной разработки новых авиационно-космических материалов, производства и эксплуатации изделий и конструкций авиационной техники [1–4]. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.3. «Методы неразрушающих исследований и контроля» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [2].

Детали из композиционных материалов могут выполнять свои функции, заложенные конструкторами, только если в них не будет дефектов [3]. Помимо производственных дефектов в конструкциях из полимерных композиционных материалов (ПКМ) часто появляются эксплуатационные дефекты различных типов. В многослойных конструкциях вероятность наличия дефекта возрастает с количеством слоев. Дефекты могут появиться по многим причинам не только в каждом отдельном (монокотном или сотовом) слое, но и между каждой парой слоев. Внутренние дефекты можно обнаружить только с помощью подходящего метода неразрушающего контроля.

Для неразрушающего контроля многослойных сотовых конструкций из ПКМ применяется множество методов (акустические, тепловые, рентгеновские и т. д.), каждый из которых имеет свою специфику применения. Среди акустических методов для контроля многослойных ПКМ популярны специальные методы низкочастотного акустического контроля (импедансный с совмещенным преобразователем и раздельно-совмещенным датчиком, резонансный, ударно-акустический и др.). Данные методы для многих конструкций являются безальтернативными и позволяют обнаруживать наиболее опасные дефекты [5]. Тем не менее на основе физических принципов их работы возникают определенные ограничения при осуществлении неразрушающего контроля. Большинство таких методов являются сравнительными и могут давать ответ о наличии или отсутствии дефекта только в бинарной форме, но не дают дополнительной информации – например, об их размере или глубине [6, 7].

Ранее при ручном контроле трехслойных сотовых конструкций использовали следующий вариант, когда контроль проводили с обеих сторон таких конструкций и любой обнаруженный дефект со стороны контроля считали отслоением обшивки от сотоблока, дефект оконтуривали по поверхности изделия по срабатыванию автоматической сигнализации дефекта (АСД) [8]. Однако для пяти- и семислойных сотовых конструкций до недавнего времени не было удовлетворительного методического решения по оценке размеров и глубины дефектов, хотя эмпирически было установлено множество малосвязанных друг с другом закономерностей по характеру отклонения амплитудных и фазовых показаний дефектоскопа от зоны АСД, являющихся, по сути, единой областью знаний [9].

Теоретически можно установить связь между изменением величины механического импеданса на поверхности изделия и основными параметрами дефекта – размером и глубиной залегания. Данные исследования проведены в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (далее – ВИАМ) с разработкой технологии измерения импеданса с помощью моделирования совмещенного импедансного датчика [10, 11]. Разработанные методики и алгоритмы полного моделирования датчика и численного измерения величины механического импеданса помимо классификации дефектов также позволяют решать и другие задачи. Например, экономия на настроечных образцах за счет введения расчетных корректировок при изменении толщины обшивок или других свойств контролируемой конструкции [12], а также повышения вероятности выявления дефектов [13, 14].

При исследовании модельных зависимостей для датчика и определения влияния дефектов в сотовых конструкциях, находящихся на разной глубине, на величину импеданса на поверхности изделия над дефектом при выполнении работ, представленных в статьях [10, 11], установлен ряд зависимостей, анализ которых показал, что для ряда сотовых конструкций, которые составляют в своем большинстве реально применяемые изделия, можно создать методику оценки глубины залегания дефектов только на основе показаний серийных дефектоскопов без использования моделирования. В разработанной методике [11], основанной на визуальном анализе показаний дефектоскопа на амплитудно-фазовой плоскости, предъявляются высокие требования к квалификации дефектоскописта. Дальнейший анализ показал, что если производить запись показаний серийного дефектоскопа при сканировании поверхности изделия ручным двухкоординатным инкодером или автоматизированными приспособлениями с созданием *C*-сканов, то разработанную ранее методику можно трансформировать для визуального анализа *C*-сканов. Методика, основанная на анализе *C*-сканов, подходит для большинства типов сотовых конструкций и при этом значительно проще в трактовке и применении и, что немаловажно, менее требовательна к квалификации исполнителя. Более того, подобные *C*-сканы подходят для создания в будущем систем автоматического распознавания на изображении дефектов и их свойств с использованием простых нейронных сетей.

Материалы и методы

Измерение механического импеданса

Механическим импедансом, или полным механическим сопротивлением $\dot{Z}$, называется отношение возмущающей силы $\dot{F}$ к вызываемой ею колебательной скорости $\dot{v}$ поверхности среды в точке приложения силы. Сила является гармонической, величины $\dot{Z}$, $\dot{F}$ и $\dot{v}$ – комплексными. Устройством, чувствительным к изменению механического импеданса, является импедансный датчик.

Отношение между комплексными величинами напряжений $\dot{U}_1$ на генерирующем колебания пьезоэлементе излучателя и $\dot{U}_2$ на пьезоэлементе приемника называется комплексным коэффициентом передачи датчика $\dot{P}$ [15]:

$$\dot{P} = \frac{\dot{U}_2}{\dot{U}_1} = \left| \frac{U_2}{U_1} \right| e^{j\psi} = P \cdot e^{j\psi}, \quad (1)$$

где P – коэффициент передачи датчика; ψ – сдвиг фазы между напряжениями $\dot{U}_1$ и $\dot{U}_2$; $j = \sqrt{-1}$.

Датчик моделируется с помощью метода электромеханических аналогий. Необходимая для этого схема замещения для совмещенного импедансного преобразователя, нагруженного импедансом изделия Z_n через контактную гибкость сухого точечного контакта Z_k , подробно описана в работах [10, 11], там же приведен ее аналитический вывод. Независимой переменной в модели является реактивная составляющая механического импеданса X_n комплексной внешней нагрузки $Z_n = R_n + jX_n$, дополнительным параметром – коэффициент $v_n = R_n / |X_n|$, равный отношению величин активной и реактивной составляющих импеданса, применением которого вводится учет энергетических потерь в контролируемом изделии.

В результате модельного расчета (с предварительным внесением всех типов корректировок) можно получить зависимости для коэффициента передачи $P(X_n, v_n)$ и фазового смещения $\psi(X_n, v_n)$. Для практических целей контроля раздельный анализ графиков функций $P(X_n, v_n)$ и $\psi(X_n, v_n)$ затруднителен, поэтому данные зависимости

можно объединять в годографы на комплексной плоскости. Значение коэффициента передачи в комплексном виде представляется радиус-вектором с длиной, равной P , и образующим с осью абсцисс угол ψ . Соответствующие годографы при различных значениях ν_n приведены на рис. 1 для датчика ПАДИ-7 (для контроля ПКМ на частоте 6200 Гц). На годографы для примера наложена группа данных, измеренных в различных точках на годной семислойной сотовой конструкции из ПКМ (обшивки – из углепластика ВКУ-39, соты – из стеклопластика).

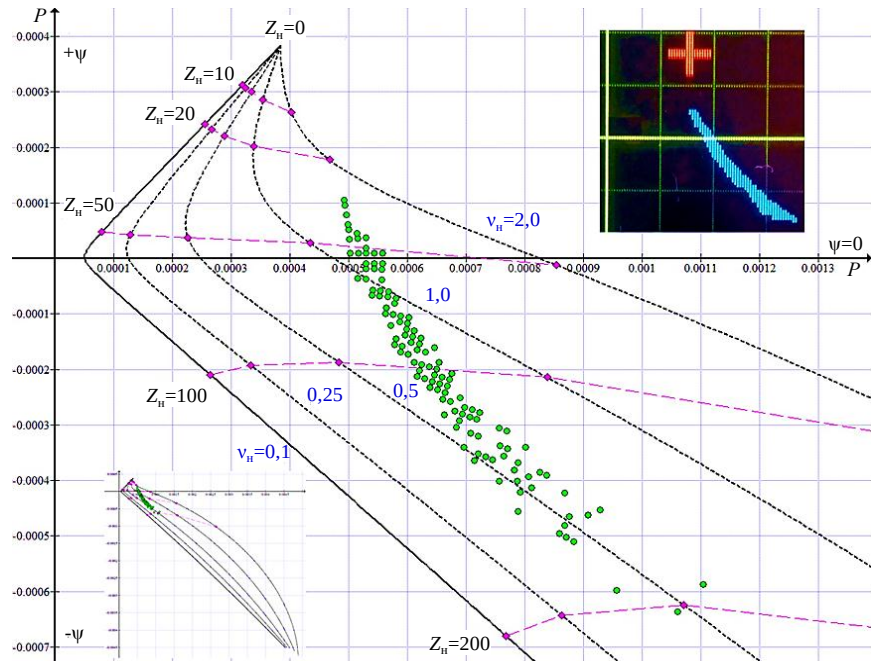


Рис. 1. Годографы при различных значениях коэффициента ν_n , объединяющие зависимости $P(X_n, \nu_n)$ и $\psi(X_n, \nu_n)$ для датчика ПАДИ-7, для изделий из ПКМ (углепластик ВКУ-39) на частоте 6200 Гц

Механический импеданс на поверхности годной сотовой конструкции представляет собой периодическую картину, повторяющую рисунок сот сотового блока второго слоя многослойной сотовой конструкции. В годном изделии на поверхности обшивки первого слоя в точках над центром сот второго слоя (сотового блока) механический импеданс принимает конкретные значения активной R и реактивной X составляющих (при измерениях по модельным годографам соответственно реактивной составляющей нагрузки X_n и коэффициента ν_n). В свою очередь механический импеданс на поверхности обшивки (первого слоя) над стенками сот второго слоя также будет иметь конкретные значения X_n и ν_n . При этом величины X_n над стенками сот будут больше, чем над центрами сот. Это объясняется тем, что жесткость поверхности изделия при точечном нагружении вдоль стенок сот будет выше из-за большего коэффициента жесткости подложки χ под обшивкой. Над центрами сот под обшивкой коэффициент χ будет иметь минимальное значение (формально нулевое), а величина энергетических потерь ν_n над центрами сот больше. В данных точках обшивка ближе к модели бесконечного тонкого листа, имеющего бесконечные энергетические потери, а значит должна возрастать доля активной составляющей R в выражении для механического импеданса. Таким образом, величина X_n колеблется (по модулю) от $X_{\min}$ (над центрами сот) до $X_{\max}$ (над стенками сот), а величина ν_n – соответственно от $\nu_{\min}$ (над стенками сот) до $\nu_{\max}$ (над центрами сот).

Методика определения глубины залегания дефектов в многослойных сотовых конструкциях из ПКМ по величине механического импеданса

В ВИАМ на основе ряда исследований [9–11] разработана методика [11] по оценке условного размера и дискретной глубины залегания дефектов при ручном неразрушающем контроле качества трех-, пяти- и семислойных сотовых конструкций из ПКМ акустическим импедансным методом с использованием серийных дефектоскопов без построения С-сканов.

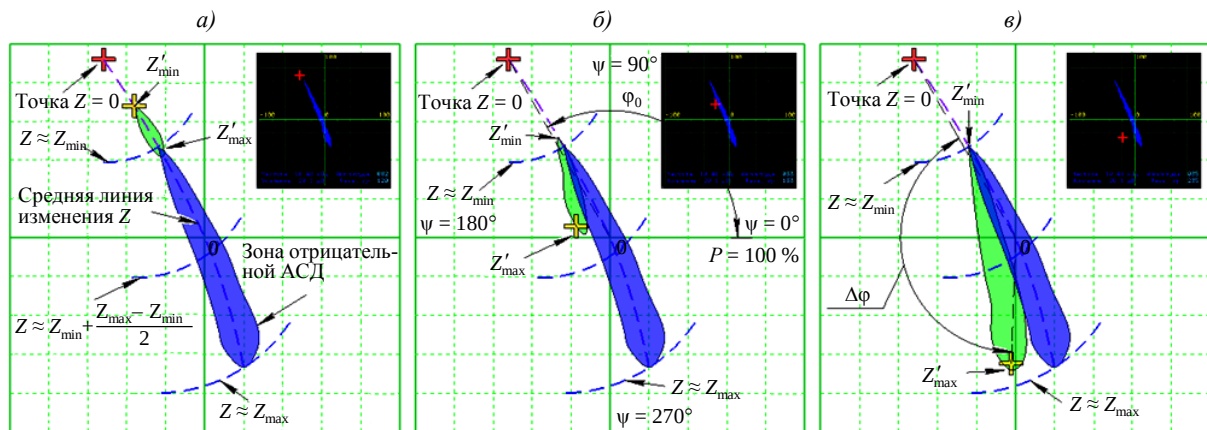


Рис. 2. Положение зоны настройки автоматической сигнализации дефекта для годного изделия и зон смещения маркера над дефектами под первым (а), вторым (б) и третьим (в) слоями многослойной сотовой конструкции

Методика предусматривает оценку нескольких численных и визуальных признаков, анализ которых в соответствии с таблицей и рис. 2 позволяет отнести глубину дефекта к одной из трех возможных дискретных глубин. Описанные критерии основаны в основном на визуальных признаках и не всегда могут трактоваться однозначно, поэтому результат существенно зависит от опыта и квалификации дефектоскописта. В отдельных случаях возможна ситуация, при которой ни один из трех наборов признаков не будет выполнен в полной мере, тогда дискретную глубину дефекта можно с рядом допущений принять равной той, для которой выполняется наибольшее число критериев в таблице. Если выбрать глубину по какой-либо причине невозможно – дефект признается непригодным для оценки по данному параметру, либо глубина принимается равной наибольшей величине из возможных.

Критерии и признаки для выбора дискретной глубины дефекта

Критерии и признаки	Дискретная глубина дефекта в слое		
	I (или между I и II)	II (или между II и III)	III (или между III и IV)
Величина $Z'_{\min}$	$< Z_{\min}$	$\leq Z_{\min}$	$\cong Z_{\min}$
Величина $Z'_{\max}$	$\cong Z_{\min}$	$\sim Z_{\min} + (0,1 - 0,5)(Z_{\max} - Z_{\min})$	$\sim Z_{\min} + (0,5 - 0,9)(Z_{\max} - Z_{\min})$
Плавное изменение величины механического импеданса при радиусном сканировании	Да	Нет	Нет
Отсутствие сигнализации дефекта над центрами сот слоя II	Нет	Нет	Да (при наличии)
Величина $\Delta\varphi$ для $Z'_{\max}$, градус	$\pm(0-10)$	$\pm(10-90)$	$\pm(90-180)$

Методика распространяется на двухсторонний ручной контроль многослойных сотовых конструкций как при производственном контроле деталей, так и при контроле эксплуатационных повреждений. В трехслойных конструкциях дефекты могут быть обнаружены в первом и втором слое, в пятислойных – в первом, втором и третьем, в семислойных – в первом, втором, третьем и четвертом слоях.

Начальная настройка производится по заводским инструкциям к прибору путем закрашивания на амплитудно-фазовой плоскости дефектоскопа отрицательной зоны АСД, которую часто называют зоной фрикционных шумов [11]. Следует в несколько итераций расположить центр закрашенной зоны АСД – приблизительно в центре координат с помощью функций центрирования и масштабирования. При этом по возможности следует обеспечить, чтобы нулевая точка (положение маркера на экране для датчика, не установленного на поверхность образца, – точка, в которой измеряемый дефектоскопом механический импеданс ($Z_n = 0$)) не выходила за пределы экрана дефектоскопа (рис. 2, а). Угол между направлением на нулевую точку и началом отсчета фазы ($\psi = 0$ градусов) и равен φ_0 .

Как было установлено ранее, точки на поверхности годной многослойной сотовой конструкции над центрами сот второго слоя расположены на амплитудно-фазовой плоскости дефектоскопа, т. е. ближе к точке $Z_n = 0$ и соответствуют минимальным значениям импеданса ($Z_n = Z_{\min}$), а точки над стенками сот расположены дальше всего от точки $Z_n = 0$ и соответствуют максимальным ($Z_n = Z_{\max}$) значениям механического импеданса (рис. 2, а). По мере увеличения внешней нагрузки, приложенной к датчику в соответствии с модельными годографами, маркер движется по относительно пологой изогнутой средней линии изменения величины Z_n – от точки $Z_n = 0$ через точку $Z_{\min}$ к точке $Z_{\max}$ (штриховая линия на рис. 2, а). В грубом приближении можно считать, что при смещении маркера от средней линии изменения величины Z_n по условной окружности, центром которой является точка $Z_n = 0$, реактивная составляющая механического импеданса остается приблизительно постоянной, но изменяется активная составляющая, т. е. изменяется величина коэффициента энергетических потерь ν_n . На амплитудно-фазовой плоскости следует умозрительно провести среднюю линию изменения параметра Z_n , линии минимума ($Z_n \approx Z_{\min}$) и максимума ($Z_n \approx Z_{\max}$), а также линию средней величины этого параметра ($Z_n \approx Z_{\min} + 0,5 (Z_{\max} - Z_{\min})$). После описанной подготовки производится измерение и оценка критериев из таблицы. По результатам оценки полученных критериев делается выбор в пользу одной из трех возможных дискретных глубин дефекта.

Оценка глубины залегания дефектов в многослойных сотовых конструкциях из ПКМ по величине механического импеданса с построением С-сканов

Описанная ранее методика дает достаточно хорошие результаты, однако требуется анализ положения маркера на амплитудно-фазовой плоскости, т. е. анализ по двум несвязанным параметрам. Такой подход сложно автоматизировать, а также записать двухпараметрические С-сканы. Возникает вопрос: возможно ли проводить такой анализ только по одному параметру, пусть и с частичной потерей точности? Так, зная общий вид модельной функции изменения механического импеданса, внешний вид зоны АСД для сотовых конструкций и характер отклонения маркера на амплитудно-фазовой плоскости от зоны АСД для дефектов, залегающих на различных глубинах, можно сказать, что это возможно. Более того, можно добиться информативных С-сканов и при записи только амплитуды или только фазы.

Очевидно, что для построения амплитудных С-сканов нужно добиться того, чтобы происходило изменение регистрируемой амплитуды по мере роста величины механического импеданса и перемещения маркера на экране дефектоскопа от зоны с минимальным значением импеданса ($Z_n = Z_{\min}$) к зоне с максимальными значениями

($Z_n = Z_{\max}$). Самое надежное решение – отцентрировать изображение на экране в точку, где $Z_n = 0$, тогда записанная амплитуда будет приблизительно равна 0, при $Z_n = Z_{\min}$ амплитуда будет иметь малое значение, а при $Z_n = Z_{\max}$ – соответственно, большое. Такой подход будет хорошо работать при наличии большой разницы между значениями импедансов над центрами сот и над стенками сот второго слоя. Это возможно при достаточно большом размере ячейки сот и малой толщине обшивки первого слоя. Зона АСД при этом будет узкой, длинной и достаточно прямой. Если из-за геометрического соотношения размера сот и толщины обшивки зона АСД будет иметь округлую форму (малую длину относительно ширины) – амплитудный способ построения С-сканов будет работать плохо.

Для построения фазовых С-сканов необходимо также добиться, чтобы происходило изменение регистрируемого сигнала по мере роста величины механического импеданса и перемещения маркера на экране дефектоскопа от зоны с минимальным значением импеданса ($Z_n = Z_{\min}$) к зоне с максимальными значениями ($Z_n = Z_{\max}$). В ряде случаев можно оставить центрирование в центре АСД. При этом измеренные величины углов фазы для $Z_{\min}$ и $Z_{\max}$ будут отличаться почти на 180 градусов, а для средних величин импеданса показания станут недостоверными. По этой причине эффективнее отцентрировать изображение на экране так, чтобы центр экрана находился приблизительно на линии средней величины Z_n ($Z_n \approx Z_{\min} + 0,5 (Z_{\max} - Z_{\min})$), но сбоку от АСД. При таком подходе колебание записываемой величины угла фазы составит ~90 градусов и будет иметь четкое соответствие: малый угол – малый импеданс, средний угол – средний импеданс, большой угол – большой импеданс.

Для подобной записи С-скана по одному параметру рассмотрим далее методику анализа данного изображения на основе ранее полученных знаний о взаимосвязи между глубиной залегания дефекта и величиной механического импеданса на поверхности над дефектом.

Для экспериментальной проверки методики оценки глубины залегания дефектов в многослойной сотовой конструкции из ПКМ по однопараметрическим С-сканам и отработки методических приемов определения глубины залегания дефектов изготовлен образец семислойной сотовой конструкции с искусственными дефектами как один из наиболее сложных типов объекта контроля (рис. 3). Образец представляет собой конструкцию с тремя слоями стеклопластикового сотового блока высотой по 10 мм, с размером ячейки 8 мм и четырьмя монолитными слоями углепластика (две обшивки толщиной 0,86 мм и две обшивки толщиной 1,2 мм). У образца большие ячейки сот и малая толщина обшивок. Теоретически должна быть получена большая разница в величине механического импеданса на поверхности изделия над центрами сот второго слоя и, соответственно, над стенками сот.

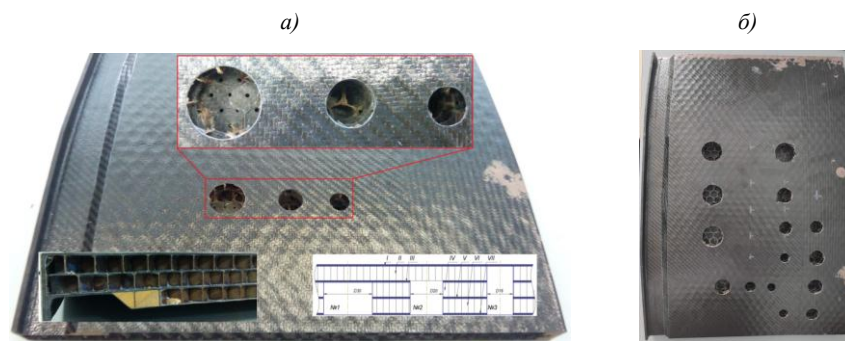


Рис. 3. Образец семислойной сотовой конструкции из ПКМ с искусственными дефектами

Для имитации расслоений и непрочных в качестве искусственных дефектов выбраны сквозные плоскодонные фрезерованные отверстия круглого сечения на различную глубину разного диаметра (16, 20, 25 и 30 мм). Схема искусственных дефектов, а также нумерация слоев (I, III, V, VII – монолитные слои (обшивки); II, IV, VI – сотоблоки) приведены на рис. 3, а. Помимо трех искусственных дефектов в данном образце имеется еще 12 аналогичных дефектов различных диаметров и глубины (рис. 3, б).

Разработанный в ВИАМ макет комплекса для автоматизированного контроля деталей из ПКМ применялся для сканирования поверхности образца датчиком с заданным шагом, скоростью и точностью [11]. Контроль производился модернизированным датчиком ПАДИ-7 и серийным датчиком ПАДИ-8. Датчики закреплялись в оправке, имеющей три степени свободы для компенсации локальных перекосов поверхности и обеспечения полного прижатия контактной площадки датчика.

С помощью специально созданного программного обеспечения производили запись показаний наиболее распространенного серийного импедансного дефектоскопа ДАМИ-С-09 по амплитуде и по фазе, а также запись координат на поверхности изделия, полученных от промышленного контроллера роботов. Полученные данные синхронизировали и объединяли в числовые массивы для С-сканов по амплитуде и по фазе. В дальнейшем С-сканы строили в программном обеспечении PTC MathCad и MS Excel.

Результаты и обсуждение

Для сравнения приведем результаты контроля искусственных дефектов с использованием полноценной методики, основанной на численном измерении механического импеданса с помощью моделирования датчика.

На рис. 4, а и б приведены С-сканы соответственно по реактивному импедансу и по полной величине механического импеданса ($Z_n = R_n + jX_n = v_n |X_n| + X_n$), амплитуда которого вычисляется как $Z_n = \sqrt{(v_n X_n)^2 + X_n^2}$. Дефекты обведены пунктиром в зонах срабатывания АСД.

Для имитирующего непрочных между слоями I и II (либо расслоение в слое I) дефекта № 3 выявлено уменьшение в центре дефекта реактивной составляющей механического импеданса по сравнению с минимальной величиной в годном изделии над центрами сот $Z_{\min}$ с равномерным круговым уменьшением этого параметра от краев дефекта к его центру (индикация стенок сот по величине импеданса в пределах дефекта отсутствует). Такие изменения, как равномерное концентрическое смещение измеряемого параметра в сторону $Z_n = 0$, должны легко отслеживаться по однопараметровому С-скану.

Для имитирующего непрочных между слоями II и III (либо повреждение сотоблока слоя II) дефекта № 2 зафиксирована картина величин импеданса на поверхности в полном соответствии с проведенным ранее анализом. Величины реактивного импеданса снизились, но не так сильно как над непрочным между слоями I и II. Наблюдается индикация в пределах дефекта от стенок сот второго слоя из-за вклада массы сотоблока, подвешенного под обшивкой слоя I в реактивную составляющую механического импеданса. Вдоль стенок, висящих под обшивкой, в зоне дефекта сот, ориентированных относительно радиально от центра дефекта к краям, наблюдается плавное снижение импеданса (до 40 %) на длине одной стенки с одновременным возрастанием параметра v_n приблизительно на 30 %. Такие дефекты должны хорошо различаться на однопараметровом С-скане по сохранению рисунка сот, но с существенным уменьшением величины механического импеданса над стенками сот.

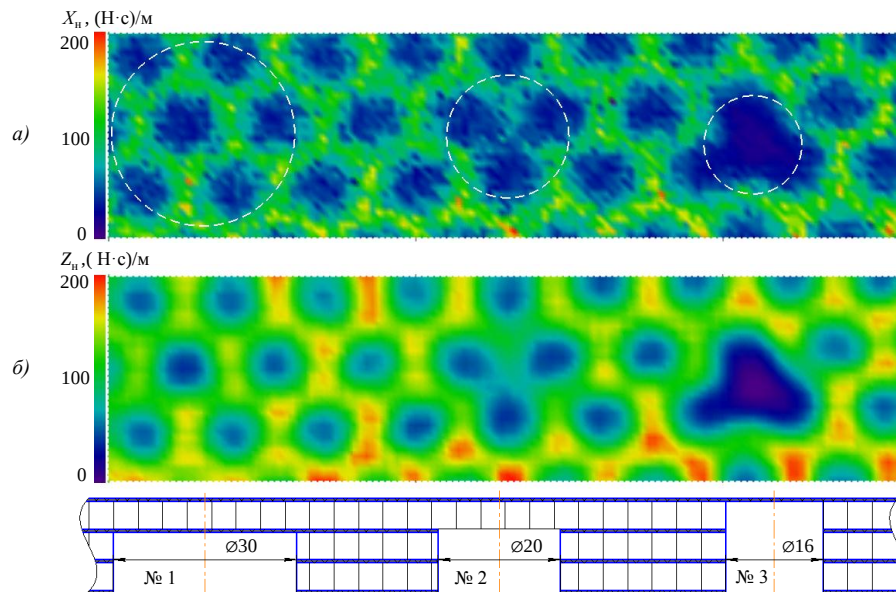


Рис. 4. С-сканы по реактивной составляющей (а; по модулю) и абсолютной величине механического импеданса в (Н·с)/м (б; с медианной фильтрацией)

Для имитирующего непрочной между слоями III и IV (либо расслоение в слое III) дефекта № 1 также зафиксирована картина величин механического импеданса в соответствии с анализом. Величины реактивного импеданса X_n , как видно на С-скане, незначительно уменьшились по сравнению с фоном (рис. 4, а). Над дефектом уменьшились величины коэффициента энергетических потерь ν_n , что привело к уменьшению абсолютных величин импеданса Z_n (рис. 5).

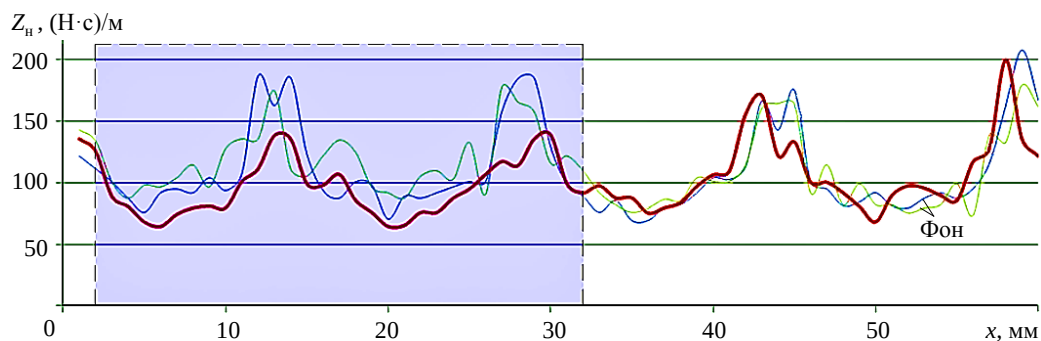


Рис. 5. Зависимость абсолютной величины механического импеданса Z_n от координаты вдоль сечения образца над дефектом № 1

На рис. 5 приведена абсолютная величина механического импеданса Z_n вдоль образца по образующей, проходящей над годной частью образца и над дефектом № 1 (зона величины импеданса над дефектом выделена цветом). Средние величины параметра Z_n над дефектом над центрами ячеек сот второго слоя укладываются в границы диапазона для годной конструкции. Зафиксировано снижение величин Z_n над стенками сот по сравнению с фоном. На С-скане по величине Z_n (рис. 4, б) наблюдается равномерное снижение импеданса в пределах дефекта (перепады в пределах одной стенки сот не более 10–15 %). Данный дефект, судя по всему, будет проблематично однозначно классифицировать по однопараметровому С-скану, поскольку положение маркера на амплитудно-фазовой плоскости над стенками сот над подобным дефектом очень близко

для годного изделия. Если при численном измерении механического импеданса и коэффициентов энергетических потерь подобное отличие хорошо фиксируется, то при однопараметровом контроле отличить годное изделие от дефектного будет сложно. Сложно также будет отличить такой дефект от расслоения под слоем II. Тем не менее такой дефект существует только в семислойных конструкциях, которые встречаются не очень часто.

Проверим методику на фазовом S -скане для датчика ПАДИ-8 с центровкой амплитудно-фазовой плоскости в центр АСД. Для приведения показаний дефектоскопа в полное соответствие с модельными годографами следует отцентровать амплитудно-фазовую плоскость в точку абсолютного нуля (рис. 6, б) сигнала (при отключенном датчике). По мере роста величины внешней нагрузки в соответствии с годографом маркер должен двигаться по относительно прямой линии от точки $Z_n = 0$ к точке начала координат с отклонением от данной линии в соответствии с величиной коэффициента энергетических потерь ν_n , что и наблюдается. На рис. 6, в приведена та же настройка, но с центровкой амплитудно-фазовой плоскости в центр АСД. На рис. 6, г–е приведены отклонения маркера от АСД над дефектами на разной глубине в полном соответствии с анализом.

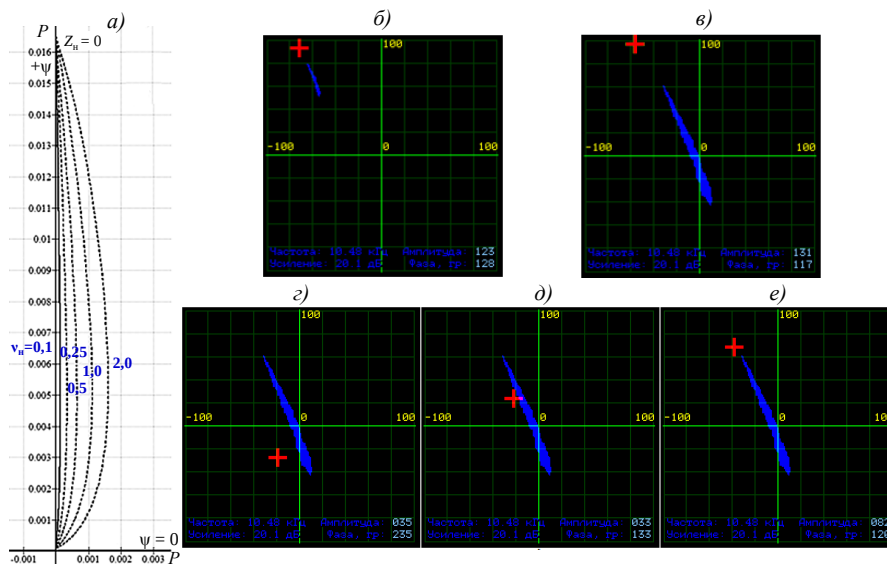


Рис. 6. Годографы при различных значениях ν_n , объединяющие зависимости $P(X_n, \nu_n)$ и $\psi(X_n, \nu_n)$ для датчика ПАДИ-8, для углепластика ВКУ-39 на частоте 10480 Гц (а) и положение маркера на экране в точке 0 (б, в) и над дефектами на различной глубине (г–е – от большей к меньшей)

На рис. 7 приведен S -скан с шагом 2 мм по поверхности образца по величине угла фазы. На S -скане измеренные величины фазы отображаются только для точек со срабатыванием АСД. Над дефектом № 3 наблюдается равномерное отклонение фазы в направлении точки $Z_n = 0$, что соответствует анализу. На S -скане над искусственным дефектом № 2 (хотя и не без труда) можно заметить рисунок сот с небольшим отклонением фазы, что в целом соответствует анализу. При расположении датчика над искусственным дефектом № 1 (в отличие от менее глубоких дефектов) величина механического импеданса над стенками сот визуально не на много меньше значения $X_{\min}$, а отклонение фазы от направления на точку $Z_n = 0$ на S -скане становится максимальным. Точки $X_{\min}$ над центрами сот второго слоя не дают срабатывания АСД, что тоже предсказывается анализом. Можно сделать вывод, что различение глубины залегания дефектов возможно, но недостаточно однозначно и достоверно.

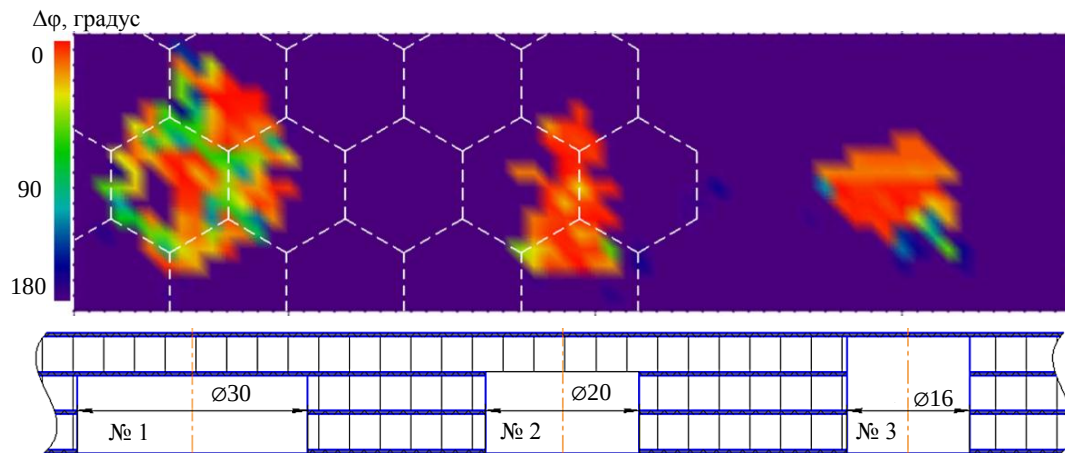


Рис. 7. С-скан по фазовому смещению при начале координат в центре автоматической сигнализации дефекта при контроле датчиком ПАДИ-8 на частоте 10480 Гц

На рис. 8, *а* приведен С-скан при контроле датчиком ПАДИ-7 по фазе с центровкой экрана дефектоскопа на средней линии импеданса сбоку от АСД так, чтобы диапазон измеряемых углов уложился в 90 градусов. Над дефектом № 3 легко просматривается исчезновение индикации от стенок сот и плавное concentрическое смещение измеряемого параметра в направлении нулевой точки. Над дефектом № 2 заметно нарушение рисунка стенок сот при сравнении с фоновым рисунком для годного изделия, при этом индикация стенок сот имеет малое и среднее отклонение от нулевой точки. Над дефектом № 1 наблюдается индикация, схожая с дефектом № 2, но с большим отклонением фазы в сторону больших значений импедансов. Глубина залегания дефекта № 3 определяется однозначно, а глубину залегания дефектов № 2 и № 1 достоверно отличить друг от друга сложно, но легко отличить от глубины залегания дефекта № 3. Поэтому применение методики для семислойных конструкций может иметь ограничения в зависимости от детали. Различение дефектов № 2 и № 1 возможно в случае, если будет фиксироваться отсутствие срабатывания АСД над центрами сот в пределах дефекта, тогда можно будет сделать вывод, что это дефект № 1.

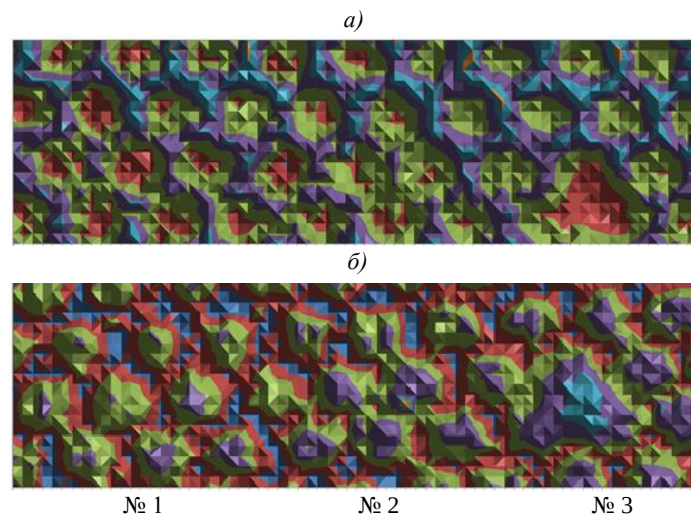


Рис. 8. С-сканы дефектов № 1–№ 3 по фазовому смещению с центровкой сбоку от автоматической сигнализации дефекта (*а*) и по амплитуде с центровкой в нулевую точку (*б*) при контроле датчиком ПАДИ-7

На рис. 8, б приведен С-скан при контроле датчиком ПАДИ-7 по амплитуде с центровкой экрана дефектоскопа в нулевой точке $Z_n = 0$. Выводы по точности оценки глубины те же, что и для оценки по фазе.

Дефекты № 1–№ 3 имеют минимальные надежно выявляемые размеры по выявляемости для своих слоев. Проверим работоспособность методики на более крупных дефектах. В том же образце изготовлены дополнительные дефекты. Дефект № 4 имитирует отслоение обшивки I от сотоблока II (аналогичен дефекту № 3) диаметром 30 мм. Дефекты № 5 и № 6 имитируют отслоение сотоблока II от слоя III (аналогичны дефекту № 2) диаметрами 30 и 25 мм соответственно.

На рис. 9 приведен С-скан при контроле датчиком ПАДИ-7 по фазе с центровкой экрана дефектоскопа на средней линии импеданса сбоку от АСД так, чтобы диапазон измеряемых углов уложился в 90 градусов. Над дефектом № 4, как и должно быть, легко просматриваются исчезновение индикации от стенок сот и плавное concentрическое смещение измеряемого параметра в направлении нулевой точки. Над дефектами № 5 и № 6 заметно нарушение рисунка стенок сот при сравнении с фоновым рисунком для годного изделия, при этом имеется индикация стенок сот с малым и средним отклонением от нулевой точки. Можно заметить, что по С-скану расслоение над дефектом № 6 больше, чем над дефектом № 5, несмотря на то, что дефект № 6 имеет меньший диаметр фрезерования. Осмотр показал, что действительно сотоблок слоя II в дефекте № 6 значительно разрушен (судя по всему из-за ошибок при механической обработке) вглубь от зоны фрезеровки и реальное расслоение имеет больший размер, чем диаметр фрезерования.

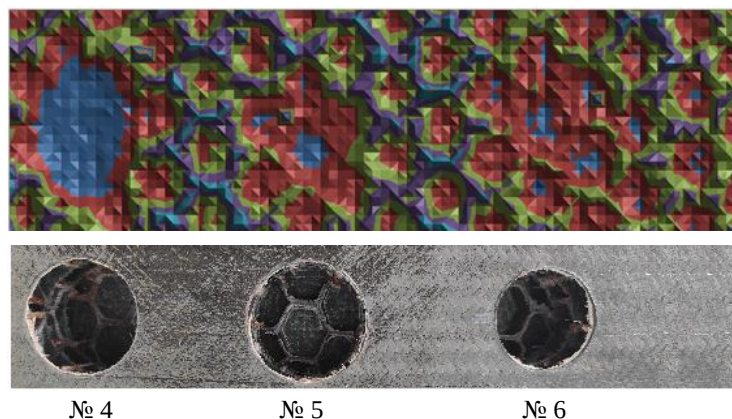


Рис. 9. С-скан по фазовому смещению при контроле крупных дефектов № 4–№ 6 датчиком ПАДИ-7

Признаки для классификации глубины легко определяются визуально. Как и планировалось, оценка дискретной глубины дефектов в соответствии с разработанной методикой проведена успешно и не требует высокой квалификации дефектоскописта.

Заключения

Разработана методика определения дискретной глубины дефекта по слоям в трех-, пяти- и семислойных сотовых конструкциях при контроле серийными импедансными дефектоскопами с построением простых С-сканов по одному параметру: амплитуде или фазе. Работоспособность методики и легкость визуальной трактовки результатов подтверждены экспериментально.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // *Тенденции и ориентиры инновационного развития России*. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Кудинов И.И., Головков А.Н., Генералов А.С., Князев А.В. Оценка вероятности выявления эксплуатационных дефектов в деталях авиационной техники из жаропрочных сплавов с использованием дефектоскопических жидкостей отечественного и зарубежного производства // *Дефектоскопия*. 2021. № 1. С. 64–71. DOI: 10.31857/S0130308221010073.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения // *Защита и безопасность*. 2014. № 4. С. 28–29.
5. Мурашов В.В. Контроль и диагностика многослойных конструкций из полимерных композиционных материалов акустическими методами. М.: Спектр, 2016. 244 с.
6. Неразрушающий контроль: справочник в 7 т. / под общ. ред. В.В. Клюева. М.: Машиностроение, 2004. Т. 3: Ультразвуковой контроль / И.Н. Ермолов, Ю.В. Ланге. 864 с.
7. Мурашов В.В., Генералов А.С. Контроль многослойных клееных конструкций низкочастотными акустическими методами // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № 2. С. 59–67. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-59-67.
8. Мурашов В.В. Исследование и совершенствование акустических низкочастотных методов контроля изделий из слоистых пластиков и многослойных клееных конструкций // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 4 (53). С. 87–93. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-87-93.
9. Шершак П.В., Яковлев Н.О., Шокин Г.И., Куцевич К.Е., Попкова Е.А. Метод оценки и факторы, влияющие на качество склеивания обшивки с сотовым наполнителем в конструкциях пола и интерьера воздушных судов // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
10. Чертищев В.Ю., Бойчук А.С., Диков И.А., Яковлева С.И., Генералов А.С. Определение глубины залегания дефектов в многослойных конструкциях из ПКМ акустическими методами по величине механического импеданса // *Дефектоскопия*. 2018. № 8. С. 21–34. DOI: 10.1134/50130308218080031.
11. Чертищев В.Ю., Оспенникова О.Г., Бойчук А.С., Диков И.А., Генералов А.С. Определение размера и глубины залегания дефектов в многослойных сотовых конструкциях из ПКМ по величине механического импеданса // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 72–94. DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-72-94.
12. Стариковский Г.П., Жовнер П.Б. Неразрушающий контроль трехслойных интегральных конструкций из полимерных композиционных материалов // *Контроль. Диагностика*. 2012. № 6. С. 58–62.
13. Nondestructive Evaluation System Reliability Assessment: Handbook. Military and Government Specs & Standards (Naval Publications and Form Center), 2009. 171 p.
14. Краснов И.С., Ложкова Д.С., Далин М.А. Оценка дефектности заготовок из титановых сплавов для вероятностного расчета риска разрушения дисков газотурбинных двигателей в эксплуатации // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.06.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
15. Ланге Ю.В. Акустические низкочастотные методы и средства неразрушающего контроля многослойных конструкций. М.: Машиностроение, 1991. 272 с.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N. The key problem is materials. *Trends and guidelines for Russia's innovative development*. Moscow: VIAM, 2015, pp. 458–464.

3. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Kudinov I.I., Golovkov A.N., Generalov A.S., Knyazev A.V. Estimation of the probability of detecting operational defects in aircraft parts made of heat-resistant alloys using domestic and foreign flaw detection liquids. *Defektoskopiya*, 2021, no. 1, pp. 64–71. DOI: 10.31857/S0130308221010073.
4. Kablov E.N. New generation materials. *Zashchita i bezopasnost*, 2014, no. 4, pp. 28–29.
5. Murashov V.V. *Control and diagnostics of multilayer structures made of polymer composite materials by acoustic methods*. Moscow: Spektr, 2016, 244 p.
6. *Non-destructive testing: a reference book in 7 vols.* General ed. V.V. Klyuev. Moscow: Mashinostroenie, 2004, vol. 3: Ultrasonic testing. Ed. I.N. Ermolov, Yu.V. Lange, 864 p.
7. Murashov V.V., Generalov A.S. Control of multilayer adhesive structures operating in severe climatic condition. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. 2, pp. 59–67. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-59-67.
8. Murashov V.V. Research and improvement of acoustic low-frequency control methods of products from layered plastics and multilayered glued of constructions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 87–93. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-87-93.
9. Shershak P.V., Yakovlev N.O., Shokin G.I., Kutsevich K.E., Popkova E.A. Evaluation method and factors influencing the bonding quality between face and honey-comb cores in floor and interior aircraft panels. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
10. Chertishchev V.Yu., Boychuk A.S., Dikov I.A., Yakovleva S.I., Generalov A.S. Determination of the Defect Depth in Multilayer PCM Structures by Acoustic Methods Based on the Mechanical Impedance. *Defektoskopiya*, 2018, no. 8, pp. 21–34. DOI: 10.1134/50130308218080031.
11. Chertishchev V.Yu., Ospennikova O.G., Boichuk A.S., Dikov I.A., Generalov A.S. Determination of the size and depth of defects in multilayer PCM honeycomb structures based on the mechanical impedance value. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 72–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-72-94.
12. Starikovskiy G.P., Zhovner P.B. Non-destructive testing of three-layer integral structures made of polymer composite materials. *Kontrol. Diagnostika*, 2012, no. 6, pp. 58–62.
13. *Nondestructive Evaluation System Reliability Assessment: Handbook*. Military and Government Specs & Standards (Naval Publications and Form Center), 2009, 171 p.
14. Krasnov I.S., Lozhkova D.S., Dalin M.A. Evaluation of deficiency of titanium alloy forgings for probabilistic calculation of gas turbine engine disks fracture risk. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 12. Available at: <https://journal.viam.ru> (accessed: June 01, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
15. Lange Yu.V. *Acoustic low-frequency methods and means of non-destructive testing of multilayer structures*. Moscow: Mashinostroenie, 1991, 272 p.

Информация об авторах

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

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

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

Горбовец Михаил Александрович, начальник Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Mikhail A. Gorbovets, Head of Testing Center, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 20.07.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.08.2022.
The article was submitted 20.07.2022; approved and accepted for publication after reviewing 22.08.2022.

Научная статья

УДК 579.26:678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-121-134

ВЛИЯНИЕ ПРИСУТСТВИЯ ТОКСИЧНЫХ ДОБАВОК В СОСТАВЕ ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА НА ПРОЦЕССЫ ЕГО БИОДЕСТРУКЦИИ В МОРСКОЙ ВОДЕ

А.Б. Лаптев¹, В.Г. Железняк¹, Т.П. Турова², Д.Ш. Соколова², Т.Н. Назина²

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

²Институт микробиологии им. С.Н. Виноградского, ФИЦ Биотехнологии РАН, Москва, Россия; info@fbras.ru

Аннотация. Проведена экспозиция в течение 60 сут образцов отвержденной полиэфирной смолы с добавлением токсичных оксидов металлов и целлюлозы (контрольный образец) в морской воде Геленджикской бухты Черного моря. Показано, что эукариотные диатомовые водоросли, а также прокариотные сине-зеленые водоросли (цианобактерии) были наиболее многочисленными членами сообществ, заселяющих поверхности образцов. Методом секвенирования V4 региона гена 16S рРНК прокариот и биоинформатического анализа этих результатов показано, что в обрастаниях на образцах с оксидами хрома, свинца, цинка и титана возрастала доля бактерий, устойчивых к этим металлам, тогда как бактерии, потенциально способные деградировать полиэфирные смолы, составляли минорную часть сообществ.

Ключевые слова: полиэфирная смола, бактерии, биодеструкция, токсичность, оксиды металлов, высокопроизводительное секвенирование, ген 16S рРНК, биоинформатический анализ

Для цитирования: Лаптев А.Б., Железняк В.Г., Турова Т.П., Соколова Д.Ш., Назина Т.Н. Влияние присутствия токсичных добавок в составе полимерного материала на процессы его биодеструкции в морской воде // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-121-134.

Scientific article

THE EFFECT OF THE PRESENCE OF TOXIC ADDITIVES IN THE POLYMER MATERIAL ON THE PROCESSES OF ITS BIODEGRADATION IN SEAWATER

A.B. Laptev¹, V.G. Zheleznyak¹, T.P. Tourova², D.Sh. Sokolova², T.N. Nazina²

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

²Winogradsky Institute of Microbiology, Research Center of Biotechnology, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia; info@fbras.ru

Abstract. The exposition of samples of cured polyester resin with the addition of metal oxides and cellulose (control sample) in the seawater of the Gelendzhik Bay of the Black Sea was carried out for 60 days. It was shown that eukaryotic diatoms, as well as prokaryotic blue-green algae (cyanobacteria) were the most numerous members of communities inhabiting the surfaces of samples. By sequencing the V4 region of the prokaryotic 16S rRNA gene and bioinformatic analysis of these results, it was shown that in fouling on samples with chromium, lead, zinc, and titanium oxides, the proportion of bacteria resistant to these metals increased, while bacteria potentially capable of degrading polyester resins formed a minor part of the communities.

Keywords: polyester resin, bacteria, biodegradation, toxicity, metal oxides, high-throughput sequencing, 16S rRNA gene, bioinformatic analysis

For citation: Laptev A.B., Zheleznyak V.G., Tourova T.P., Sokolova D.Sh., Nazina T.N. The effect of the presence of toxic additives in the polymer material on the processes of its biodegradation in seawater. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-121-134.

Введение

В последние десятилетия разработаны материалы, максимально стойкие к воздействию агрессивных сред, что предполагает насущную необходимость создания способов их утилизации с минимальным ущербом для окружающей среды [1].

Устойчивость полимерных материалов к биодеструкции зависит от различных факторов: шероховатости поверхности, химической структуры и физического состояния полимеров, а также физико-химических условий среды, в которой они эксплуатируются [2–4]. Полимеры с гидролизуемыми химическими связями в основной цепи, такие как полиэтилентерефталат, более подвержены биодegradации [5], чем такие, как полистирол, в структуре которого отсутствуют гидролизуемые функциональные группы [6].

В морской воде на поверхности материалов неизбежно формируются обрастания (микробные биопленки). Биопленки усиливают микробную активность, защищают микроорганизмы от ультрафиолета, радиации, высокой солености, тяжелых металлов и антибиотиков [7, 8]. Однако пока отсутствует понимание, чем в большей степени определяется состав формирующихся биопленок – физико-химическими факторами и микрофлорой окружающей водной среды или свойствами экспонируемых материалов. Имеющиеся в научно-технической литературе данные, полученные в результате изучения биопленок, развивающихся на различных материалах в водных средах, пока не позволяют однозначно ответить на этот вопрос. В частности, установлено, что микробные скопления на пластике и стекле формируются не в зависимости от поверхностных свойств материала, а под влиянием места экспозиции и сезонности [9, 10].

В предыдущих работах авторами показано заметное влияние характера водной среды обитания на состав микробных сообществ обрастаний [11].

Полиэфирные смолы широко производят в виде полимерных композиционных материалов для изготовления корпусов легких судов, биев и других изделий. Такие изделия из полиэфирной смолы длительно контактируют с морской водой и морской микрофлорой, поэтому обеспечение их длительной работоспособности при воздействии влаги и микроорганизмов является актуальной задачей.

Цель данной работы – определение состава бактериальных сообществ обрастаний на образцах отвержденной полиэфирной смолы, содержащей наполнители в виде оксидов металлов различной токсичности, в морской воде Геленджикской бухты Черного моря.

Материалы и методы

Образцы изготовлены из прозрачной полиэфирной смолы для литья марки Norsodyne O 12335 AL, отвержденной отвердителем Бутанокс М50. Для смазки формы использовали восковую разделительную спрей-смазку марки Вс-М. Добавляли наполнители в количестве 10 % (по массе) (рис. 1, а). Образцы размещали на литорали побережья Черного моря в районе г. Геленджика (рис. 1, б). На основании проведенных экспериментов установлено, что заметное обрастание образцов происходило только после 15 сут экспозиции, а полное обрастание – после 60 сут. Поэтому образцы для анализа снимали через 60 сут экспозиции в августе 2020 г. (рис. 1, в). Ионный состав морской воды в месте экспонирования приведен в табл. 1.

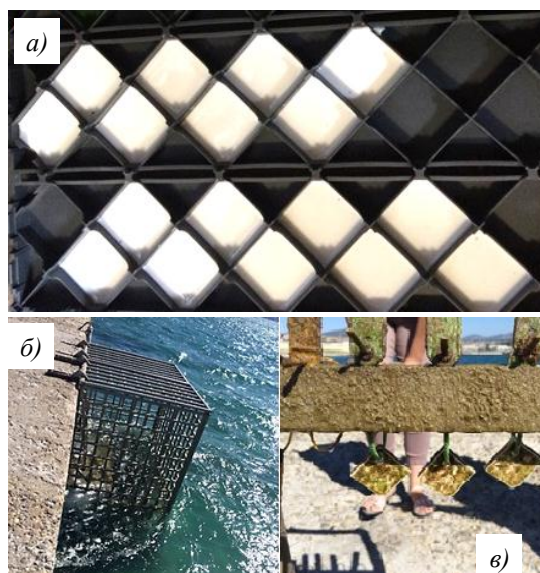


Рис. 1. Подготовка и экспозиция образцов: *а* – образцы полиэфирной смолы с добавлением соединений металлов различной токсичности в форме для отливки; *б* – экспозиция образцов в морской воде; *в* – внешний вид образцов после окончания экспозиции в Черном море

Таблица 1

**Ионный состав морской воды в точке экспонирования
(средние значения и диапазоны полученных значений за период экспозиции образцов)**

Катионы, мг/л			Анионы, мг/л	
K^+	Na^+	Mg^{2+}	Cl^-	SO_4^{2-}
<u>65–170</u> 130	<u>2608–5058</u> 4052	<u>282–622</u> 500	<u>5918–10890</u> 9396	<u>856–1487</u> 1277

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

Методы анализа состава прокариот в обрастаниях на полимерных материалах

Состав микробных сообществ определяли путем синтеза ампликонов гена 16S рРНК прокариотических организмов и последующей биоинформатической обработки полученных данных. Ампликоны гена 16S рРНК получали путем полимеразной цепной реакции с использованием препаратов тотальной дезоксирибонуклеиновой кислоты (ДНК), выделенной из микробных обрастаний на анализируемых образцах.

Выделение ДНК из образцов (фильтров) осуществляли с использованием коммерческого набора для выделения ДНК FastDNA Spin Kit (фирма MP Bio, США) в соответствии с инструкцией производителя. Соотношение OD 260/280 в полученном препарате ДНК – не менее 1,8. Измерение массовой концентрации ДНК осуществляли флуориметрическим методом. Соотношение OD 260/280 (отношение значения оптической плотности при длине волны пропускаемого света 260 нм к значению оптической плотности при длине волны пропускаемого света 280 нм) измеряли с использованием спектрофотометра. Далее полученный препарат ДНК использовали для амплификации V4 участка гена 16S рРНК путем полимеразной цепной реакции. Получаемые при этом ампликоны за счет наличия на 5'-концах праймеров технических последовательностей могут быть после очистки секвенированы на платформе Illumina MiSeq. Технические последовательности включали в себя адапторы Illumina, сайты посадки секвенирующих праймеров, баркоды и спейсеры гетерогенности. Очистку ампликонов осуществляли путем препаративного агарозного гель-электрофореза и последующего использования стандартных наборов реактивов для очистки ампликонов из агарозного геля и

реакционных смесей со стандартными спин-колонками в соответствии с рекомендациями производителей наборов. Очищенные и готовые для секвенирования ампликоны подготавливали для секвенирования на платформе Illumina MiSeq в соответствии с рекомендациями производителя.

Приготовление библиотек гена 16S рПНК

для высокопроизводительного секвенирования на системе Illumina MiSeq

Библиотеки гена 16S рПНК для высокопроизводительного секвенирования на системе Illumina MiSeq приготовлены по схеме, описанной в статье [12]. Для получения ампликонов V4 использовали следующую систему праймеров: прямой праймер 5' Illumina Linker Sequence (Index 1, Heterogeneity Spacer) [13] и 515F праймерной последовательности [14]; обратный праймер 3' Illumina Linker Sequence (Index 2, Heterogeneity Spacer) и Pro-mod-805R праймерной последовательности [15] соответственно.

Высокопроизводительное секвенирование библиотек гена 16S рПНК и первичная обработка полученных данных

Высокопроизводительное секвенирование полученных на предыдущей стадии библиотек выполняли с использованием набора реагентов MiSeq Reagent Micro Kit v2 (300-cycles) MS-103-1002 (компания Illumina, США) на секвенаторе MiSeq (компания Illumina, США) в соответствии с инструкцией производителя. Предварительная биоинформатическая обработка заключалась в объединении прямых и обратных прочтений, фильтрации последовательностей с низкими показателями достоверности прочтения отдельных нуклеотидов, фильтрации химерных последовательностей, распределении прочтений по образцам на основании последовательностей баркодов и удалении технических последовательностей (в том числе и праймерных последовательностей на V4 фрагмент гена 16S рПНК). Затем полученные последовательности распределяли по операционным таксономическим единицам (ОТЕ) с уровнем сходства последовательностей >97 %. Полученные ОТЕ биоинформатическим путем идентифицировали на основании базы данных Silva. Относительное количество прочтений, входящих в ту или иную ОТЕ, соответствует относительной представленности данного таксона микроорганизмов в исследуемом микробном сообществе [16–18].

Библиотеки фрагментов гена 16S рПНК из микробных образцов на образцах смолы с наполнителями, полученные в результате высокопроизводительного секвенирования, депонированы в NCBI SRA биопроект PRJNA856151.

Результаты и обсуждение

Статистический анализ разнообразия микроорганизмов в образцах на образцах полиэфирной смолы с наполнителями

В результате высокопроизводительного секвенирования V4 региона гена 16S рПНК прокариот получено шесть библиотек, содержащих 171049 прочтений (ридов), из которых сформировано 12180 ОТЕ (филотипа) с уровнем сходства последовательностей $\geq 97\%$ (табл. 2).

Уровень покрытия для всех библиотек был относительно невысоким и составлял от 80 до 87 %, что свидетельствовало о том, что максимальная репрезентативность библиотек не была достигнута. Этому заключению соответствовали и высокие значения индекса Чао 1. Однако такой уровень покрытия позволяет достаточно достоверно количественно выявлять все доминирующие таксоны микроорганизмов.

Индекс разнообразия Шеннона–Уивера оказался заметно выше для контрольного образца с целлюлозой и образцов с титаном, чем для образцов с цинком, хромом и

свинцом. Индекс Бергера–Паркера, наоборот, был более низким для образцов с целлюлозой и титаном по сравнению с образцами с цинком, хромом и свинцом, что свидетельствовало о более высоком разнообразии микроорганизмов, т. е. добавление ZnO , PbO_2 и Cr_2O_3 к полимерам способствовало снижению разнообразия микроорганизмов в биообрастаниях на этих полимерах.

Таблица 2

**Индексы разнообразия генов 16S рРНК бактерий в обрастаниях
на образцах полиэфирной смолы с наполнителями**

Параметры	Библиотеки фрагментов гена 16S рРНК					
	VIAM1L20	VIAM2L20	VIAM3L20	VIAM4L20	VIAM6L20	VIAM7L20
Количество сиквенсов (ридов)	24484	27878	30993	26329	31486	29879
Количество ОТЕ*	3241	3166	3901	3918	4229	3439
Покрывание по Good, %	83	87	83	80	83	87
Индекс Chao 1	7545	7918	9425	10274	10265	8459
Индекс разнообразия Шеннона–Уивера (H)	6,29	5,26	5,78	6,43	6,51	5,83
Индекс доминирования Бергера–Паркера (D)	0,03	0,20	0,25	0,04	0,04	0,13
* Общее количество ОТЕ в библиотеках меньше суммы ОТЕ в каждой библиотеке, потому что значительное количество ОТЕ являются общими для части или всех библиотек.						

Группирование библиотек на уровне ОТЕ методом главных компонент (рис. 2) показало обособленное положение контрольного образца с целлюлозой, а также отдаленное положение двух образцов с титаном от группы образцов смол с цинком, хромом и свинцом.

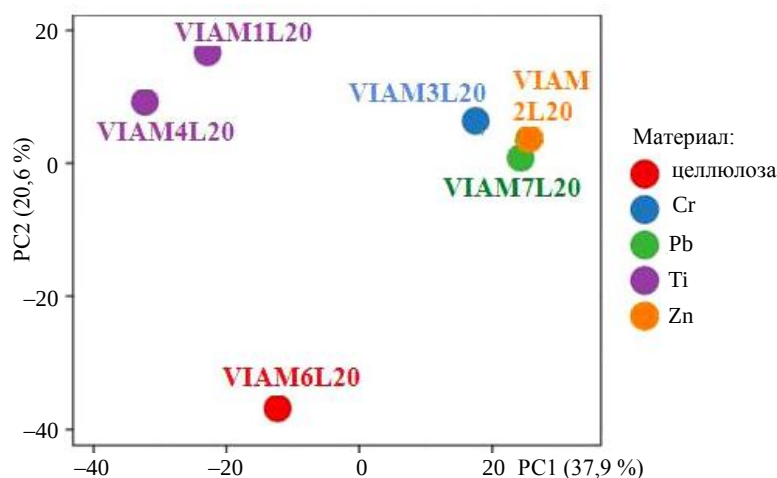


Рис. 2. График группирования таксономических единиц (ОТЕ) в библиотеках фрагментов генов бактерий и грибов по материалу наполнения образцов – титан (Ti), цинк (Zn), хром (Cr), свинец (Pb) и древесные опилки (целлюлоза), полученный методом главных компонент PC1 и PC2 (Principal Components Analysis – PCA) с использованием параметра разложения по сингулярным значениям в программе ClustVis

*Таксономический состав микроорганизмов в обрастаниях
на образцах полиэфирной смолы с наполнителями*

Состав высших таксонов бактерий сходен для всех анализируемых библиотек, при этом представленными в библиотеках и доминирующими в большинстве из них были последовательности бактерий филумов/классов *Alphaproteobacteria*,

Gammaproteobacteria, *Bacteroidota*, хлоропластов эукариотных диатомовых водорослей (*Bacillariophyta*), *Actinomycetota* и *Cyanobacteria* (прокариотных сине-зеленых водорослей) (рис. 3). Однако наблюдались заметные количественные изменения в составе доминирующих высших таксонов, связанные с природой материала наполнителя.

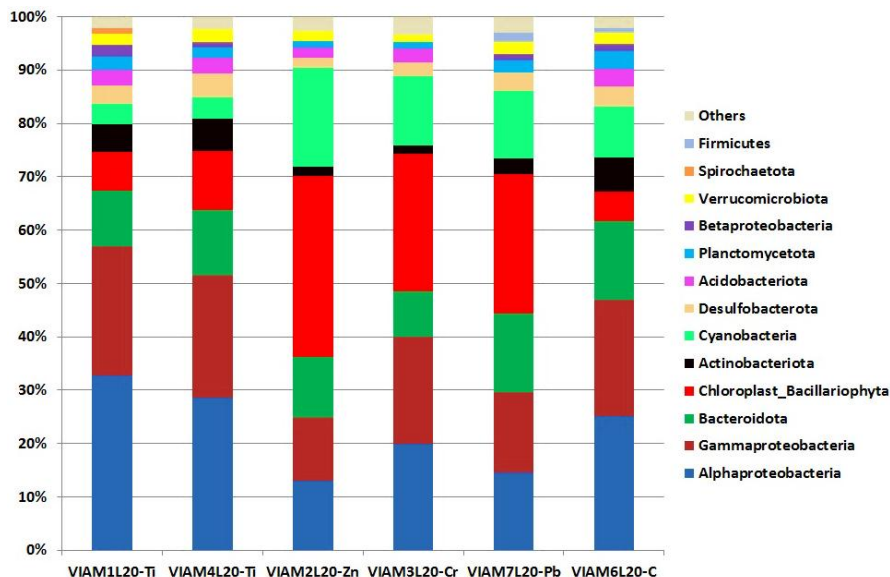


Рис. 3. Относительная доля фрагментов гена 16S рРНК бактерий на уровне филумов/классов в библиотеках из обрастаний на образцах полиэфирной смолы с различными токсичными наполнителями и целлюлозой (С), экспонированных в морской воде. Представлены таксоны, составляющие не менее 1 % в каждой библиотеке

Для библиотек контрольного образца с древесными опилками и с оксидом титана характерно преобладание бактерий класса *Alphaproteobacteria* (24,2–32,7 %), среди которых много представителей типичной морской микрофлоры. Различием в этой группе было более низкое содержание в Ti-библиотеках цианобактерий (3,8–4,0 %) по сравнению с библиотекой контрольного образца (9,6 %). В то же время в библиотеках обрастаний на образцах смолы с оксидами цинка, хрома и свинца доля *Alphaproteobacteria* была заметно меньше (13,0–20,0 %), при этом преобладали хлоропласты *Bacillariophyta* (25,7–34,0 %) и цианобактерии (12,6–18,4 %). Таким образом, основным компонентом обрастаний на поверхностях образцов с цинком, хромом и свинцом были фотоавтотрофные эу- и прокариотные микроорганизмы, выделяющие кислород.

В результате последующей классификации ОТЕ в общем составе шести библиотек фрагментов гена 16S рРНК выявлены представители 512 родов бактерий, включая неидентифицированные цианобактерии, а также хлоропласты эукариотных диатомовых водорослей *Bacillariophyta*. На рис. 3 приведены преобладающие таксоны родового уровня, последовательности которых составляли не менее 1 % прочтений в каждой библиотеке. В библиотеке контрольного образца с целлюлозой представлено 17 доминирующих родов, среди которых преобладали неидентифицированные цианобактерии (8,2 %) и бактерии рода *Fulvivirga* (филум *Bacteroidota*) (3,0 %); хлоропласты *Bacillariophyta* составляли 5,4 %. Бактерии остальных родов составляли от 1 до 2,5 % каждый от общего состава библиотеки. Похожий уровень разнообразия родов бактерий представлен в обеих библиотеках с титановым наполнителем (по 24 рода), в которых преобладали хлоропласты *Bacillariophyta* (7,3–11,1 %), а филоциты

бактерий составляли от 1 до 2,9 % от общего состава каждой из библиотек. Набор доминирующих родов был похожим для обеих Ti-библиотек и их контроля, но при этом обогащен представителями типичной морской микрофлоры, что свидетельствовало о незначительном влиянии на него (набор) материала образцов и наполнителей в виде целлюлозы и оксида титана.

В то же время состав доминирующих родов в библиотеках с оксидами хрома, свинца и цинка гораздо менее разнообразен, чем вышеприведенные, которые содержали всего 6 родов для образца смолы с оксидом цинка и по 8 родов для образцов с оксидами хрома и свинца. В составе этих библиотек выявлено подавляющее преобладание хлоропластов эукариот *Bacillariophyta* (25,5–33,7 %) и неидентифицированных цианобактерий (11,5–16,2 %), а остальные рода составляли от 1,0 до 4,0 %. Редуцированный состав микробных сообществ на образцах полиэфирных смол с оксидами цинка, хрома и свинца, по-видимому, связан с токсичностью этих наполнителей для микрофлоры обрастаний.

Сопоставление токсичности оксидов металлов в исследуемых образцах полимерной смолы

При создании авиационной и морской техники используется большое количество материалов и металлических сплавов: сталь, хромоникелевые, алюминиевые, титановые и цинксоодержащие сплавы. Все эти металлы имеют различную токсичность по отношению к живым организмам. В табл. 3 приведены сравнительные данные о токсичности наполнителей, использованных в данном исследовании, согласно Гигиеническими нормативами СанПиН 1.2.3685–21 «Предельно допустимые концентрации (ПДК) вредных веществ в воздухе рабочей зоны». Как видно из данных табл. 3, наиболее опасными являются оксиды хрома и свинца, менее опасным – оксид цинка, а малоопасным – оксид титана. Однако эти нормативы получены на опытах с мелкими животными и рыбами, и для бактерий могут быть использованы только как справочный материал.

Таблица 3

Токсичность наполнителей

Наполнитель	Величина ПДК, мг/м*	Класс опасности**	Особенности действия на организм
Оксид цинка	1,5/0,5	2	–
Свинец и его неорганические соединения/по свинцу	–/0,05	1	–
Триоксид хрома (VI)	0,03/0,01	1	Промышленные канцерогены
Диоксид титана	–/10	4	Аэрозоли преимущественно фиброгенного действия
* Одно значение гигиенического норматива, приведенное в графе, соответствует максимальной разовой предельно допустимой концентрации вещества в воздухе рабочей зоны (ПДК м. р.); если приведено два значения гигиенических нормативов, то это означает, что в числителе стоит значение максимальной разовой (м. р.) предельно допустимой концентрации (ПДК м. р.), а в знаменателе – среднесменной предельно допустимой концентрации (ПДК с. с.). ** Химические вещества по величине гигиенических нормативов разделены на четыре класса опасности: 1 класс – чрезвычайно опасные; 2 класс – высокоопасные; 3 класс – умеренно опасные; 4 класс – малоопасные.			

В настоящее время ведутся активные исследования в области устойчивости микроорганизмов к тяжелым металлам. Известно, что значительный бактерицидный эффект может дать взаимодействие оксида титана с ультрафиолетовым облучением, в результате которого образуются свободные радикалы, разрушающие клетки патогенных микроорганизмов [19, 20]. Однако в составе образца полиэфирной смолы, глубоко погруженного в морскую воду, такой эффект вряд ли возможен. С этим согласуется

обнаруженное авторами на поверхности образца с титановым наполнителем таксономически разнообразное микробное обрастание (рис. 4, а, б), сравнимое с контрольным образцом с древесными опилками (рис. 4, е). Это свидетельствует о низкой токсичности оксида титана в образце полиэфирной смолы и об отсутствии его бактерицидного эффекта в данных условиях.

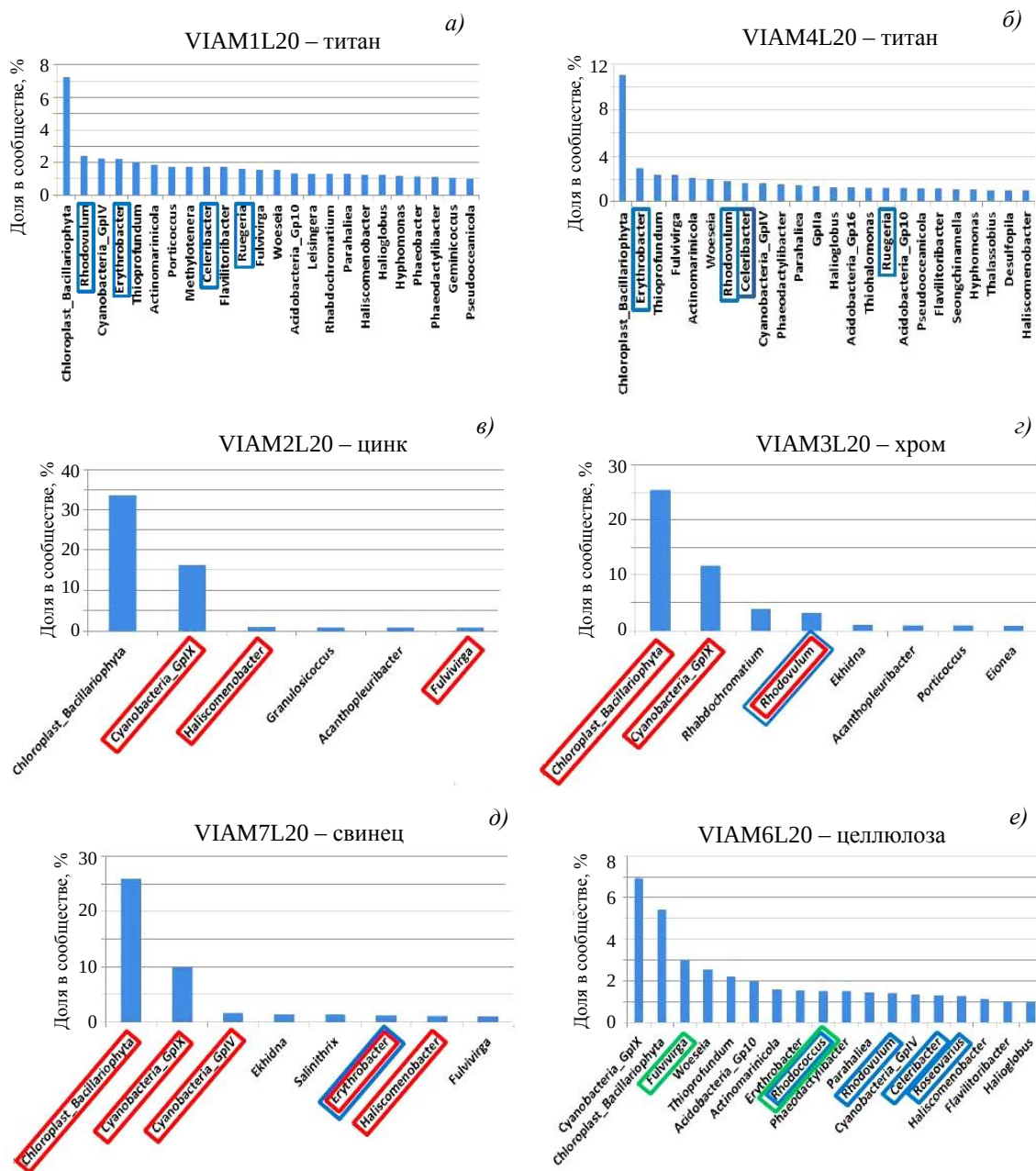


Рис. 4. Относительная доля фрагментов гена 16S рРНК бактерий на уровне родов и классов/порядков (для некультивируемых бактерий) в библиотеках из обрастаний на образцах полиэфирной смолы с различными токсичными наполнителями, экспонированных в морской воде. Представлены таксоны, составляющие не менее 1 % в каждой библиотеке. Красной рамкой выделены таксоны, в геноме которых предполагается наличие генов устойчивости к тяжелым металлам (цинк, хром, свинец). Синей рамкой выделены таксоны, в составе которых предполагается наличие бактерий-деструкторов полимеров (согласно базе данных KEGG). Зеленой рамкой выделены таксоны, в составе которых предполагаются бактерии-деструкторы целлюлозы

Таксономическое разнообразие прокариот на обрастаниях смол с оксидами цинка, хрома и свинца значительно ниже, чем у контрольного образца с целлюлозой, что, по-видимому, связано с отбором резистентной к тяжелым металлам морской микрофлоры. Для многих бактерий обычным способом обеспечения устойчивости к тяжелым металлам является снижение их концентрации с помощью ферментных систем эффлюзного оттока ионов металлов из клеток. Эти ферментные системы детерминируются специальными генами, обычно собранными в кластеры и расположенными на внутриклеточных плазидах или в хромосомах [21].

С помощью базы данных KEGG выполнен сравнительный анализ состава микроорганизмов, доминирующих на образцах с наполнителями из тяжелых металлов, и определены бактерии, в геномах которых предположительно присутствуют гены устойчивости к исследуемым тяжелым металлам. Цинк является мощным ингибитором системы дыхательного транспорта электронов бактерий и митохондрий эукариот. Гены устойчивости к цинку объединены в *czc*-оперон, который также обеспечивает устойчивость к кадмию и кобальту [22]. В результате сравнительного биоинформатического анализа гены *czc*-системы обнаружены в геномах различных цианобактерий, а также у бактерий родов *Haliscomenobacter* и *Fulvivirga*, которые наиболее представлены в микробном сообществе на образце с оксидом цинка (рис. 4, в). Гены устойчивости к оксиду хрома, который производит окислительные повреждения белков клетки, объединены в *chr*-оперон [23]. Гены системы устойчивости к хрому найдены в геномах некоторых диатомовых водорослей (*Bacillariophyta*), различных цианобактерий, а также фототрофных бактерий рода *Rhodovulum*, доминирующих в сообществе на образце с оксидом хрома (рис. 4, г). Токсичность свинца выражается в повреждениях многих внутриклеточных процессов. Удаление свинца из клеток бактерий осуществляется ферментным комплексом, детерминируемым генами *pbr*-системы [24]. Такие ферментные системы предположительно присутствовали в геномах некоторых диатомовых водорослей (*Bacillariophyta*), различных цианобактерий, а также бактерий родов *Erythrobacter* и *Haliscomenobacter* (рис. 4, д).

Таким образом, можно предположить, что уменьшение таксономического разнообразия в обрастаниях на образцах полиэфирной смолы с наполнителями тяжелых металлов связано с токсичностью последних. При этом в составе доминирующих в обрастаниях таксонов предположительно присутствуют микроорганизмы, обладающие ферментными системами устойчивости к тяжелым металлам.

*Потенциальные бактерии-деструкторы полимеров
в обрастаниях на исследуемых образцах полиэфирной смолы*

Используемая в данном исследовании полиэфирная смола относится к ненасыщенным смолам, являющимся результатом конденсации этиленгликоля с терефталевой кислотой, с растворением в стироле [25].

Программа iVikodak позволяет на основании таксономического состава (на уровне рода) исследуемых бактериальных сообществ предсказывать их функциональные характеристики, используя геномные базы данных. С использованием модуля программы Global Mapper на рис. 5 представлен результат сравнительного анализа вклада исследуемых бактериальных сообществ в осуществление основных путей метаболизма, а также путей деградации химических соединений-ксенобиотиков на основании базы данных KEGG. Согласно полученным результатам, наибольшим потенциальным функциональным разнообразием для всех путей метаболизма отличались сообщества Ti-образцов и контрольного образца с целлюлозой, что согласуется с большим таксономическим разнообразием этих библиотек.

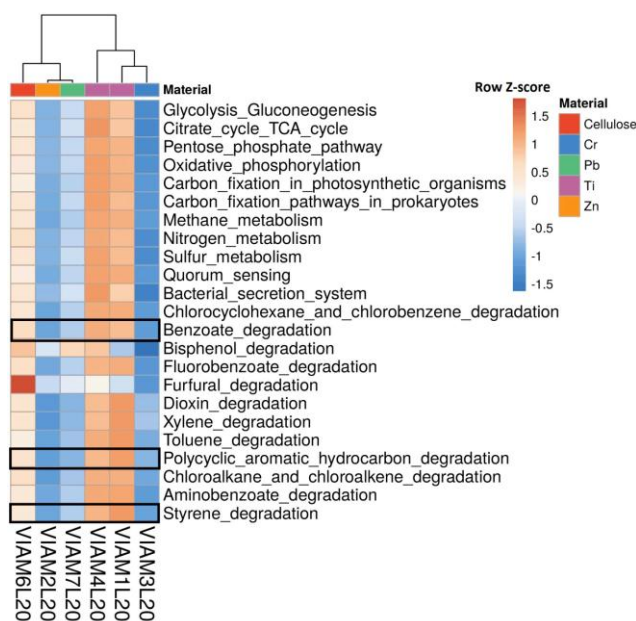


Рис. 5. Результат сравнительного анализа вклада исследуемых бактериальных сообществ в осуществление основных путей метаболизма, а также путей деградации химических соединений-ксенобиотиков на основании базы данных KEGG

С помощью следующего модуля программы Local Mapper на основании родового состава сообществ, сравнительного анализа геномов из базы данных KEGG для выявленных родов, а также представленности в этих геномах генов (ферментов) различных путей метаболизма возможно получение предположительной оценки вклада различных родов бактерий в эти процессы. При этом согласно результатам программы iVikodak, состав наиболее вероятных бактерий-деструкторов не обязательно совпадает с составом количественно доминирующих в сообществах родов.

Ферменты метаболизма этиленгликоля представлены в составе KEGG-пути «Метаболизм глиоксилата и дикарбоксилата», среди которых ключевым является лактальдегидредуктаза. Основной вклад в деградацию этиленгликоля предположительно осуществляли бактерии родов *Rhodovulum*, *Roseovarius* и *Rhodococcus* (табл. 4).

В составе пути метаболизма «Деградация полициклических ароматических углеводородов» представлены ферменты деградации фталата с последующим включением продукта его деградации через путь «Деградация бензоата» в клеточный метаболизм. Основной вклад в осуществление этих путей вносили альфапротеобактерии родов *Rhodovulum*, *Roseovarius*, *Ruegeria*, *Celeribacter*, *Erythrobacter*, а также актинобактерии рода *Rhodococcus*. Точно такой же состав предположительных деструкторов стирола выявлен программой при анализе ферментов, представленных в составе пути «Деградация стирола». Основной вклад в деградацию целлюлозы в составе пути «Метаболизм крахмала и сахарозы» в контрольном образце вносили бактерии родов *Fulvivirga* и *Rhodococcus* (рис. 4, е).

Сравнительный анализ присутствия потенциальных бактерий-деструкторов компонентов полиэфирной смолы в составе микробных сообществ на различных исследуемых образцах показал, что они представлены среди количественно доминирующих в сообществах родов преимущественно на образцах с целлюлозой и оксидом титана (рис. 4, а, б, е). Исключение составляли только бактерии рода *Rhodovulum* на образце смолы с хромом (рис. 4, з) и рода *Erythrobacter* – на образце смолы со свинцом (рис. 4, д). Известно, что бактерии этих родов обладают генами устойчивости к соответствующим металлам. Таким образом, можно предположить, что добавки тяжелых металлов к образцам полиэфирной смолы уменьшают долю потенциальных бактерий-деструкторов в обрастаниях и повышают устойчивость полимерного материала к биодеструкции, особенно с добавками ZnO.

Таблица 4

**Рода бактерий*, потенциальных деструкторов ксенобиотиков
и компонентов полимерных материалов, согласно программе iVikodak**

Библиотека (наполнитель)	Пути метаболизма по базе данных KEGG и разлагаемые соединения, предсказанные программой iVikodak (предположительный вклад в процесс биодеструкции)			
	Метаболизм глиоксилата и дикарбоксилата (этиленгликоль)	Деградация полицик- лических ароматиче- ских углеводов (фталат)	Деградация бензоата (бензоат, катехол, бензол)	Деградация стирола (стирол)
VIAM1L20; VIAM4L20 (Ti)	<i>Rhodovulum</i> (6,3 %)	<i>Celeribacter</i> (12,0 %); <i>Rhodovulum</i> (10,5 %); <i>Ruegeria</i> (5,1 %)	<i>Rhodovulum</i> (7,3 %); <i>Erythrobacter</i> (6,1 %)	<i>Erythrobacter</i> (6,0 %); <i>Celeribacter</i> (5,3 %); <i>Ruegeria</i> (5,3 %); <i>Rhodovulum</i> (5,1 %)
VIAM2L20 (Zn)	<i>Roseovarius</i> (5,6 %); <i>Rhodovulum</i> (5,4 %)	<i>Celeribacter</i> (9,6 %); <i>Rhodovulum</i> (9,1 %); <i>Roseovarius</i> (7,2 %); <i>Rhodovulum</i> (5,1 %)	<i>Rhodovulum</i> (6,2 %)	<i>Roseovarius</i> (5,1 %)
VIAM3L20 (Cr)	<i>Rhodovulum</i> (16,7 %)	<i>Rhodovulum</i> (27,1 %); <i>Celeribacter</i> (6,8 %); <i>Ruegeria</i> (5,2 %)	<i>Rhodovulum</i> (19,5 %)	<i>Rhodovulum</i> (14,0 %); <i>Ruegeria</i> (5,7 %)
VIAM7L20 (Pb)	<i>Rhodococcus</i> (6,5 %)	<i>Rhodococcus</i> (12,2 %); <i>Celeribacter</i> (9,0 %); <i>Rhodovulum</i> (7,4 %); <i>Roseovarius</i> (5,1 %)	<i>Rhodococcus</i> (12,8 %)	<i>Rhodococcus</i> (8,8 %)
VIAM6L20 (целлюлоза)	<i>Roseovarius</i> (5,1 %); <i>Rhodococcus</i> (5,5 %)	<i>Rhodococcus</i> (12,9 %); <i>Celeribacter</i> (10,2 %); <i>Rhodovulum</i> (7,7 %); <i>Roseovarius</i> (6,1 %)	<i>Rhodococcus</i> (14,0 %); <i>Rhodovulum</i> (5,2 %)	<i>Rhodococcus</i> (9,9 %)
* В скобках указан предсказанный программой iVikodak вклад бактерий данного рода в осуществление соответствующего пути метаболизма, значащими признаются значения >5 %.				

Заключения

Проведена экспозиция в течение 60 сут образцов отвержденной полиэфирной смолы с добавлением оксидов металлов и целлюлозы в морской воде Геленджикской бухты Черного моря. С использованием ДНК, выделенной из обрастаний на образцах смолы после экспозиции, выполнено секвенирование V4 фрагмента гена 16S рРНК прокариотных организмов и проведена последующая биоинформатическая обработка полученных данных. Показано, что на поверхности образцов наиболее многочисленными были эукариотные диатомовые водоросли (*Bacteriophyta*) и цианобактерии – прокариотные сине-зеленые водоросли, которые являются фотоавтотрофами и не оказывают воздействия на полиэфирный материал. Наибольшее разнообразие бактерий обнаружено на образцах с добавлением целлюлозы и титана, обладающих минимальной токсичностью. По мере увеличения токсичности металлов снижается разнообразие микроорганизмов, кроме диатомовых водорослей и цианобактерий, однако в обрастаниях возрастает доля бактерий, устойчивых к присутствию металлов в среде, т. е. состав бактерий в обрастаниях предположительно определяется составом микроорганизмов, присутствующих в воде, а не природой материала.

Проведенные исследования показали, что добавление токсичных наполнителей (особенно ZnO) в виде оксидов тяжелых металлов в полиэфирные смолы снижает вероятность их биодеструкции. Использование методов и базы данных по молекулярной экологии позволяет провести более информативную оценку присутствия и активности биодеструкторов в микробных обрастаниях на поверхности полимерных материалов.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Лаптев А.Б., Прокопенко А.Н., Гуляев А.И. Релаксация полимерных композиционных материалов под длительным действием статической нагрузки и климата (обзор). Часть 1. Связующие // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.05.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
3. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
4. 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: 08.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-6-84-94.
5. Yoshida S., Hiraga K., Takehana T. et al. A bacterium that degrades and assimilates poly(ethylene terephthalate) // *Science*. 2016. Vol. 353. P. 759–759. DOI: 10.1126/science.aad6359.
6. Krueger M.C., Seiwert B., Prager A. et al. Degradation of polystyrene and selected analogues by biological Fenton chemistry approaches: Opportunities and limitations // *Chemosphere*. 2017. Vol. 173. P. 520–528. DOI: 10.1016/j.chemosphere.2017.01.089.
7. 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: 08.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
8. De Carvalho C.C.C.R. Marine biofilms: A successful microbial strategy with economic implications // *Frontiers of Marine Science*. 2018. Vol. 5. Art. 126. DOI: 10.3389/fmars.2018.00126.
9. Oberbeckmann S., Kreikemeyer B., Labrenz M. Environmental factors support the formation of specific bacterial assemblages on microplastics // *Frontiers in Microbiology*. 2018. Vol. 8. Art. 2709. DOI: 10.3389/fmicb.2017.02709.
10. Dussud C., Meistertzheim A.L., Conan P. et al. Evidence of niche partitioning among bacteria living on plastics, organic particles and surrounding seawaters // *Environment Pollution*. 2018. Vol. 236. P. 807–816. DOI: 10.1016/j.envpol.2017.12.027.
11. Турова Т.П., Соколова Д.Ш., Назина Т.Н., Груздев Д.С., Лаптев А.Б. Филогенетическое разнообразие микробных сообществ с поверхности полиэтилентерефталатных материалов при экспозиции в водных средах // *Микробиология*. 2020. Т. 89. № 1. С. 99–110. DOI: 10.1134/S0026365620010152.
12. Gohl D.M., MacLean A., Hauge A. et al. An optimized protocol for high-throughput amplicon-based microbiome profiling // *Research Square*. 2016. No. 1. Art. 30. DOI: 10.1038/protex.2016.030.
13. Fadrosch D.W., Ma B., Gajer P. et al. An improved dual-indexing approach for multiplexed 16S rRNA gene sequencing on the Illumina MiSeq platform // *Microbiome*. 2014. No. 2 (1). Art. 6. DOI: 10.1186/2049-2618-2-6.
14. Hugerth L.W., Wefer H.A., Lundin S. et al. DegePrime, a Program for Degenerate Primer Design for Broad-Taxonomic-Range PCR in Microbial Ecology Studies // *Applied and Environmental Microbiology*. 2014. No. 80 (16). P. 5116–5123. DOI: 10.1128/AEM.01403-14.
15. Merkel A.Y., Podosokorskaya O.A., Chernyh N.A., Bonch Osmolovskaya E.A. Occurrence, diversity, and abundance of methanogenic archaea in terrestrial hot springs of Kamchatka and Sao Miguel Island // *Microbiology*. 2015. Vol. 84. P. 577–583.
16. Srikanth M., Sandeep T.S.R.S., Sucharitha K., Godi S. Biodegradation of plastic polymers by fungi: a brief review // *Bioresources Bioprocessing*. 2022. Vol. 9. Art. 42. DOI: 10.1186/s40643-022-00532-4.
17. Kanamaru K., Kashiwagi S., Mizuno T. A copper-transporting P-type ATPase found in the thylakoid membrane of the cyanobacterium *Synechococcus* species PCC7942 // *Molecular Microbiology*. 1994. Vol. 13 (2). P. 369–377. DOI: 10.1111/j.1365-2958.1994.tb00430.x.
18. Kanehisa M., Goto S. KEGG: Kyoto encyclopedia of genes and genomes // *Nucleic Acids Research*. 2000. Vol. 28. P. 27–30. DOI: 10.1093/nar/28.1.27.
19. Абдуллин И.Ш., Канарская З.А., Хубатхузин А.А. и др. Нанодисперсные материалы на основе титана в микробиологической, медицинской и пищевой промышленности // *Вестник Казанского технологического университета*. 2012. Т. 15. № 11. С. 158–165.

20. Bonyadi Z., Mirzaee M., Ejtehad M.M., Mokhtari M. The bactericidal effect of simultaneous titanium oxide on common hospital bacteria // *Environmental Monitoring and Assessment*. 2017. Vol. 189. Art. 342. DOI: 10.1007/s10661-017-6049-5.
21. Nies D.H. Efflux-mediated heavy metal resistance in prokaryotes // *Microbiology Review*. 2003. Vol. 27 (2-3). P. 313–339. DOI: 10.1016/S0168-6445(03)00048-2.
22. Choudhury R., Srivastava S. Zinc resistance mechanisms in bacteria // *Current Science*. 2001. Vol. 81. P. 768–775.
23. Viti C., Marchi E., Decorosi F., Giovannetti L. Molecular mechanisms of Cr(VI) resistance in bacteria and fungi // *Microbiology Review*. 2014. Vol. 38 (4). P. 633–659. DOI: 10.1111/1574-6976.12051.
24. Hynninen A., Touzé T., Pitkänen L. et al. An efflux transporter PbrA and a phosphatase PbrB cooperate in a lead-resistance mechanism in bacteria // *Molecular Microbiology*. 2009. Vol. 74 (2). P. 384–394. DOI: 10.1111/j.1365-2958.2009.06868.x.
25. Воробьев А.В. Полиэфирные смолы // *Компоненты и технологии*. 2003. № 6. С. 182–185.

References

1. Kablov E.N., Laptev A.B., Prokopenko A.N., Gulyaev A.I. Relaxation of polymeric composite materials under the prolonged action of static load and climate (review). Part 1. Binders. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 10, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
2. Kablov E.N. Materials of a new generation and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
3. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatic influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
4. Kogan A.M., Nikolayev E.V., Golubev A.V., Laptev A.B., Movenko D.A. Stages of biofouling and corrosion of steel in the Black sea water. *Trudy VIAM*, 2019, no. 6 (78), paper no. 09. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: June 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-6-84-94.
5. Yoshida S., Hiraga K., Takehana T. et al. A bacterium that degrades and assimilates poly(ethylene terephthalate). *Science*, 2016, vol. 353, pp. 759–759. DOI: 10.1126/science.aad6359.
6. Krueger M.C., Seiwert B., Prager A. et al. Degradation of polystyrene and selected analogues by biological Fenton chemistry approaches: Opportunities and limitations. *Chemosphere*, 2017, vol. 173, pp. 520–528. DOI: 10.1016/j.chemosphere.2017.01.089.
7. Laptev A.B., Nikolaev E.V., Kurshev E.V., Goryashnik Yu.S. Features of biodegradation of thermoplastics based on polyesters in different climatic zones. *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 08, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
8. De Carvalho C.C.C.R. Marine biofilms: A successful microbial strategy with economic implications. *Frontiers of Marine Science*, 2018, vol. 5, art. 126. DOI: 10.3389/fmars.2018.00126.
9. Oberbeckmann S., Kreikemeyer B., Labrenz M. Environmental factors support the formation of specific bacterial assemblages on microplastics. *Frontiers in Microbiology*, 2018 vol. 8, art. 2709. DOI: 10.3389/fmicb.2017.02709.
10. Dussud C., Meistertzheim A.L., Conan P. et al. Evidence of niche partitioning among bacteria living on plastics, organic particles and surrounding seawaters. *Environment Pollution*, 2018, vol. 236, pp. 807–816. DOI: 10.1016/j.envpol.2017.12.027.
11. Turova T.P., Sokolova D.Sh., Nazina T.N., Gruzdev D.S., Laptev A.B. Phylogenetic diversity of microbial communities from the surface of polyethylene terephthalate materials during exposure to aquatic environments. *Mikrobiologiya*, 2020, vol. 89, no. 1, no. 99–110. DOI: 10.1134/S0026365620010152.
12. Gohl D.M., MacLean A., Hauge A. et al. An optimized protocol for high-throughput amplicon-based microbiome profiling. *Research Square*, 2016, no. 1, art. 30. DOI: 10.1038/protex.2016.030.
13. Fadrosch D.W., Ma B., Gajer P. et al. An improved dual-indexing approach for multiplexed 16S rRNA gene sequencing on the Illumina MiSeq platform. *Microbiome*, 2014, no. 2 (1), art. 6. DOI: 10.1186/2049-2618-2-6.
14. Hugerth L.W., Wefer H.A., Lundin S. et al. DegePrime, a Program for Degenerate Primer Design for Broad-Taxonomic-Range PCR in Microbial Ecology Studies. *Applied and Environmental Microbiology*, 2014, no. 80 (16), pp. 5116–5123. DOI: 10.1128/AEM.01403-14.

15. Merkel A.Y., Podosokorskaya O.A., Chernyh N.A., Bonch Osmolovskaya E.A. Occurrence, diversity, and abundance of methanogenic archaea in terrestrial hot springs of Kamchatka and Sao Miguel Island. *Microbiology*, 2015, vol. 84, pp. 577–583.
16. Srikanth M., Sandeep T.S.R.S., Sucharitha K., Godi S. Biodegradation of plastic polymers by fungi: a brief review. *Bioresources Bioprocessing*, 2022 vol. 9, art. 42. DOI: 10.1186/s40643-022-00532-4.
17. Kanamaru K., Kashiwagi S., Mizuno T. A copper-transporting P-type ATPase found in the thylakoid membrane of the cyanobacterium *Synechococcus* species PCC7942. *Molecular Microbiology*, 1994, vol. 13 (2), pp. 369–377. DOI: 10.1111/j.1365-2958.1994.tb00430.x.
18. Kanehisa M., Goto S. KEGG: Kyoto encyclopedia of genes and genomes. *Nucleic Acids Research*, 2000, vol. 28, pp. 27–30. DOI: 10.1093/nar/28.1.27.
19. Abdullin I.Sh., Kanarskaya Z.A., Khubathuzin A.A. and other Nanodispersed materials based on titanium in the microbiological, medical and food industries. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2012, vol. 15, no. 11, pp. 158–165.
20. Bonyadi Z., Mirzaee M., Ejtehadi M.M., Mokhtari M. The bactericidal effect of simultaneous titanium oxide on common hospital bacteria. *Environmental Monitoring and Assessment*, 2017, vol. 189, art. 342. DOI: 10.1007/s10661-017-6049-5.
21. Nies D.H. Efflux-mediated heavy metal resistance in prokaryotes. *Microbiology Review*, 2003, vol. 27 (2-3), pp. 313–339. DOI: 10.1016/S0168-6445(03)00048-2.
22. Choudhury R., Srivastava S. Zinc resistance mechanisms in bacteria. *Current Science*, 2001, vol. 81, pp. 768–775.
23. Viti C., Marchi E., Decorosi F., Giovannetti L. Molecular mechanisms of Cr(VI) resistance in bacteria and fungi. *Microbiology Review*, 2014, vol. 38 (4), pp. 633–659. DOI: 10.1111/1574-6976.12051.
24. Hynninen A., Touzé T., Pitkänen L. et al. An efflux transporter PbrA and a phosphatase PbrB cooperate in a lead-resistance mechanism in bacteria. *Molecular Microbiology*, 2009, vol. 74 (2), pp. 384–394. DOI: 10.1111/j.1365-2958.2009.06868.x.
25. Vorobyov A.V. Polyester resins. *Komponenty i tekhnologii*, 2003, no. 6, pp. 182–185.

Информация об авторах

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

Железняк Вячеслав Геннадьевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Турова Татьяна Павловна, ведущий научный сотрудник, д.б.н., Институт микробиологии им. С.Н. Виноградского, ФИЦ Биотехнологии РАН, info@fbras.ru

Соколова Дияна Шамилевна, старший научный сотрудник, к.б.н., Институт микробиологии им. С.Н. Виноградского, ФИЦ Биотехнологии РАН, info@fbras.ru

Назина Тамара Николаевна, заведующая лабораторией, д.б.н., Институт микробиологии им. С.Н. Виноградского, ФИЦ Биотехнологии РАН, info@fbras.ru

Information about the authors

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

Vyacheslav G. Zheleznyak, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Tatyana P. Tourova, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Bio.), Winogradsky Institute of Microbiology, Research Centre of Biotechnology, Russian Academy of Sciences, info@fbras.ru

Diyana Sh. Sokolova, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Bio.), Winogradsky Institute of Microbiology, Research Center of Biotechnology, Russian Academy of Sciences, info@fbras.ru

Tamara N. Nazina, Head of Laboratory, Doctor of Sciences (Bio.), Winogradsky Institute of Microbiology, Research Center of Biotechnology, Russian Academy of Sciences, info@fbras.ru

Статья поступила в редакцию 20.07.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 29.07.2022.

The article was submitted 20.07.2022; approved and accepted for publication after reviewing 29.07.2022.

Научная статья

УДК 620.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-135-144

ИСПЫТАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА СКОРОСТЬ РОСТА ТРЕЩИНЫ УСТАЛОСТИ В КОРРОЗИОННО-АКТИВНОЙ СРЕДЕ (обзор)

М.А. Горбовец¹, И.А. Ходинев¹, С.А. Монин¹

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

Аннотация. Рассматриваются методы испытаний сталей и сплавов на скорость роста трещины усталости при воздействии коррозионно-активной среды. Данные испытания проводят преимущественно при одновременном механическом и коррозионном воздействии на компактных образцах внецентренного растяжения. Состав среды определяется условиями эксплуатации изделия. В большинстве случаев используют растворы NaCl различной концентрации. Скорость роста трещины усталости крайне чувствительна к параметрам испытательной среды и механического нагружения.

Ключевые слова: скорость роста трещины усталости, коррозия, металлы, усталость, агрессивное воздействие среды, циклическая трещиностойкость

Для цитирования: Горбовец М.А., Ходинев И.А., Монин С.А. Испытания конструкционных металлических материалов на скорость роста трещины усталости в коррозионно-активной среде (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-135-144.

Scientific article

TESTS OF STRUCTURAL METALLIC MATERIALS FOR THE FATIGUE CRACK GROWTH RATE IN A CORROSIVE ENVIRONMENT (review)

M.A. Gorbovets¹, I.A. Khodinev¹, S.A. Monin¹

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

Abstract. Considers methods for testing steels and alloys for the fatigue crack growth rate when exposed to a corrosive environment. Preferably, these tests are carried out under simultaneous mechanical and corrosion action on compact eccentric tensile specimens. The composition of the environment is determined by the operating conditions of the product. In most cases, NaCl solutions of various concentrations are used. Fatigue crack growth rate is extremely sensitive to the parameters of the test environment and mechanical loading.

Keywords: fatigue crack growth rate, corrosion, metals, fatigue, aggressive environment, cyclic crack resistance

For citation: Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Monin S.A. Tests of structural metallic materials for the fatigue crack growth rate in a corrosive environment (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-135-144.

Введение

Наличие трещины может существенно снизить прочность детали из-за хрупкого разрушения. Однако наличие трещины опасного размера – явление редкое, обычно вызываемое дефектом материала. В более распространенной ситуации небольшой дефект, который изначально присутствовал, затем развивается в трещину и растет до тех пор, пока не достигнет критического размера для хрупкого разрушения.

Анализ и прогнозирование роста усталостных трещин имеют большое значение для крупных инженерных конструкций и механизмов, особенно там, где важнейшим фактором является безопасность, например для самолетов и компонентов атомных электростанций.

Часто требуется инженерный анализ роста трещины, который может быть выполнен с использованием концепции интенсивности напряжений механики разрушения. Коэффициент интенсивности напряжений (КИН) количественно характеризует напряженное состояние в окрестности вершины трещины, зависит от ее длины, нагрузки, геометрической формы и определяется выражением

$$K = \sigma F \cdot \sqrt{\pi a}, \quad (1)$$

где K – КИН; a – длина трещины; σ – номинальное напряжение; F – функция, характеризующая геометрическую форму образца или изделия.

Для исследования скорости роста трещины усталости (СРТУ) проводят испытания стандартных образцов, обычно имеющих надрез, что позволяет контролировать место зарождения трещины. Перед проведением испытания на СРТУ производят выращивание предварительной трещины усталости, а далее осуществляют само испытание – циклически нагружают образец и фиксируют изменение длины трещины. Подробнее процедура описана в соответствующих нормативных документах – ОСТ 1 92127–90 [1] и ASTM E647 [2].

По результатам испытания на СРТУ в двойных логарифмических координатах строят кинетическую диаграмму усталостного разрушения, демонстрирующую зависимость скорости от КИН. Для большинства металлических материалов эту диаграмму можно разделить на три участка. Второй участок – линейный (или участок стабильного роста трещины), его описывают уравнением Пэриса:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n, \quad (2)$$

где N – количество циклов нагружения; ΔK – размах КИН (разность максимального и минимального значений); C и n – константы материала, определяемые при проведении испытаний. Для определения СРТУ выполняется численное дифференцирование.

Рост трещины может быть вызван циклическим нагружением – это называется ростом усталостной трещины. Однако если присутствует агрессивная химическая среда, даже постоянная нагрузка может вызвать рост трещин. Оба типа роста трещин возникают в том случае, если циклические нагрузки прилагаются в присутствии неблагоприятной среды.

Существует несколько физических механизмов этого процесса. Одним из них является коррозионное растрескивание под напряжением, когда удаление материала в результате коррозии в воде, соленой воде или другой жидкости способствует росту трещины. В других случаях коррозия отсутствует – например, при растрескивании сталей из-за водородного охрупчивания.

В случаях возникновения коррозии охрупчивающее вещество, по-видимому, усиливает разрыв химических связей в высоконапряженной области вершины трещины.

Охрупчивание и, следовательно, рост трещин могут происходить даже там, где коррозионно-активное вещество не присутствует во внешней среде, а находится в твердом растворе в материале, что иногда имеет место при водородном растрескивании металлов. Кроме того, даже влага и газы в воздухе могут вызывать рост трещин в некоторых материалах.

На практике, в частности в судостроительной, авиационной и нефтедобывающей промышленности, часто реализуется комбинация повторных циклических нагрузок и агрессивного воздействия коррозионно-активной среды на элементы конструкций [3–8]. Многие металлы, такие как титан, коррозионностойкие, высокопрочные и алюминиевые сплавы, устойчивы к коррозионному воздействию, но уязвимы по отношению к коррозионно-механическому воздействию, в связи с чем проводятся (в том числе сотрудниками НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ) исследования механических свойств конструкционных материалов в условиях агрессивного воздействия окружающей среды и таким образом моделируются эксплуатационные условия [9–11].

Для прогнозирования роста усталостных трещин изделий, эксплуатируемых в условиях агрессивной среды, необходимо проводить испытания на СРТУ в коррозионно-активных средах. Рассматриваемый тип испытаний является востребованным, однако сложным в техническом и экономическом плане, что затрудняет унификацию и регламентацию условий его выполнения. В данной работе проведена систематизация имеющейся информации, а также выявлены основные тенденции развития методов испытаний сталей и сплавов на СРТУ при воздействии коррозионно-активной среды, включая интерпретацию результатов этих испытаний. Рассматриваются исключительно методы испытаний лабораторных образцов, а не деталей.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследование материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [12].

Материалы и методы

Для проведения исследования методов испытаний конструкционных материалов на СРТУ проанализированы охранные и нормативные документы, регламентирующие или рекомендуемые условия осуществления соответствующих испытаний, а также статьи в научных журналах, отражающие опыт их реализации.

Следует отметить, что в настоящее время отсутствуют отечественные утвержденные нормативные документы, регламентирующие условия проведения испытаний на СРТУ в коррозионно-активной среде. В стандарте ASTM E647 имеется раздел, посвященный такому типу испытаний.

Ввиду неэффективности патентования методов физико-механических испытаний в коррозионно-активной среде большинство организаций-разработчиков не осуществляет патентование результатов интеллектуальной деятельности, полученных в данной области, однако запатентованные методы проведения испытаний на СРТУ в коррозионно-активной среде существуют.

Значительная часть рассмотренных научных статей являются публикациями в ведущих журналах по соответствующей тематике, таких как Corrosion Science, International Journal of Fatigue, Materials and Corrosion, Materials Science and Engineering.

Результаты и обсуждение

Образец и оборудование для испытаний

Геометрические размеры образца оказывают влияние на СРТУ [13]. В большинстве рассмотренных работ показано, что для испытаний материалов на СРТУ в коррозионно-

активных средах используют прямоугольный компактный образец внецентренного растяжения, рекомендованный нормативными документами ASTM E647 и ГОСТ 1 92127–90. В единичных случаях проводят испытания в условиях трехточечного изгиба на соответствующем образце [14]. В работе [15] показано, что на образце, имеющем прямоугольное сечение рабочей части и цилиндрическое отверстие, регистрировалось продвижение усталостной трещины для дальнейшего построения кинетической диаграммы усталостного разрушения.

Поскольку испытания проводятся в климатической камере, содержащей водный раствор, который, как правило, скрывает трещину, в качестве основного метода регистрации изменения ее длины применяют невизуальные методы. Тем не менее оптическое наблюдение вершины трещины используют как вспомогательное средство для измерения размера трещины и как средство контроля ее морфологии, особенно разветвления трещины или растрескивания вне плоскости. Это свидетельствует о том, что испытание является недействительным.

При использовании невизуального метода снижения потенциала электрохимические эффекты (если они сохраняются в течение длительного времени) могут либо увеличивать, либо уменьшать СРТУ в водной среде [16, 17].

В работе [18] показано, что при проведении испытания на СРТУ в морской воде длину трещины измеряли с помощью тензодатчиков, прикрепленных к задней поверхности образца. Данный метод предварительно верифицировали при проведении испытания на воздухе (на одном и том же образце установили и тензодатчики, и экстензометр на задней и передней поверхностях соответственно).

Два подхода к проведению испытаний

Анализ научно-технической литературы показал, что существует два подхода ко всем проводимым испытаниям на СРТУ:

- последовательное нанесение коррозионных повреждений и дальнейшее механическое нагружение;
- непосредственное воздействие коррозионно-активной среды в течение всего испытания.

Первый подход привлекателен тем, что обладает следующими преимуществами: он более простой в реализации (в техническом смысле), позволяет исследовать нанесенные коррозионные повреждения перед проведением испытания, а также дает возможность нанести коррозионные повреждения, максимально приближенные к реальным и воспринимаемые соответствующим элементом детали или конструкции (без использования чрезвычайно агрессивных сред для ускорения процесса). Например, в работе [15] показано, как на образец из алюминиевого сплава нанесено предварительное коррозионное повреждение при помощи введения следующего раствора: AlCl_3 в количестве 0,1 М + NaCl в количестве 0,86 М, после чего произведено механическое нагружение. При этом размер питтинга являлся контролируемым параметром испытания. Однако чаще применяют такой подход при проведении испытаний на многоцикловую усталость, а при испытаниях на СРТУ в большинстве случаев используют второй подход – испытания при непосредственном воздействии агрессивной среды. Это можно объяснить тем, что при проведении испытаний на многоцикловую усталость наиболее интересен процесс инициации и образования усталостной трещины. Быстрота данного процесса, вызванного предварительным воздействием коррозионно-активной среды, зависит прежде всего от концентратора напряжений. Однако при исследовании СРТУ важен процесс динамического распространения макротрещины, предварительно нанесенное коррозионное повреждение не оказывает непосредственного влияния на уже продвинувшуюся вглубь образца вершину трещины.

Параметры коррозионно-активной среды

Изменение внешних условий наиболее существенно сказывается на процессах локального разрушения в вершине трещины. Поэтому зависимость скорости роста трещин от внешних параметров является наиболее чувствительной и точной характеристикой свойств системы «материал–среда» [19]. Как правило, в патентах на методы испытаний не указывается конкретная испытательная среда, выбор проводится в зависимости от условий эксплуатации изделия. В стандарте ASTM E647 характеристики водной среды также не регламентируются. При указании на испытательную среду обычно приведены водные растворы хлоридов – при полном погружении образцов (охранные документы [20–23]) или при их орошении (охранные документы [24–25]).

В большинстве публикаций тоже в качестве как минимум одной из испытательных сред наиболее часто встречается раствор NaCl. Для оценки влияния коррозионно-активной среды на СРТУ проводят сравнительные испытания на воздухе или в дистиллированной воде.

Параметры испытания

Скорость роста трещины усталости в водной среде зависит от большого количества параметров испытания – частоты, истории и формы нагружения, размаха КИН, коэффициента асимметрии, геометрических размеров образца и усталостной трещины, а также от температуры испытания. Причем данные параметры могут оказывать достаточно существенное влияние на результат испытания [26–31].

Например, при исследовании влияния частоты нагружения (в диапазоне от 0,1 до 10 Гц) на результаты коррозионно-механических испытаний в 3,5%-ном растворе NaCl [29] установлено, что при испытаниях в растворе NaCl в диапазоне от 2,5 до 10 Гц СРТУ не зависит от частоты и ее значения более высокие, чем на воздухе. При частотах нагружения в диапазоне от 0,1 до 1 Гц скорость меньше, чем для более высоких частот, а наклон da/dN относительно ΔK близок к значениям, наблюдаемым при испытаниях на воздухе или в дистиллированной воде.

В публикации [30] исследовано влияние на СРТУ следующих факторов: температуры (55 и 85 °C), относительной влажности (55 и 85 %) и наличия или отсутствия нанесения хлоридов в виде раствора NaCl в количестве 1 М. Определено, что наиболее значимыми факторами являются температура и наличие хлоридов, в то время как уровень относительной влажности не оказывает существенного влияния на СРТУ.

В статье [31] показано, что дальнейшее развитие или прекращение роста трещины усталости при коррозионно-механических испытаниях зависят от факторов нагружения, которые или способствуют ее увеличению (проникновение водорода) или замедляют его (образование оксидов в вершине трещины).

В работе [18] исследовано влияние коэффициента асимметрии цикла и частоты нагружения на СРТУ сплава API 5L X56 в морской воде. Определено, что снижение частоты нагружения и повышение коэффициента асимметрии приводят к возрастанию СРТУ.

Интерпретация результатов испытаний

При создании математической модели, описывающей СРТУ материала в водной среде, используют различные подходы. Однако наиболее часто встречается уточнение уравнения Пэриса (2) – добавление дополнительного слагаемого, характеризующего изменение скорости, вызванное воздействием коррозионно-активной среды.

В публикации [32] представлена классификация СРТУ с использованием порогового значения КИН (K_{Isc}), меньше которого не происходит коррозионно-механическое

растрескивание. В зависимости от соотношения максимального КИН ($K_{\max}$) и K_{1sc} могут быть реализованы три механизма роста трещины. При $K_{\max} \leq K_{1sc}$ повышение СРТУ вызвано исключительно эффектами среды, такими как питтинги и отслоения (истинная коррозионная усталость). При $K_{\max} > K_{1sc}$ возрастание СРТУ вызвано взаимосвязанной комбинацией трех факторов: контактом с коррозионно-активной средой, податливостью материала и растягивающим напряжением. При дальнейшем увеличении максимального значения КИН ($K_{\max} \gg K_{1sc}$) наблюдается однозначное влияние частоты нагружения – она вызывает увеличение СРТУ и присутствует в предложенной модели в явном виде. Для каждого из трех случаев предложена модель, позволяющая прогнозировать СРТУ с использованием определенного алгоритма расчета. Верификация модели проведена на компактных образцах внецентренного растяжения, полученных разными способами (литье, селективное лазерное сплавление) из титанового сплава ТА6V.

В охранном документе [20] предложена математическая модель, входными параметрами которой являются СРТУ при нормальных условиях и несколько значений данной характеристики при различных скоростях потока морской воды.

В статье [33] также предложена модель, описывающая СРТУ в коррозионно-активной среде модифицированным уравнением Пэриса (2):

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\Delta K}{1 - D_{\text{cor}}} \right)^n, \quad (3)$$

где D_{cor} – добавленный в уравнение Пэриса параметр коррозионного повреждения, который зависит от свойств материала, среды испытания, нагрузки и текущего количества циклов нагружения. Верификация модели проведена на конструкционной стали, погруженной в 3,5%-ный раствор NaCl.

Заключения

Рассмотрены методы, применяемые отечественными и зарубежными исследователями для определения СРТУ конструкционных металлических материалов в коррозионно-активных средах. Условия проведения испытаний весьма различны, что обусловлено разными условиями эксплуатации деталей, для которых предназначены исследуемые материалы. Однако выявлены следующие тенденции и закономерности:

- в большинстве случаев испытание на СРТУ проводят при непосредственном коррозионном воздействии без нанесения предварительных коррозионных повреждений;
- для проведения испытаний чаще всего используют компактный образец внецентренного растяжения в соответствии со стандартом ASTM E647;
- состав коррозионно-активной среды определяется условиями эксплуатации изделия, наиболее распространенной средой является раствор NaCl;
- при создании математической модели, описывающей СРТУ материала в среде, используют различные подходы, однако наиболее часто встречается уточнение уравнения Пэриса (2) – добавление дополнительного слагаемого, характеризующего изменение СРТУ, вызванное воздействием коррозионно-активной среды;
- для большинства исследованных материалов определено, что СРТУ в коррозионно-активной среде крайне чувствительна к изменению ее параметров и параметров механического нагружения.

Список источников

1. ОСТ 1 92127–90. Металлы. Метод определения скорости роста усталостной трещины при испытаниях с постоянной амплитудой нагрузки. М.: ВИЛС, 1990. 68 с.
2. ASTM E647-15e1. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM International, 2016. 49 p.

3. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
4. Луценко А.Н., Славин А.В., Ерасов В.С., Хвацкий К.К. Прочностные испытания и исследования авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 527–546. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-527-546.
5. Абрамова М.Г. К вопросу о подтверждении идентичности механизма коррозионного разрушения алюминиевых сплавов (обзор). Часть 2. Коррозия в морской воде // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 21.06.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-95-103.
6. Абрамова М.Г., Луценко А.Н., Варченко Е.А. Об особенностях подтверждения соответствия климатической стойкости материалов авиационного назначения на всех этапах жизненного цикла (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-86-94.
7. Каблов Е.Н., Кутырев А.Е., Вдовин А.И. и др. Исследование возможности возникновения контактной коррозии в паяных соединениях, используемых в конструкции двигателей авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 21.06.2022). DOI 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
8. 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.
9. Гриневич А.В., Яковлев Н.О., Скрипачев С.Ю., Нужный Г.А. Коррозионное растрескивание сталей различной прочности в условиях постоянного раскрытия трещины // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 1. С. 43–48.
10. Гриневич А.В., Луценко А.Н., Ерасов В.С., Нужный Г.А. Методика оценки вязкости разрушения в коррозионной среде при длительной статической нагрузке // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017. Т. 83. № 9. С. 52–56.
11. Луценко А.Н., Гриневич А.В., Каримова С.А. Прочностные характеристики материалов планера самолетов в условиях влажности // Вопросы материаловедения. 2013. № 1 (73). С. 212–219.
12. 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.
13. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Причины зависимости механических характеристик трещиностойкости материала от размеров образца // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 3 (52). С. 56–64. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-56-64.
14. Kang D.H., Lee J.K., Kim T.W. Corrosion fatigue crack propagation of high-strength steel HSB800 in a seawater environment // Procedia Engineering. 2010. P. 1170–1175. DOI: 0.1016/j.proeng.2011.04.195.
15. Arunachalam S., Fawaz S. Test method for corrosion pit-to-fatigue crack transition from a corner of hole in 7075-T651 aluminum alloy // International Journal of Fatigue. 2016. No. 98. P. 50–58.
16. Bogar F.D., Crooker T.W. Effects of Natural Seawater and Electrochemical Potential on Fatigue-Crack Growth in 5086 and 5456 Aluminum Alloys: NRL Report 8153. Washington, DC: Department of Defense, Navy Department, Office of Naval Research, Naval Research Laboratory, 1977. 14 p.
17. Vosikovskiy O. Effects of Mechanical and Environmental Variables on Fatigue Crack Growth Rates in Steel. A Summary of Work Done At CANMET // Canadian Metallurgical Quarterly. 1980. Vol. 19. P. 87–97.
18. Guo Y., Shao Y., Gao X. et al. Corrosion fatigue crack growth of serviced API 5L X56 submarine pipeline // Ocean Engineering. 2022. No. 256. Art. 111502.

19. Лаптев А.Б., Закирова Л.И., Загорских О.А., Павлов М.Р. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор). Часть 1. Исследование коррозионно-механического разрушения сталей // Труды ВИАМ. 2022. № 4 (110). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-04-118-130.
20. A kind of difference seawater velocity Corrosion Fatigue Crack Propagation rate prediction method: pat. CN 110489848 A; filed 12.08.19; publ. 11.12.20.
21. Способ оценки сопротивления коррозионной усталости сварных соединений: пат. 2485483 Рос. Федерация. № 2012100593/28; заявл. 10.01.12; опубл. 20.06.13.
22. Device for corrosion and fatigue test: pat. ES 2393491 B1; filed 29.04.11; publ. 29.10.13.
23. Large-scale model corrosion fatigue test system and method for ocean engineering structure: pat. CN 112924369 A; filed 27.01.21; publ. 08.06.21.
24. A kind of steel bridge deck corrosion fatigue coupling test method and device thereof: pat. CN 110361318 A; filed 04.06.19; publ. 01.09.20.
25. Apparatus for testing corrosion fatigue life of automotive chassis parts: pat. KR 20080103124; filed. 23.05.07; publ. 27.11.08.
26. Barsom J.M. Effects of Cyclic Stress Form on Corrosion Fatigue Crack Propagation Below K_{ISCC} in a High Yield Strength Steel // Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure. 1972. P. 424–433.
27. Selines R.J., Pelloux R.M. Effect of Cyclic Stress Wave Form on Corrosion Fatigue Crack Propagation in Al–Zn–Mg Alloys // Metallurgical Transactions. 1972. Vol. 3. P. 2525–2531.
28. Dawson D.B., Pelloux R.M. Corrosion Fatigue Crack Growth in Titanium Alloys in Aqueous Environments // Metallurgical Transactions. 1974. Vol. 5. P. 723–731.
29. Menan F., Henaff G. Influence of frequency and waveform on corrosion fatigue crack propagation in the 2024–1351 aluminium alloy in the S–L orientation // Materials Science and Engineering. 2009. P. 70–76. DOI: 10.1016/j.msea.2009.04.058.
30. Andersson C., Liu J. Effect of corrosion on the low cycle fatigue behavior of Sn–4.0 Ag–0.5 Cu lead-free solder joints // International Journal of Fatigue. 2008. Vol. 30 (5). P. 917–930. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.06.009.
31. Mukahiwa K., Scenini F., Burke M.G. et al. Corrosion fatigue and microstructural characterization of Type 316 austenitic stainless steels tested in PWR primary water // Corrosion Science. 2017. P. 57–70. DOI: 10.1016/j.corsci.2017.10.022.
32. Karpenko O., Oterkus S., Oterkus E. Titanium alloy corrosion fatigue crack growth rates prediction: Peridynamics based numerical approach // International Journal of Fatigue. 2022. No. 162. Art. 107023.
33. Liao X., Li Y., Qiang B. et al. An improved crack growth model of corrosion fatigue for steel in artificial seawater // International Journal of Fatigue. 2022. No. 160. Art. 106882.

References

1. Industry Standard 1 92127–90. *Metals. Method for determining the growth rate of a fatigue crack during tests with a constant load amplitude*. Moscow: VILS, 1990. 66 p.
2. ASTM E647-15e1. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. ASTM International, 2016, 49 p.
3. Kablov E.N. *The role of fundamental research in the creation of new generation materials. Report of XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
4. Lutsenko A.N., Slavin A.V., Erasov V.S., Khvackij K.K. Strength tests and researches of aviation materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 527–546. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-527-546.
5. Abramova M.G. Revisiting the confirmation of the identity of the corrosion destruction mechanism of aluminum alloys (review). Part 2. Corrosion in sea water. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62). paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 21, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-95-103.

6. Abramova M.G., Lutsenko A.N., Varchenko E.A. Concerning the aspects of validation of climate resistance of airborne materials at all life cycle stages (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-86-94.
7. Kablov E.N., Kuttyrev A.E., Vdovin A.I., Kozlov I.A., Afanasyev-Khodykin A.N. The research of possibility of galvanic corrosion in brazed connections used in aviation engine construction. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 21, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
8. Vetrova E.Yu., Shchekin V.K., Kurs M.G. Comparative evaluation of methods for the determination of corrosion aggressivity of the atmosphere. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 74–81. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-74-81.
9. Grinevich A.V., Yakovlev N.O., Skripachev S.Yu., Nuzhny G.A. Corrosion cracking of steels of various strengths under conditions of constant crack opening. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2019, no. 1, pp. 43–48.
10. Grinevich A.V., Lutsenko A.N., Erasov V.S., Nuzhny G.A. A technique for assessing fracture toughness in a corrosive environment under long-term static load. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2017, vol. 83, no. 9, pp. 52–56.
11. Lutsenko A.N., Grinevich A.V., Karimova S.A. Strength characteristics of aircraft airframe materials under humid conditions. *Voprosy materialovedeniya*, 2013, no. 1 (73), pp. 212–219.
12. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
13. Erasov V.S., Oreshko E.I. Reasons for dependence of mechanical characteristics of material fracture resistance on sample sizes. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3, pp. 56–64. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-56-64.
14. Kang D.H., Lee J.K., Kim T.W. Corrosion fatigue crack propagation of high-strength steel HSB800 in a seawater environment. *Procedia Engineering*, 2010, pp. 1170–1175. DOI: 0.1016/j.proeng.2011.04.195.
15. Arunachalam S., Fawaz S. Test method for corrosion pit-to-fatigue crack transition from a corner of hole in 7075-T651 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, 2016, no. 98, pp. 50–58.
16. Bogar F.D., Crooker T.W. *Effects of Natural Seawater and Electrochemical Potential on Fatigue-Crack Growth in 5086 and 5456 Aluminum Alloys*: NRL Report 8153. Washington, DC: Department of Defense, Navy Department, Office of Naval Research, Naval Research Laboratory, 1977, 14 p.
17. Vosikovskiy O. Effects of Mechanical and Environmental Variables on Fatigue Crack Growth Rates in Steel. A Summary of Work Done At CANMET. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1980, vol. 19, pp. 87–97.
18. Guo Y., Shao Y., Gao X. et al. Corrosion fatigue crack growth of serviced API 5L X56 submarine pipeline. *Ocean Engineering*, 2022, no. 256, art. 111502.
19. Laptev A.B., Zakirova L.I., Zagorskikh O.A., Pavlov M.R. Methods of investigation of the processes of corrosion-mechanical destruction and hydrogenation of metals (review). Part 1. Investigation of corrosion-mechanical destruction of steels. *Trudy VIAM*, 2022, no. 4 (110), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 21, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-118-130.
20. A kind of difference seawater velocity Corrosion Fatigue Crack Propagation rate prediction method: pat. CN 110489848 A; filed 12.08.19; publ. 11.12.20.
21. Method for assessing the corrosion fatigue resistance of welded joints: pat. 2485483 Rus. Federation; filed 10.01.12; publ. 20.06.13.
22. Device for corrosion and fatigue test: pat. ES 2393491 B1; filed 29.04.11; publ. 29.10.13.
23. Large-scale model corrosion fatigue test system and method for ocean engineering structure: pat. CN 112924369 A; filed 27.01.21; publ. 08.06.21.
24. A kind of steel bridge deck corrosion fatigue coupling test method and device thereof: pat. CN 110361318 A; filed 04.06.19; publ. 01.09.20.

25. *Apparatus for testing corrosion fatigue life of automotive chassis parts*: pat. KR 20080103124; filed. 23.05.07; publ. 27.11.08.
26. Barsom J.M. Effects of Cyclic Stress Form on Corrosion Fatigue Crack Propagation Below K_{ISCC} in a High Yield Strength Steel. *Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure*, 1972, pp. 424–433.
27. Selines R.J., Pelloux R.M. Effect of Cyclic Stress Wave Form on Corrosion Fatigue Crack Propagation in Al–Zn–Mg Alloys. *Metallurgical Transactions*, 1972, vol. 3, pp. 2525–2531.
28. Dawson D.B., Pelloux R.M. Corrosion Fatigue Crack Growth in Titanium Alloys in Aqueous Environments. *Metallurgical Transactions*, 1974, vol. 5, pp. 723–731.
29. Menan F., Henaff G. Influence of frequency and waveform on corrosion fatigue crack propagation in the 2024–1351 aluminium alloy in the S–L orientation. *Materials Science and Engineering*, 2009, pp. 70–76. DOI: 10.1016/j.msea.2009.04.058.
30. Andersson C., Liu J. Effect of corrosion on the low cycle fatigue behavior of Sn–4.0 Ag–0.5 Cu lead-free solder joints. *International Journal of Fatigue*, 2008, vol. 30 (5), pp. 917–930. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.06.009.
31. Mukahiwa K., Scenini F., Burke M.G. et al. Corrosion fatigue and microstructural characterization of Type 316 austenitic stainless steels tested in PWR primary water. *Corrosion Science*, 2017, pp. 57–70. DOI: 10.1016/j.corsci.2017.10.022.
32. Karpenko O., Oterkus S., Oterkus E. Titanium alloy corrosion fatigue crack growth rates prediction: Peridynamics based numerical approach. *International Journal of Fatigue*, 2022, no. 162, art. 107023.
33. Liao X., Li Y., Qiang B. et al. An improved crack growth model of corrosion fatigue for steel in artificial seawater. *International Journal of Fatigue*, 2022, no. 160, art. 106882.

Информация об авторах

Горбовец Михаил Александрович, начальник Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Ходинев Иван Александрович, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Монин Сергей Алексеевич, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Mikhail A. Gorbovets, Head of Testing Center, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Ivan A. Khodinev, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Sergey A. Monin, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 02.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 12.08.2022.
 The article was submitted 02.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 12.08.2022.



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ» – ВИАМ

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
НАУЧНЫЙ ЦЕНТР



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

На основании одобренного Президентом Российской Федерации В.В. Путиным принципа создания отрасли малотоннажных производств в материаловедческих НИИ и ГНЦ в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ создано:

25 высокотехнологичных
наукоемких производств по выпуску
253 наименований материалов
и полуфабрикатов

ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР

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



национальная
система
аккредитации
инфраструктура
доверия



SAFRAN
Snecma



Ульяновский научно-технологический центр ВИАМ –
НИЦ «Курчатовский институт»



Разработка технологий и производство
полуфабрикатов и изделий из ПКМ.

Геленджикский центр климатических
испытаний ВИАМ им. Г.В. Акимова –
НИЦ «Курчатовский институт»



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

Воскресенский экспериментально-технологический
центр по специальным материалам ВИАМ –
НИЦ «Курчатовский институт»



Разработка технологий и производство бериллийсодержащих
сплавов, полимерных связующих, препрегов, материалов
для безэховых камер.

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

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

на правах рекламы



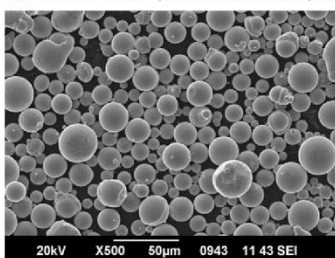
ПАЙКА КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ



**РАЗРАБОТКА ПРИПОВ И ТЕХНОЛОГИЙ ПАЙКИ
НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ, ТИТАНОВЫХ,
МЕДНЫХ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ
В ОДНОИМЕННОМ И РАЗНОИМЕННОМ
СОЧЕТАНИЯХ, ТЕХНОЛОГИЙ ПАЙКИ
РАЗЛИЧНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ
МАТЕРИАЛОВ И СЛОЖНЫХ
КОНСТРУКЦИЙ.**

НИКЕЛЕВЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ И ТИТАНОВЫЕ ПРИПОИ:

- прочность паяных соединений на уровне 0,7–0,95 от прочности соединяемых материалов;
- совмещение режима пайки с режимом термообработки основного материала.

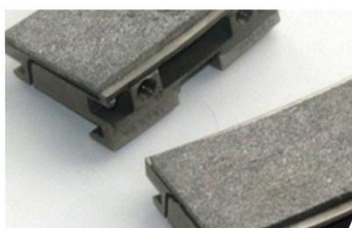


- сферическая форма гранул;
- низкое содержание кислорода (менее 0,010%).



Припои на органическом связующем в виде самоклеящихся лент:

- срок хранения 12 месяцев;
- толщина – от 0,5 до 5 мм;
- надежная фиксация на изделии.



НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРИПОИ:

- прочность паяных соединений в 1,5–2,5 раза выше по сравнению с оловянно-свинцовыми припоями;
- коррозионная стойкость в 2–4 раза выше по сравнению с оловянно-свинцовыми припоями.

СЕРИЙНО ПРОИЗВОДЯТСЯ И ПОСТАВЛЯЮТСЯ ПРИПОИ МАРОК:

- титановые – ВПр16, ВПр28;
- никелевые – ВПр11, ВПр24, ВПр27, ВПр36, ВПр42, ВПр44, ВПр50;
- низкотемпературные – ВПр35, ВПр40.

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

на правах рекламы

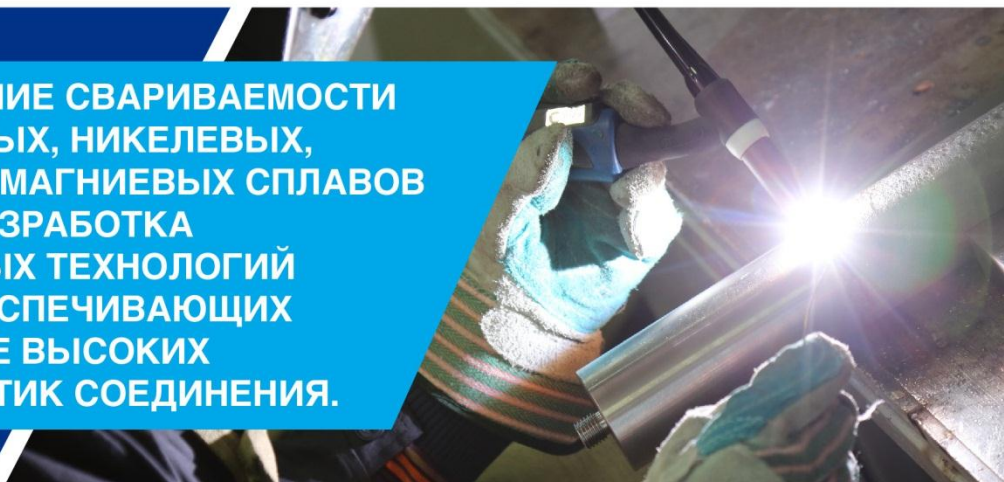
E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ppf; www.viam.ru



СВАРКА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ



ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ
АЛЮМИНИЕВЫХ, НИКЕЛЕВЫХ,
ТИТАНОВЫХ, МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ
И СТАЛЕЙ, РАЗРАБОТКА
СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
СВАРКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ
ДОСТИЖЕНИЕ ВЫСОКИХ
ХАРАКТЕРИСТИК СОЕДИНЕНИЯ.



Комплекс электронно-лучевой
сварки на базе установки
АЭЛТК-11-486

до 1 500 образцов
в год
до 1 000 валов
в год



до 5 000
типовых образцов
в год

Роботизированный технологический
комплекс лазерной гибридной
сварки Laser Weld 8R60

Комплекс дуговой сварки
на базе EWM415

до 2 000 образцов
в год



до 1 500 образцов
в год

Ротационная сварка
трением

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- разработку технологий сварки плавлением (автоматическая аргоно-дуговая сварка (ААрдЭС), лазерная сварка (ЛС), электронно-лучевая сварка (ЭЛС), гибридная сварка (ГС) и др.) современных конструкционных материалов;
- разработку технологий сварки в твердой фазе: сварка трением с перемешиванием (СТП), ротационная сварка трением (РСТ), полуфабрикатов из алюминиевых, никелевых, титановых сплавов и сталей.

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

на правах рекламы

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



ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ КОНСТРУКЦИЙ ПЛАНЕРА И ДВИГАТЕЛЯ САМОЛЕТА



РЕШЕНИЕ НАУЧНЫХ И ТЕХНИЧЕСКИХ
ЗАДАЧ В ОБЛАСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ,
ЖАРОПРОЧНЫХ, ЛИТЕЙНЫХ
И ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ
СПЛАВОВ, РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ
ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ОБРАБОТКИ
ПОЛУФАБРИКАТОВ И ДЕТАЛЕЙ
ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Производственные
мощности

до **150** шт. фасонных отливок
в год

до **500** шт. штамповок
в год

Рентгенодифракционный анализ титановых сплавов

до **200** шт. образцов
в год

Термическая обработка малогабаритных
полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов

до **3000** кг в год

Металлографический анализ структуры титановых сплавов.
Определение твердости по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу

до **1000** шт. образцов
в год



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

■ отливки из литейных титановых сплавов;

■ штамповки дисков и лопаток из жаропрочных титановых сплавов.

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

на правах рекламы

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



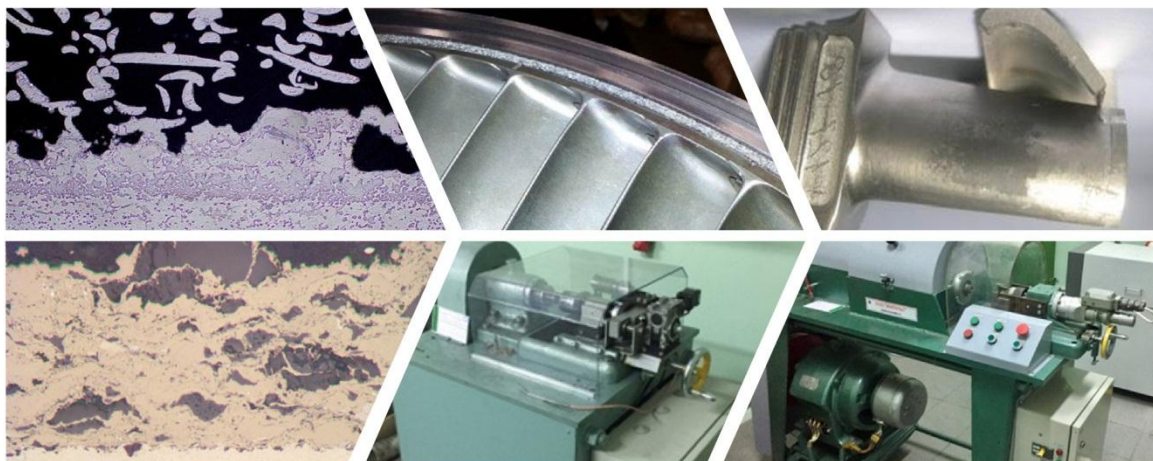
УПЛОТНИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ ГТД



РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНЫХ УПЛОТНИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ ГТД – ИСТИРАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СТАТОРНЫХ ДЕТАЛЕЙ КОМПРЕССОРА И ТУРБИНЫ, АБРАЗИВНО-ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ТОРЦОВ РАБОЧИХ ЛОПАТОК. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ УПЛОТНИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ТРЕНИЯ.



- разработка и исследование эксплуатационных свойств уплотнительных материалов проточной части ГТД – истираемых материалов для статорных деталей компрессора и турбины, абразивно-износостойких материалов для торцов рабочих лопаток;
- разработка уплотнительных материалов и технологий их нанесения на детали ГТД;
- изготовление опытных партий истираемых уплотнительных элементов на основе металлических волокон;
- исследование эксплуатационных характеристик уплотнительных материалов проточной части (проведение комплекса исследований и испытаний, позволяющих дать оценку эффективности применения истираемых и абразивно-износостойких материалов турбины и компрессора ГТД).



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- разработку уплотнительных материалов по техническому заданию;
- проведение исследований эксплуатационных характеристик уплотнительных материалов с выдачей заключения;
- совместные работы по опробованию новых уплотнительных материалов в изделиях заказчика.

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

на правах рекламы

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



УНТЦ ВИАМ – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»



ОДНО ИЗ ВЕДУЩИХ ПРЕДПРИЯТИЙ УЛЬЯНОВСКОЙ ОБЛАСТИ ПО РАЗРАБОТКЕ ИННОВАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ.

ПРОИЗВОДИТ ПОЛУФАБРИКАТЫ И ИЗДЕЛИЯ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.



Производственные
мощности:

20 000

листов стекло- и
органоластиков
в год

33 000

пог.м препрегов и
семипрепрегов
в год

3500

кг полимерных
связующих
в год

50

м² композитной
оснастки
в год

238

единиц технологического
и исследовательского
оборудования

УНТЦ выпускает широкую номенклатуру материалов, полуфабрикатов и изделий из ПКМ на высоком научно-техническом уровне.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- препреги на основе стеклотканей и полимерных связующих (эпоксидных, фенольных и др.);
- заготовки листового конструкционного стеклопластика ВПС-53К;
- препреги на основе углеродных тканей;
- полимерное связующее (ЭДТ-69Н, ВФТ, УП-2227Н и др.);
- листовой органоластик ВКО-19;
- формообразующая оснастка из ПКМ (с рабочей температурой до 180°C);
- листовой органоластик Органит 11ТЛ;
- изделия из ПКМ по согласованию с заказчиком.

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

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.pф; www.viam.ru; untc.viam.ru



ВЭТЦ ВИАМ – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»



УНИКАЛЬНЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЦЕНТР ПО ОБРАБОТКЕ БЕРИЛЛИЯ И БЕРИЛЛИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, С ЗАМКНУТЫМ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМ ЦИКЛОМ ПРОИЗВОДСТВА.

НА ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПЛОЩАДЯХ ВЭТЦ ВИАМ ТАКЖЕ СОЗДАНЫ УЧАСТКИ ПО ИЗГОТОВЛЕНИЮ СПЕЦИАЛЬНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.

Производственные
мощности:

29 тонн/год бериллийсодержащие стали и сплавы

209 единиц технологического и исследовательского оборудования

10 тонн/год препреги ПКМ

7700 м²

площадь производственных помещений

13 производственных участков



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- изготовление пластин и дисков бериллиевых герметичных, фольги бериллиевой вакуум-плотной радиационно-прозрачной повышенной чистоты толщиной от 10 мкм; паяных бериллиевых окон для рентгеновской техники; полуфабрикатов и изделий из бериллия по чертежам заказчика;
- нанесение гальванических и комплексных защитных покрытий на изделия из бериллия;
- выплавку сплавов ВНС-32 и 97НЛ-ВИ, алюминий-бериллиевой лигатуры АБ-1 и АБ-2, медно-бериллиевой лигатуры МБ-1 и МБ-2;
- изготовление прутков диаметром 12–60 мм из жаропрочной бериллийсодержащей коррозионностойкой стали марки ВНС-32-ВИ, ленты из бериллийсодержащего сплава 97НЛ-ВИ;
- изготовление клеев и клеевых связующих: ВСЭ-1212, ВСП-3М, ВСК-14-2МР, ВСК-14-2М, ВСВ-43, ВСЭ-34, ВСЭ-37, ВСЭ-33, ВПБ-45, ВСЭ-39, РСФ-250, ВСК-14-3, ВСК-14-4М;
- изготовление препрегов ПКМ шириной 300 мм и 1000 мм: ПУ-4э-2м, СТ-ВПС-33, ЭНФБ-2М, СТП-97с, СТ-69Н, СТ-69Н-14;
- изготовление углеродных тканых наполнителей полотняного и саржевого переплетения шириной 1000 мм для ПКМ: ВТкУ-2.200, ВТкУ-2.280, ВТкУ-3, ВТкУ-2.200Т;
- изготовление котонизированного льняного волокна, целлюлозного волокна, химическая модификация целлюлозы, формирование сверхлегких смесевых материалов на основе кварцевого и базальтового волокон с применением котонизированного льняного волокна, приготовление и иглопробивная обработка смеси высокотемпературных оксидных волокон и котонизированного льняного волокна, изготовление прекурсоров оксида циркония ОХЦ-В, оксида алюминия.

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

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru

www.viam.pф; www.viam.ru; vetc.viam.ru



ГЦКИ ВИАМ
ИМ. Г.В. АКИМОВА –
НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»



ЕДИНСТВЕННЫЙ В РОССИИ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР
КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ, ПОЗВОЛЯЮЩИЙ
В УСЛОВИЯХ МОРСКОГО КЛИМАТА ПРОВОДИТЬ
КОМПЛЕКСНЫЕ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ,
ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ И ИЗДЕЛИЙ,
А ТАКЖЕ ОТРАБОТКУ СИСТЕМ ЗАЩИТЫ
ОТ КОРРОЗИИ, СТАРЕНИЯ
И БИОПОВРЕЖДЕНИЙ.



**Основные
показатели:**

2118 м²

площадь лабораторно-
исследовательского
корпуса

>100

единиц высокоточного
измерительного и испыта-
тельного оборудования

1100 м²

площадь атмосферного
испытательного полигона

200 м²

площадь
силового пола

По климатическим признакам центр расположен в зоне умеренно теплого климата с мягкой зимой (ГОСТ 16350) и повышенной коррозионной агрессивностью атмосферы (9 баллов по ГОСТ 9.039, С3 по ISO 9223).

Лабораторные исследования:



Прочностные
испытания



Методы
неразрушающего
контроля



Металлография



Электрохимия
и исследование
покрытий



Искусственный
климат



Испытания при отрица-
тельных температурах
и тепловом ударе



Температурные
испытания



Аналитическая
лаборатория

Атмосферный испытательный полигон:



Открытая площадка –
до **10000**
образцов одновременно



Площадка под навесом –
до **1000**
образцов одновременно



Силовой пол с нагрузкой
до **500 МПа**



Площадка для испытаний
узлов и конструкций –
288 м²



Испытания при одновременном воздействии
климатических факторов и статических,
динамических, в том числе циклических, нагрузок

Метеостанция СКМП-2,
работающая в непрерывном
автоматическом режиме



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- комплексные испытания на коррозию, старение и биоповреждения металлических и полимерных материалов и конструкций в условиях атмосферы приморского климата, в том числе при воздействии статических и динамических нагрузок, а также в морской среде;
- изучение, отработку способов и средств защиты от коррозии и старения, определение стойкости конструкций и изделий из металлических и неметаллических материалов к воздействию коррозии, старения – для обоснования возможности использования их в изделиях перспективной техники;
- исследования по установлению обоснованных сроков службы с учетом климатических районов эксплуатации изделий.

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

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.pф; www.viam.ru; gcki.viam.ru

ТРЕБОВАНИЯ К РУКОПИСИ СТАТЬИ ПРИ ПОДГОТОВКЕ К ИЗДАНИЮ

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

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

3. Рукопись должна быть подписана всеми авторами статьи.

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

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

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

7. Рекомендуются следующая структура рукописи:

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

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

9. Основные технические параметры рукописи:

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

10. Форма подачи рукописи:

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

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

Список литературы должен включать не менее 15 источников.

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

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

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

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

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

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

ТРУДЫ ВИАМ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

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