
Федеральное государственное унитарное предприятие
«Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации

(ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)



Технологическая платформа «Новые полимерные композиционные
материалы и технологии»



Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»



**V Всероссийская научно-техническая
конференция «Материалы и технологии нового
поколения для перспективных изделий
авиационной и космической техники»**

Материалы конференции

19 июля 2021 г.

Электронное издание

Москва

2021

УДК 621.7+669+667+666

ББК 30.3

М34

Редакционная коллегия:

В.А. Дуюнова, к.т.н., начальник НИО «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы»; М.С. Оглодков - к.т.н., заместитель начальника НИО «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы»; И.А. Козлов, к.т.н., начальник лаборатории; Е.А. Шейн, к.т.н., главный специалист.

Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники : материалы V Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 19 июля 2021 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2021. – 315 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-72-2. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:

- композиционные материалы;
- алюминиевые и магниевые сплавы;
- жаропрочные интерметаллидные материалы на основе титана и никеля;
- функциональные материалы и защитные покрытия;
- технологии сварки и пайки конструкционных материалов;
- методы неразрушающего контроля;
- сотрудничество ФГУП «ВИАМ» с отечественными инновационными территориальными кластерами авиа- и двигателестроения;
- развитие государственно-частного партнерства с предприятиями металлургии и химической промышленности;
- развитие аддитивных технологий и др.

Конференция проведена в рамках Международного авиационно-космического салона «МАКС-2021».

УДК 621.7+669+667+666

ББК 30.3

ISBN 978-5-905217-72-2

© ФГУП «ВИАМ», 2021

Организационный комитет

(ФГУП «ВИАМ»)

Председатель:

В.В. Антипов – к.т.н., заместитель Генерального директора по науке.

Заместители председателя:

М.М. Бакрадзе – к.т.н., заместитель Генерального директора по металлическим материалам;

В.А. Дуюнова – к.т.н., начальник НИО «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы»

Члены организационного комитета:

Д.Е. Каблов – к.т.н., заместитель начальника управления;

А.А. Каньгин – начальник управления;

М.С. Оглодков - к.т.н., заместитель начальника НИО;

И.А. Козлов - к.т.н., начальник лаборатории;

Л.В. Прохорова – начальник отдела;

И.Ю. Смирнова - заместитель начальника отдела;

Д.С. Трушин – начальник сектора;

Н.В. Войтенко - специалист по выставочной деятельности;

А.В. Бабин - ведущий специалист по связям с общественностью;

Е.А. Цилин – ведущий специалист.

СОДЕРЖАНИЕ

Композиционные материалы

Материалы и технологии разработки АО "ЦНИИМ" для изделий авиационной и космической техники 8

Шаболдо О.П.; Гордеев С.К.; Вихман В.Б.; Трубин Д.А.

Высокотемпературные теплозащитные, керамические композиционные материалы и антиокислительные покрытия 23

Воронов В.А.; Чайникова А.С.; Ваганова М.Л.; Щеголева Н.Е.; Денисова В.С.; Сорокин О.Ю.; Лебедева Ю.Е.; Истомин А.В.; Качаев А.А.; Бутаков В.В.

Особенности изготовления и области применения волокнистых металлических композиционных материалов на основе титанового сплава..... 33

Курбаткина Е.И.; Серпова В.М.; Сидоров Д.В.; Краснов Е.И.

Перспективы применения слоистых алюмокомпозитов на основе алюминий-литиевых сплавов в авиационных конструкциях нового поколения 43

Серебренникова Н.Ю.; Антипов В.В.; Нефедова Ю.Н.

Оценка стабильности авиационных углепластиков к атмосферным осадкам 60

Старцев В.О.; Валева Е.О.; Варданян А.М.; Нечаев А.А.

Анализ влияния механической обработки на результаты испытаний композитных образцов 73

Полилов А.Н.; Татусь Н.А.; Власов Д.Д.

Исследование влияния ионно-плазменной обработки на свойства армирующих наполнителей и гибридного композиционного материала на их основе 87

Колпачков Е.Д.; Мараховский П.С.; Петрова А.П.; Волков И.А.; Щур П.А.; Лонский С.Л.; Куршев Е.В.; Черняева И.Ю.; Шведов А.В.

Исследование графена, полученного гидродинамическим методом для использования в композитах и накопителях электроэнергии..... 91

Трофимов Д.А.; Насибулин А.Г.; Небогов С.М.; Красников Д.В.

Особенности биodeградации промышленных отходов полимеров и перспективы вторичного использования углеродных наполнителей 100

Шайдурова Г.И.; Васильев И.Л.; Шевяков Я.С.

Алюминиевые и магниевые сплавы

Перспективы применения магниевого деформируемого LPSO-фазосодержащего сплава нового поколения в изделиях современной авиационной техники..... 107

Волкова Е.Ф.; Акинина М.В.; Мостяев И.В.; Алиханян А.А.; Леонов А.А.

Использование РЗМ как основной фактор, влияющий на повышение температуры воспламенения и механические свойства перспективного пожаробезопасного магниевого сплава..... 125

Трофимов Н.В.; Леонов А.А.; Дуюнова В.А.; Мухина И.Ю.; Ростовцева А.С.; Токарев М.С.

Закалка с водо-воздушным охлаждением крупногабаритных заготовок алюминиевых сплавов системы Al-Li-Mg 139

Соколов С.А.

Применение горячего изостатического прессования для крупногабаритных отливок из алюминиевого сплава АЛ4МС 159

Трапезников А.В.; Леонов А.А.; Дуюнова В.А.; Власова К.А.; Прохорчук Е.А.

Оперативный контроль модуля нормальной упругости сплавов аэрокосмической техники 171

Матюнин В.М.; Марченков А.Ю.; Агафонов Р.Ю.; Данилин В.В.; Горячкина М.В.; Жгут Д.А.

Сплавы титана, никеля, циркония

Особенности изготовления опытно-промышленного слитка сплава ВТ47 для получения прутковых заготовок применительно к крепежным изделиям для авиационной техники..... 180

Злобин Г.С.; Зиганшин А.Г.; Лапина Н.А.; Негодин Д.А.; Хлобыстов Д.О.; Арисланов А.А.; Путырский С.В.

Эволюция структурно-фазового состояния синтезированного материала жаропрочного сплава ВЖЛ718 при термическом воздействии..... 194

Мин П.Г.; Сухов Д.И.; Вадеев В.Е.; Рогалев А.М.; Раевских А.Н.; Зайцев Д.В.

Опытно промышленные испытания получения натриетермического порошка циркония в плавильной печи без подовой зоны 197

Топорков А.В.; Редькин А.Н.; Зиганшин А.Г.; Копарулина Е.С.; Штуца М.Г.

Функциональные материалы, защитные покрытия, поверхностная обработка

Неорганическое связующее ВАФ-66 как основа для создания новых покрытий 209

Демин С.А.; Козлов И.А.; Никифоров А.А.; Петрова А.П.

Сравнение гальванического и гальванотермического методов получения покрытия сплавами..... 223

Никифоров А. А.; Кравченко Д.В.; Хмельёва К.М.

Разработка расчетного кода для моделирования физических процессов при лазерном упрочнении материалов 239

Улыбышев К.Е.; Лиханский В.В.; Алиев Т.Н.; Зборовский В.Г.

Методы неразрушающего контроля

Оценка стабильности параметров годографов сигналов при внутритрубном вихретоковом сканировании теплообменных труб парогенераторов на АЭС и выбор оптимальных частот для выявления внешних дефектов 251

Доброклонская М.С.; Щукис Е.Г.; Данильченко С.А.

Применение неразрушающего метода акустической эмиссии в производстве заготовок и изделий из титановых сплавов 258

Ремшев Е.Ю.; Олехвер А.И.; Гусев А.С.; Силаев М.Ю.

Технологии сварки и пайки

Перспективные технологии сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов 274

Свиридов А.В.; Пантелеев М.Д.; Фомичев Е.О.; Одинцов Н.С.

Лазерная сварка и спекание слоев из композита Si-SiC 285

Вагин Н.П.; Лысенко С.А.; Юрышев Н.Н.

Влияние присадочной проволоки на деформационную стойкость и прочность сварных швов пластин из титанового сплава OT4 при односторонней аргонодуговой сварке со сквозным проваром 300

Гареев И.С.; Малых М.В.; Собко С.А.

УДК 669.245.018.44:66-977

Материалы и технологии разработки АО "ЦНИИМ" для изделий авиационной и космической техники

Шаболдо О.П., к.т.н.; Гордеев С.К., д.т.н.;

Вихман В.Б., к.т.н.; Трубин Д.А.

shaboldo@yandex.ru

gordeevsk@mail.ru

info@cniim.com

trubin@cniim.com

АО «Центральный научно-исследовательский институт материалов»

Аннотация:

Приведен обзор разработанных АО «ЦНИИМ» современных технологий изготовления высокопрочных, жаропрочных материалов и изделий, применяемых в авиации и космической технике.

Ключевые слова:

ниобиевый сплав, жаропрочность, элинварность, алмазный композиционный материал, гексагональный нитрид бора, сварка.

Методами электронной микроскопии исследована на разных стадиях изготовления полуфабрикатов и структура высоколегированного жаропрочного ниобиевого сплава ЛН-1, используемого при производстве высокотемпературных пружин. Показана наследственная зависимость структуры сплава в пружине в термоупрочненном состоянии от структуры прутка перед навивкой и обработкой на твердый раствор. Показаны преимущества высокотвердого алмазного композиционного материала перед кабидокремниевыми керамическими материалами, открывающие широкие перспективы применения в различных областях, в том числе в авиационной технике. Представлен новый материал (БНГТ95) на основе чистого нитрида бора для разрядных камер стационарных плазменных двигателей (СПД) малой тяги космических спутников.

Развитие техники, в том числе авиационной и космической, предъявляет новые требования к применяемым в ней материалам, узлам и комплектующим и технологиям их изготовления. Использование новых материалов и повышение эксплуатационных характеристик существующих позволяет не только решать конкретные задачи в конструкциях изделий, но и повышать тактико-технические характеристики комплексов в целом. АО «ЦНИИМ», старейший материаловедческий институт России, отметивший 6 июля 2021 года свое 109-летие, принимает активное участие в разработке новых материалов, технологии изготовления полуфабрикатов и изделий, освоении производства, как собственного, так и на предприятиях страны. Перечень решаемых институтом задач и спектр разрабатываемых материалов, технологий и продукции постоянно расширяются по мере развития техники. В настоящее время АО «ЦНИИМ» продолжает работы не только по созданию новых как металлических, так и композиционных материалов, разработке новых технологических решений, но и по постановке на производство и осуществлению серийных поставок

комплектующих изделий. Некоторым из этих разработок и посвящена настоящая статья.

Жаропрочный материал для пружин со специальными свойствами

Пружинные материалы по назначению классифицируются на пружинные материалы общего и специального назначения [1]. Пружинные материалы специального назначения кроме повышенных механических свойств и высокой релаксационной стойкости должны иметь определенные физические и физико-механические свойства, требования к которым определяются условиями эксплуатации пружин. К таким свойствам относятся работоспособность при высоких температурах (жаропрочность), высокая энергоемкость (низкий модуль упругости), в том числе и удельная (в сочетании с низкой плотностью), постоянство силовых параметров в широком интервале температур (элинварность), немагнитность, коррозионная стойкость.

При применении пружин в запорно-регулирующей арматуре космических систем, ядерных энергетических установок и в двигателях специального назначения материал должен иметь низкий коэффициент захвата тепловых нейтронов и обладать коррозионной стойкостью в щелочных жидкометаллических средах либо в парах лития или натрия, низкую температуру вязко-хрупкого перехода [2]. В качестве материала, отвечающего данным требованиям, специалистами ЦНИИМ был выбран жаропрочный ниобиевый сплав Nb10V5MnCu (ЛН-1). Данный сплав за счет реализации в нем двойного механизма упрочнения (твердорастворного и дисперсионного) потенциально мог обеспечить работоспособность пружин при температурах до 1000 °С. Однако для реализации и использования в изделиях уникальных свойств сплава ЛН-1 необходимо было сначала решить проблему деформируемости сплава с таким высоким уровнем

легирования и получения полуфабрикатов малых сечений, а также разработать технологию изготовления и термоупрочнения пружин.

Известно, что термомеханические параметры пластической деформации ответственны за эволюцию структуры и формирование механических свойств материала. Проведенный комплекс исследований тонкой структуры, механических свойств, температуры хладноломкости катаных и кованных полуфабрикатов из сплава ЛН-1 позволил отметить особенности пластической деформации высоколегированных ниобиевых сплавов. И прокатка, и ротационная ковка, проводимые в диапазоне температур тёплой деформации, приводят к формированию высокодефектной ячеистой структуры. При этом имеют место общие закономерности формирования механических свойств материала. Кривые зависимостей механических свойств сплава от степени деформации имеют три участка, а температуры хладноломкости – максимумы при средних значениях степени деформации. Однако различные температуры и условия пластической деформации приводят к различным характеру эволюции тонкой структуры и механизму пластической деформации [3, 4]. Примеры структур, формирующихся в результате теплой деформации при прокатке, ротационной ковке, вакуумной термической обработки кованных шлифованных прутков приведены на рисунке 1.

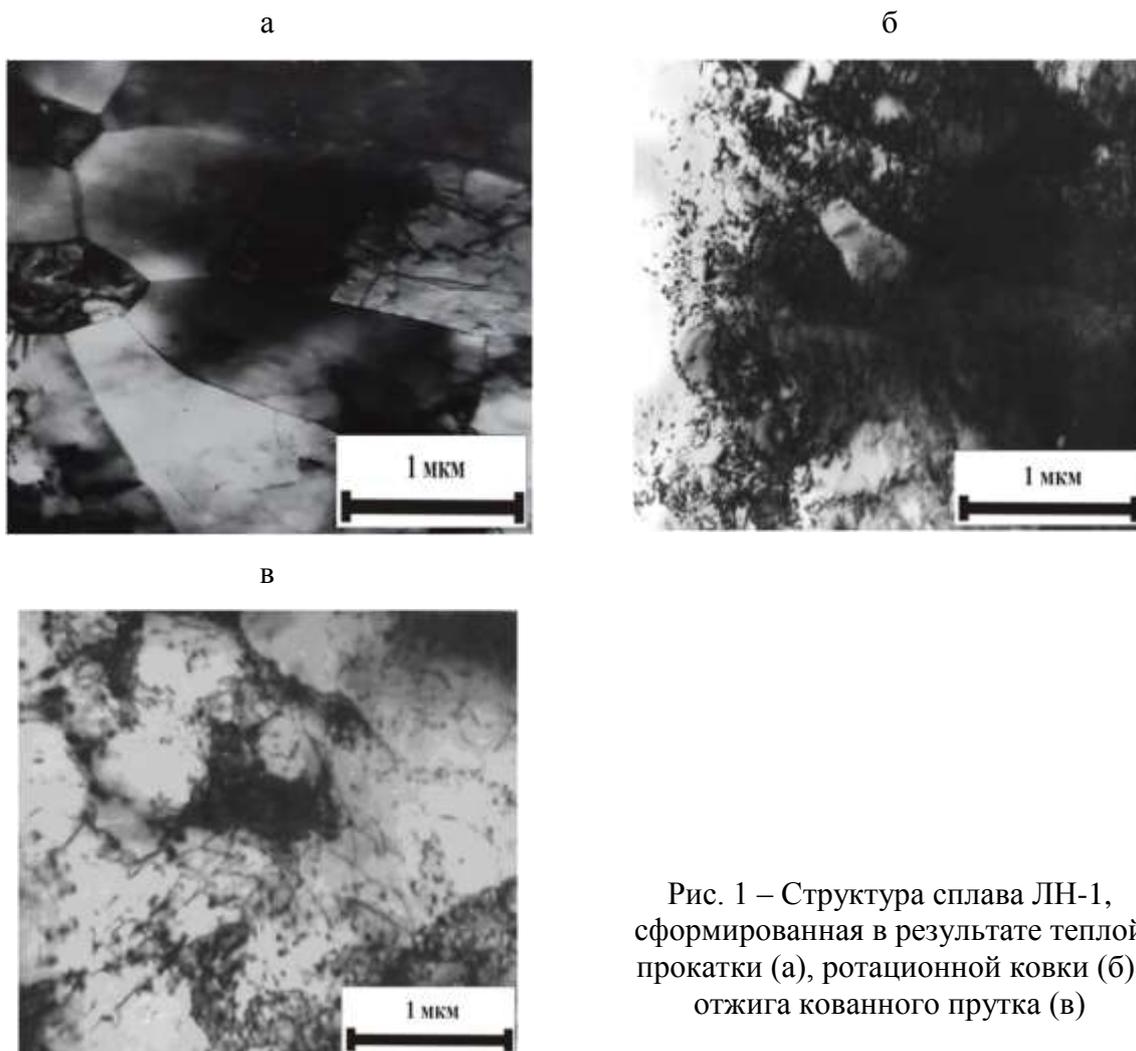


Рис. 1 – Структура сплава ЛН-1, сформированная в результате тепловой прокатки (а), ротационнойковки (б), отжига ковального прутка (в)

Формирование данных структур обеспечивает возможность получения промежуточной заготовки диаметром от 12 до 18 мм, а также шлифованного прутка диаметром от 2,5 до 5,0 мм и проволоки диаметром от 1,0 до 2,5 мм, которые успешно навиваются в винтовые пружины с индексом не менее 4,5. Механические свойства кованых прутков составляли: предел прочности $\sigma_b = 1000 \dots 1100$ МПа; условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 920 \dots 940$ МПа; предел пропорциональности $\sigma_{пл} = 800 \dots 850$ МПа, удлинение $\delta = 12 \dots 15$ %; относительное сужение $\psi = 30 \dots 35$ %. Отжиг кованых шлифованных прутков в интервале температур 1100 – 1150 °С приводит к снижению прочности до 800 – 900 МПа и повышению пластичности прутков ($\delta = 18 \dots 25$ %, $\psi = 60 \dots 70$ %), что обеспечивает

стабильный процесс навивки пружин, исключает случаи разрушения материала при навивке. Как показали электронно-микроскопические исследования структуры сплава, в процессе отжига при 1150 °С начинается, но не завершается полигонизация, о чем свидетельствуют перестройка границ ячеек и существенное снижение плотности дислокаций внутри них (рисунок 1в). Выделившаяся при этом фаза, достаточно равномерно распределенная, идентифицирована как сложнелегированный карбид типа Me_2C .

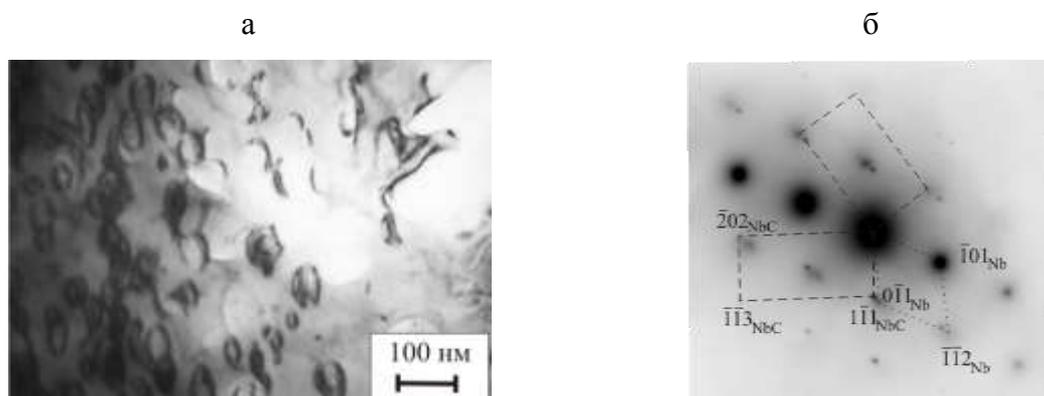


Рис. 2 – Структура (а) и микродифракция (б) сплава ЛН-1 после термоупрочнения по схеме: отжиг 1150 °С ОТР-закалка-старение 1000 °С, 5 час +1200 °С, 5 час

Данная структура весьма позитивно сказывается на формировании структуры в термоупрочненном состоянии [5]. Упрочнение сплава ЛН-1 осуществляется по схеме: ОТР-закалка-старение в две ступени. При ОТР данные частицы карбида Me_2C , растворяясь в твердом растворе, образуют зоны с повышенной концентрацией циркония и углерода. При последующем двухступенчатом старении в течение 10 часов из таких обогащенных объемов твердого раствора происходит наследственное выделение мелкодисперсной второй фазы, представленной дискообразными частицами стабильного карбида (NbZr) С диаметром от 20 до 40 нм и толщиной менее 10 нм (рисунок 2). При горячем заневоливании винтовых цилиндрических пружин сжатия с такой

структурой на напряжения до 200 МПа релаксация напряжений составляет не более 5 %, что свидетельствует о высокой жаропрочности сплава и работоспособности пружин при температурах до 1000 °С.

Алмазные композиционные материалы

Карбидные материалы обладают высокими механическими свойствами, в том числе и при высоких температурах. Особое место среди карбидных материалов занимают карбидокремниевые керамики, как спеченные (SSiC), так и реакционносвязанные (RBSiC), отличающиеся твердостью, износостойкостью, низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) и устойчивостью на воздухе при высоких температурах. Такое сочетание свойств карбидокремниевых керамик обеспечивает им заметные преимущества по удельным механическим характеристикам и, прежде всего, удельному модулю упругости (удельной жесткости). Дальнейшее улучшение свойств SiC-керамик идет по пути их армирования, например, вискерсами и волокнами [6].

Анализ совокупности свойств SiC-керамик и других материалов показывает (Таблица 1), что одним из наилучших армирующих материалов для них является алмаз. Он обладает отличными механическими и теплофизическими свойствами, заметно превосходящими карбид кремния. Именно поэтому, как было показано нами [7], армирование SiC-керамик алмазными частицами приводит к получению композитов с уникальным сочетанием упругости, теплопроводности, твердости и износостойкости.

Таблица 1

Свойства карбидных керамик и алмаза [8, 9]

	RBSiC	SSiC	Алмаз
Плотность, г/см ³	3,0	3,1	3,5
Модуль упругости, ГПа	350	400	1100
Твердость, ГПа	22	23	100
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)	150	80	1500-2000
ТКЛР, 10 ⁻⁶ /К	4	4	1,5

Одним из методов получения тугоплавких и композиционных материалов является получение изделий требуемого размера и форм по “net-shape” технологии, за счет осуществления химических реакций в объеме заготовки.

Использование описанного подхода особенно актуально при получении сверхтвердых материалов. Высокая твердость и износостойкость крайне затрудняют механическую обработку конечных изделий. Поэтому придание формы изделию на ранних стадиях технологического процесса и последующее преобразование состава и структуры материала внутри заготовки мы считаем весьма перспективным.

Используя этот подход, в АО «ЦНИИМ» разработан сверхтвердый конструкционный материал АКК «Скелетон»[®], сочетающий в себе ряд уникальных свойств. Структура АКК «Скелетон»[®] сформирована алмазными зернами, связанными в единый композит карбидокремниевой матрицей (рисунок 3). Содержание алмаза в материале составляет, как правило, от 40 до 70 % об.

Большинство механических и теплофизических характеристик АКК «Скелетон»[®] существенно лучше, чем у всех известных конструкционных материалов (таблица 2).

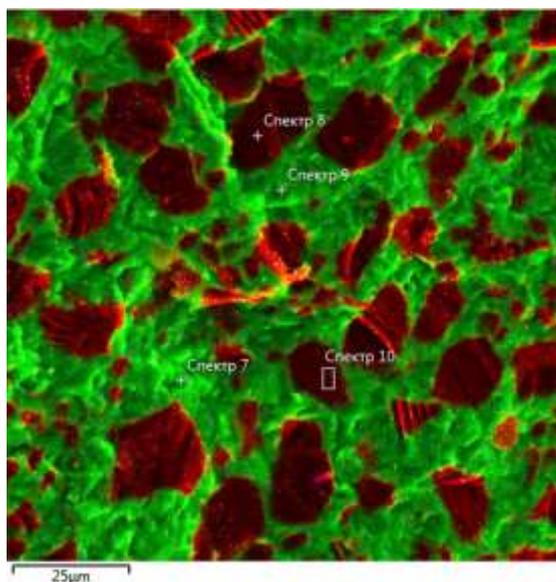


Рис. 3 – Микроструктура поверхности излома АКК «Скелетон»[®]

Таблица 2

Свойства материалов АКК «Скелетон»[®]

Свойства	Содержание алмаза в АКК «Скелетон» [®] , %об.			Лучшие известные конструкционные материалы по указанным свойствам
	40	60	70	
Плотность, г/см ³	3,30	3,35	3,40	
Модуль упругости, ГПа	580	700	820	<i>WC-Co - 670</i>
Удельная жесткость, 10 ⁶ м	17,6	20,9	24,1	<i>Бериллий - 16,2</i>
Скорость звука в материале, км/с	13,2	14,5	15,5	<i>Бериллий - 12,7</i>
Твердость, ГПа	55	65	70	<i>Карбид бора - 35</i>
Предел прочности при изгибе, МПа	270	250	230	
Коэффициент теплопроводности (при 20°С), Вт/(м*К)	280	450	630	<i>Серебро - 430</i>
Коэффициент температуропроводности, см ² /с	1,4	2,2	3,1	<i>Серебро - 1,15</i>
Температурный коэффициент линейного расширения, 10 ⁻⁶ , 1/К	2,2	2,0	2,0	
Комплексный критерий стабильности зеркал (критерий Максудова)	21	51	75	<i>Карбид кремния - 8</i>

Из-за высокой твердости АКК «Скелетон»[®] изделия из него не могут быть изготовлены механической обработкой, однако разработанная технология получения материала в форме нужной детали позволяет производить изделия с точностью размеров $\pm 0,1$ мм.

Из АКК «Скелетон»[®] могут быть изготовлены детали и узлы горячего тракта газогенератора авиационного двигателя, которые должны обеспечивать следующие параметры: рабочая температура до 1500 °С, стойкость к высоким градиентам температур, возникающим при нагреве и охлаждении двигателя, статическая кратковременная прочность 250...300 МПа при температуре более 1000 °С, высокий коэффициент теплопроводности.

При разработке сопловых аппаратов (СА) из керамического композиционного материала АКК «Скелетон»[®] необходимо учитывать хрупкость и высокий модуль упругости материала, влияющие, прежде всего, на размерность элементов СА, которые должны изготавливаться с учётом масштабного фактора. Для создания конструкции СА из АКК «Скелетон»[®] необходимы высокая точность изготовления элементов и тщательная сборка, что обеспечивается разработанной в АО «ЦНИИМ»

технологией неразъемного керамического сопряжения отдельных элементов СА.

Несмотря на присутствие термически нестабильной фазы алмаза, АКК «Скелетон»[®] устойчив при высоких температурах вплоть до 1500 °С. Прочность образцов при температуре 1000...1200 °С достигает 400...450 МПа.

На рисунке 4 приведён опытный СА, разработанный ФГУП «ЦИАМ», для перспективного вертолётного двигателя с сегментом из трёх лопаток из материала АКК «Скелетон»[®].

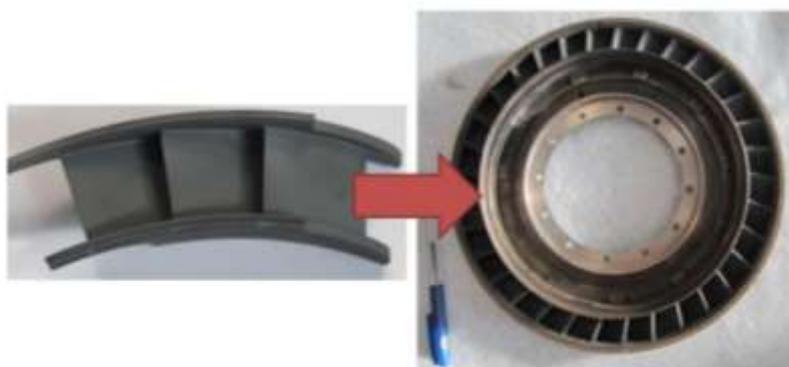


Рис. 4 – Опытный СА с сегментами из трёх лопаток из материала АКК «Скелетон»[®]

На рисунке 5 представлены результаты циклических высокотемпературных испытаний сегментов СА. Разрушений сегментов в ходе испытаний не происходило.

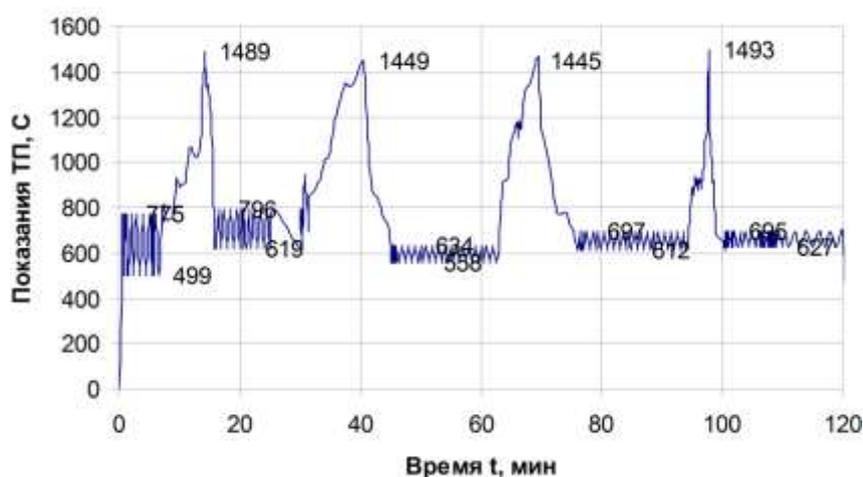


Рис. 5 – Циклические испытания лопаток

Учитывая уникальное сочетание механических и теплофизических свойств АКК «Скелетон»[®], он находит применение при изготовлении информационных и силовых зеркал, теплоотводов электронных приборов, износостойких элементов, подшипников скольжения и др.

Керамические материалы, используемые для изготовления разрядных камер стационарных плазменных двигателей (СПД) малой тяги космических спутников

В настоящее время в российских холловских двигателях типа СПД и частично зарубежных, в качестве материала стенок используют эрозионностойкий диэлектрический материал на основе гексагонального нитрида бора и оксида кремния (БГП-10), разработанный в АО «ЦНИИМ».

Внедренная в мелкосерийное производство технология изготовления керамических заготовок из материала БГП-10 базируется на методе горячего прессования в графитовых формах в защитной атмосфере при температурах прессования ≥ 1750 °С.

Прошедшие десятилетия безаварийной эксплуатации (СПД) в космосе подтвердили уникальность свойств разработанного ранее материала БГП-10, хорошо зарекомендовавшего себя в керамических двигателях типа СПД-70, СПД-100, СПД-140 и др. с напряжением разряда от 300 до 600 V, и обеспечивающего требуемое эксплуатационное время огневой работы в условиях космического пространства.

Однако, для новых двигателей с высоким удельным импульсом и с напряжением разряда (U_d) свыше 1000 V, материал БГП-10 уже не сможет обеспечить требуемый ресурс работы двигателя из-за повышенной эрозии изолятора ускорительного канала в результате взаимодействия потока ускоренных ионов плазмы с материалом камеры. Оксидные компоненты керамики БГП-10 при взаимодействии с электронами плазмы имеют повышенную вторичную эмиссию, что приводит к рассеиванию

электронов, замене в потоке горячих плазменных электронов на холодные, что снижает эффективность ионизации в канале двигателя, понижая тягу двигателя. Эрозия керамики происходит в результате взаимодействия потока ускоренных ионов со стенкой, что вызывает изменение геометрии канала вплоть до полного износа изолятора.

Таким образом, повышение ресурса работы, величины удельного импульса и эффективность ионизации, определяющие выходные характеристики СПД, сильно зависят от материала стенок разрядных камер. В этой связи, для решения задачи повышения эрозионной стойкости материала к плазменному потоку, специалистами АО «ЦНИИМ» проводится планомерная работа по совершенствованию керамических материалов, применяемых в разрядных камерах СПД с целью повышения его тактико-технических характеристик в соответствии с требованиями современного уровня развития спутникового двигателестроения. и увеличение габаритных размеров камер является сверхактуальной задачей.

В течение последних лет для двигателей с $U_d \geq 600$ В АО «ЦНИИМ» совместно с «Центр Келдыша» разработал материал марки БНГП-8 с более высокой стойкостью к ионному распылению при температурах 500...1000 °С. Указанный материал состоял из гексагонального нитрида бора и активатора спекания оксида бора (8%). Не смотря на высокие рабочие характеристики, полученные в результате стендовых испытаний, материал не нашел практического применения в СПД из-за проблем с длительным хранением в воздушной атмосфере – появления сетки микротрещин на поверхности заготовок и деталей в результате взаимодействия влаги в воздушной атмосфере с B_2O_3 .

Обладая предыдущим опытом в разработке материалов для СПД, в период с 2018 г. по 2020 г. в АО «ЦНИИМ» были выполнены исследования по разработке нового материала (БНГТ95) на основе чистого нитрида бора с содержанием активаторов спекания в количестве 1...3 %,

стабильных в условиях хранения и эксплуатации электроизоляционных камер. Заготовки материала переданы изготовителю СПД АО «ОКБ «ФАКЕЛ» для проведения стендовых испытаний.

Структура нового материала приведена на рисунке 6, сравнительный анализ достигнутых характеристик разработанных материалов по сравнению с зарубежными аналогами и БГП-10 (~50 % BN) представлены в таблице 3.

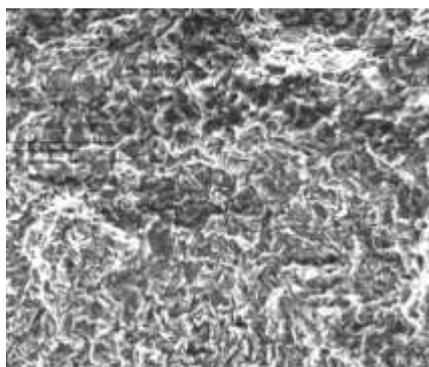


Рис. 6 – Микроструктура керамического материала БНГТ95

Таблица 3

Сопоставление характеристик материала, создаваемого по новой технологии, с характеристиками аналогов

Параметр	Создаваемый по новой технологии (БНГТ95)	Отечественный аналог БГП-10	Зарубежный аналог АХ05
Плотность, г/см ³	2,21	2,2	1,9
Пористость, %	~ 1	~ 3	14
Прочность при изгибе, МПа	140	80	60
Электросопротивление, Ом·см	10¹³	10¹²	10¹⁴
Содержание оксидов, %	1÷3	50	~ 1
Эрозионная стойкость, мм ³ /Кл	в стадии испытаний	0,12	0,08

Анализ зарубежных материалов и результаты проведенных ранее в АО «ЦНИИМ» инициативных исследований в части повышения эрозионной стойкости керамических материалов для перспективных СПД показали возможность уменьшения эрозии в новых материалах более чем в 2 раза по сравнению с материалом БГП-10 за счет повышения содержания

в них доли гексагонального нитрида бора (до 95 %), с сохранением прочностных характеристик.

Применение нового однофазного керамического материала на основе гексагонального нитрида бора, изготавливаемого по разработанной технологии, позволит повысить ресурс работы перспективных СПД с высоким удельным импульсом в 2...2,5 раза по сравнению с материалом БГП-10.

Выводы

1. Разработана технология изготовления пружин, сохраняющих постоянство модуля упругости в широком диапазоне температур (от минус 20 °С до плюс 1000 °С) и высокую жаропрочность (до плюс 1000 °С) за счет реализации в элинварном труднодеформируемом сплаве ЛН-1 двойного механизма упрочнения: твердосплавного и дисперсионного;

2. Разработан сверхтвердый конструкционный материал АКК «Скелетон»[®], позволяющий обеспечивать в изготавливаемых из него деталей жаропрочность до 1500 °С, статическую кратковременную прочность 250...300 МПа (при температуре более 1000 °С), высокий коэффициент теплопроводности;

3. Разработан керамический материал БНГТ95 на основе чистого нитрида бора, применение которого в перспективных СПД позволит повысить ресурс работы СПД с высоким удельным импульсом в 2...2,5 раза (по сравнению с материалом БГП-10).

Литература

1. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы / А.Г. Рахштадт. – 3-е изд. – М.: Металлургия, 1982. – 400 с.

2. Мухамедов, В.С. Твердотопливные двигатели специального назначения / В.С. Мухамедов. – СПб., 2018. – 152 с.

3. Виторский Я.М. Особенности тёплой деформации жаропрочного ниобиевого сплава марки ЛН-1 при прокатке / Я.М. Виторский, А.И. Рудской, О.П. Шаболдо // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2010. – №3. – С. 119–125.

4. Шаболдо О.П. Формирование структуры и свойств высоколегированного сплава на основе ниобия ЛН-1 в процессе тёплой деформации ротационной ковкой / О.П. Шаболдо // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2011. – №1. – С. 164–168.

5. Шаболдо О.П. Влияние термической обработки на тонкую структуру и свойства жаропрочного ниобиевого сплава / О.П. Шаболдо, Я.М. Виторский, В.В. Сагарадзе, Е.Г. Волкова // Физика металлов и металловедение. – 2016. – № 12. – С.1332–1338.

6. Kameda T. Fabrication and mechanical properties of reaction sintered silicon carbide, in High temperature ceramic matrix composites III. / T.Kameda, Y.Itoh // CSJ Series, Ed.K.Niihara et al, Trans.Tech.Publications Ltd. – 1998. – p. 95–98.

7. Гордеев С.К. Композиты алмаз-карбид кремния – новые сверхтвёрдые конструкционные материалы для машиностроения / С.К. Гордеев // Вопросы материаловедения. – 2001. – №3. – С. 31–40.

8. Гнесин Г.Г. Безкислородные керамические материалы / Г.Г.Гнесин. – Киев: Наукова думка, 1987. – 152 с.

9. Физические свойства алмаза / Справочник, Киев: Наукова думка,1987. –190 с.

УДК 666.3

Высокотемпературные теплозащитные, керамические композиционные материалы и антиокислительные покрытия

Воронов В.А., к.х.н.; Чайникова А.С., к.т.н.; Ваганова М.Л., к.х.н.; Щеголева Н.Е., к.т.н.; Денисова В.С., к.т.н.; Сорокин О.Ю., к.т.н.; Лебедева Ю.Е., к.т.н.; Истомин А.В., к.т.н.; Качаев А.А.; Бутаков В.В.

lab13@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Представлены достижения ФГУП «ВИАМ» в области получения керамических и стеклокерамических композиционных материалов и защитных покрытий, перспективных для применения при создании авиационной техники нового поколения. Показаны результаты исследований по получению с применением методов искрового плазменного спекания и горячего прессования высокотемпературных дисперсноупрочненных керамических композиционных материалов (ККМ) для изготовления элементов облицовки жаровых труб перспективных ГТД. Представлены исследования по получению золь-гель методом композиционных материалов на основе высокотемпературной стеклокерамики для изготовления элементов конструкций радиотехнического назначения для перспективных летательных аппаратов. Показаны разработки ФГУП «ВИАМ» в области жаростойких стеклокерамических покрытий для защиты сплавов от высокотемпературной газовой коррозии. Представлены результаты исследований по разработке высокотемпературного ККМ на основе нитрида бора для изготовления сопел для распыления металлопорошковых композиций

Ключевые слова:

керамический композиционный материал (ККМ), стеклокерамический композиционный материал, высокотемпературные теплозащитные материалы, метод искрового плазменного спекания, золь-гель метод, жаростойкое стеклокерамическое покрытие, карбид кремния.

Развитие современного авиационного материаловедения невозможно без разработки новых керамических и стеклокерамических композиционных материалов с высокими значениями прочности, твердости, коррозионной и эрозионной стойкости в совокупности с длительным жизненным циклом в условиях высокотемпературного окисления и новых жаростойких покрытий для сталей и сплавов для изготовления теплонагруженных элементов горячего тракта двигателей, элементов конструкций радиотехнического назначения перспективных изделий авиационной и ракетной техники. Актуальность применения высокотемпературных материалов и покрытий продиктована необходимостью разработки нового поколения летательных аппаратов, к которым предъявляются требования по повышению маневренности, снижению веса, повышению топливной эффективности и тяги двигателя. Элементы конструкции должны работать в условиях воздействия высоких температур и механических нагрузок в окислительной среде, при этом сохраняя минимальный уровень абляции.

Такие зарубежные компании и международные корпорации, как General Electric, Safran, NASA в настоящее время внедряют керамические композиционные материалы (ККМ) в конструкции газотурбинных двигателей для изготовления надроторных вставок турбины высокого давления (ТВД), сегментов для внутренней облицовки камеры сгорания двигателей, статорных лопаток соплового аппарата, рабочих лопаток турбины низкого давления (ТНД), стабилизаторов пламени, смесителей, створок и др. Аналогичные работы ведутся и в России. ФГУП «ВИАМ» активно занимается разработкой высокотемпературных ККМ и защитных покрытий, а также технологий изготовления элементов конструкций из них для ГТД нового поколения.

Так, в рамках совместных работ с АО «ОДК-Авиадвигатель» в обеспечение освоения критической технологии по созданию турбины

двигателя большой тяги ПД-35 проведены исследования по получению методом искрового плазменного спекания высокотемпературного керамического композиционного материала (ККМ) на основе тугоплавких соединений с многослойной структурой и антиокислительным покрытием для изготовления сегментов стенки жаровой трубы. Проведенные исследования по измерению критического коэффициента интенсивности напряжений показали, что среднее значение критического коэффициента интенсивности напряжений (K_{IC}) ККМ составляет $13,3 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, что примерно в 2,5 раза превышает значение K_{IC} для неармированных керамических образцов аналогичного состава ($5,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$). Проведенные испытания на изгиб показали, что характер разрушения образцов ККМ вязкий, в отличие от неармированных керамических образцов (рис. 1).

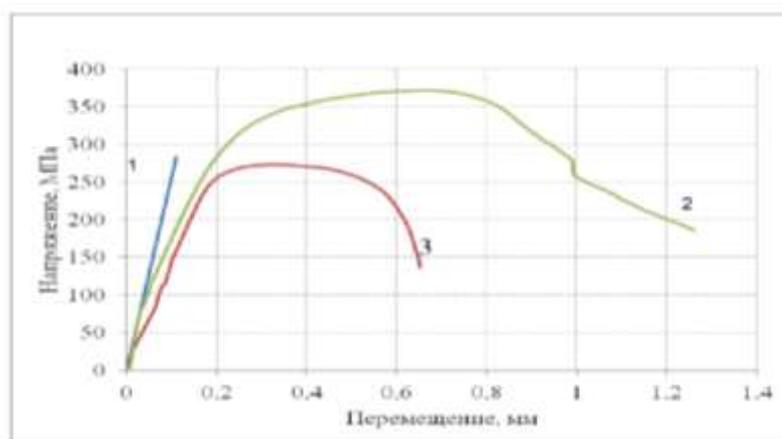


Рис. 1 – Диаграммы «напряжение – прогиб»: 1 – неармированный керамический образец; 2 – образец ККМ с многослойной структурой в исходном состоянии; 3 – образец № 2 с усталостной трещиной

По результатам испытаний на термостойкость на стенде АО «ОДК-Авиадвигатель», позволяющем имитировать ожидаемые условия работы деталей камеры сгорания (КС) в турбореактивном двигателе (ТРД), было установлено, что керамический композиционный материал на основе тугоплавких соединений с многослойной структурой и антиокислительным покрытием обладает высокой стойкостью к резким

теплосменам с максимальной температурой на фронтальной поверхности образцов $T = 1400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Образцы выдержали более 1000 теплосмен без образования трещин, расслоений и сколов покрытия (рис. 2).



Рис. 2 – Внешний вид образцов ККМ с антиокислительным покрытием:
а – до проведения испытаний; б – после проведения

Металлографические исследования образцов показали, что толщина покрытия не претерпевает заметного изменения в результате газодинамического воздействия продуктов сгорания топлива и остается постоянной. Таким образом, показано, что входящие в состав антиокислительного покрытия тугоплавкие соединения обладают термодинамической стабильностью во всем интервале температур проведения испытаний и обеспечивают высокую эрозионную стойкость.

В рамках совместных работ с АО «ОДК-Климов» проведены экспериментальные исследования по получению методами горячего прессования и искрового плазменного спекания дисперсноупрочненных керамических композиционных материалов на основе карбида кремния, армированных вискерами карбида кремния, с применением различных модифицирующих и спекающих добавок.

По результатам исследований разработан керамический композиционный материал марки ВМК-21 и технология изготовления из него прототипов элементов облицовки жаровой трубы противоточной камеры сгорания перспективного вертолетного двигателя. Для ККМ марки ВМК-21 характерен следующий уровень физико-механических и термических свойств: плотность – $3,19\text{--}3,22\text{ г/см}^3$, пористость – $0,2\text{--}0,7\text{ \%}$,

прочность при изгибе при температуре 20 °С – 430–450 МПа, микротвердость по Виккерсу – 22,0–22,6 ГПа, жаростойкость при температуре 1500 °С – 500 часов (изменение массы 0,9 масс.%). Материал отличается повышенной, более чем на 50%, прочностью по сравнению с отечественными аналогами и повышенной, более чем на 60 %, жаростойкостью по сравнению с зарубежными аналогами.

Совместно с ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова» проведены высокотемпературные стендовые испытания прототипов элементов облицовки из ККМ в составе экспериментального конструктивно-подобного образца жаровой трубы в условиях, близких к эксплуатационным. Результаты испытаний показали, что прототипы элементов облицовки характеризуются высокими значениями термостойкости и жаростойкости – выдержали без разрушения, растрескивания и изменения геометрических размеров 30 циклов термоциклирования и 180 мин выдержки при температуре 1500 °С в продуктах сгорания топлива (следов уноса материала с поверхности не обнаружено).

Во ФГУП «ВИАМ» проводятся систематические исследования в области разработки технологий изготовления конструкционных эрозионностойких стеклокерамических композиционных материалов радиотехнического назначения с применением золь-гель метода.

Проведение систематических исследований позволило повысить температуры эксплуатации данных материалов с 500–700 до 1600 °С. В настоящее время при финансировании Российского научного фонда (проект № 18-73-00325) создан научно-технический задел по получению золь-гель методом композиционных материалов радиотехнического назначения на основе бесщелочной стронций- и барийалюмосиликатной стеклокерамики, армированной частицами тугоплавких оксидов циркония и гафния, характеризующихся уникальным сочетанием высокой

термостойкости и прочности (до 165 МПа) и увеличенной трещиностойкостью (в 2,4 раза по сравнению с традиционной стеклокерамикой радиотехнического назначения). Увеличение трещиностойкости, прочности и термостойкости в сочетании со снижением температуры синтеза стеклокерамических композиционных материалов обеспечивает их превосходство над лучшими отечественными и зарубежными аналогами.

Применение метода горячего прессования позволило разработать технологию получения крупногабаритных заготовок из ККМ марки ВМК-17 с высокой равноплотностью, повышенной термостойкостью и инертностью к воздействию расплавов металлов. Впервые в России была разработана технология изготовления сопел из ККМ марки ВМК-17, используемых при распылении авиационных сплавов для аддитивных технологий. Внедрение разработанных технологий в собственное производство ФГУП «ВИАМ» обеспечило повышение срока службы изготовленных сопел, позволило расширить номенклатуру получаемых порошков за счет возможности повышения температуры их распыления.

Получены положительные результаты в ходе проведения испытаний сопел из ВМК-17 на газовых атомизаторах ФГУП «ВИАМ» при распылении высокотемпературных сплавов. В настоящее время во ФГУП «ВИАМ» освоено изготовление наиболее востребованных размеров сопел диаметром от 12 до 36 мм и высотой от 16 до 90 мм. Разработанные технологии способствуют решению проблемы импортозамещения и развития аддитивных технологий в авиационной промышленности России.

Для жаропрочных никелевых сплавов, жаростойких сталей, титановых сплавов, традиционно применяемых в изделиях авиационной техники, широко применяются стеклокерамические покрытия, предназначенные для защиты металлов от окисления и высокотемпературной газовой коррозии.

Жаростойкие эмалевые покрытия имеют ряд преимуществ, которыми обусловлено их широкое внедрение в авиастроении. Эмали отличаются технологичностью, высокой прочностью сцепления с металлами, отсутствием пористости и исключением диффузии компонентов из газовой среды к сплаву и из сплава в покрытие, а также отличаются невысокой стоимостью. Возможен ремонт эмалевых покрытий с помощью эмалей холодного отверждения, разработанных во ФГУП «ВИАМ». В институте также отработана технология получения жаростойких эмалей, позволяющая наносить покрытия на габаритные изделия сложной формы из широкой номенклатуры сплавов.

Так, во ФГУП «ВИАМ» разработано перспективное жаростойкое стеклокерамическое покрытие ВЭС-104М на основе тугоплавкой стеклофритты и модифицирующих тугоплавких соединений и технология нанесения на сплавы ВЖ171 и ЭП648. Покрытие ВЭС-104М обеспечивает высокую защиту никелевых сплавов от высокотемпературной газовой коррозии при температурах 1100–1150 °С, а также обладает прочностью сцепления с никелевыми сплавами не менее 97 %.

С целью внедрения в конструкцию серийных газотурбинных двигателей разработана безобжиговая энергоэффективная технология ремонта покрытия ВЭС-104М для защиты сплавов ВЖ171 и ЭП648. На испытательном стенде ФГУП «ЦИАМ» показана высокая жаростойкость в условиях газового потока с температурой 1000 °С и скоростью 40 м/с в течение 50 ч. образцов сплава ЭП648 с покрытием ВЭС-104М с ремонтом дефектов. По результатам исследования методом сканирующей электронной микроскопии установлено, что ремонтное покрытие после высокотемпературного воздействия газового потока сохраняет свою целостность на микроуровне и характеризуется плотной зернистой структурой. В объеме защищаемого сплава сохраняется равномерно распределенная упрочняющая фаза нитридов титана.

Проведено успешное опробование технологий нанесения и ремонта покрытия ВЭС-104М в условиях АО «ОДК-Климов» и испытания на термостойкость деталей с покрытием с ремонтом дефектов.

Во ФГУП «ВИАМ» в настоящее время решается задача повышения рабочей температуры жаростойких покрытий до 1250 °С, которая усложняется тем, что традиционные стеклокерамические покрытия формируют при температурах на 200–300 °С выше рабочей, что приведёт к короблению, разупрочнению и деформации защищаемых деталей из жаропрочных сплавов. В связи с этим развитие в области жаростойких покрытий связано с созданием реакционноотверждаемых покрытий, высокий уровень характеристик которых реализуется путем формирования особой структуры покрытий в результате химических реакций окисления и стеклообразования между компонентами материала и кислородом атмосферы. Перспективные реакционноотверждаемые покрытия, будучи сформированы при температурах близких к рабочим, способны обеспечить защиту материалов при температурах эксплуатации до 1250 °С.

В настоящее время во ФГУП «ВИАМ» создан научный задел в области составов реакционноотверждаемых покрытий на основе тугоплавких стёкол барийалюмосиликатной системы. Возможно создание эмалевых покрытий со специальными свойствами, реализуемыми за счёт особенностей химической природы стёкол – электроизоляционными, радиационностойкими и др.

Разработанные составы и технологии жаростойких стеклоэмалевых покрытий внедрены на опытно-производственном участке ФГУП «ВИАМ». Ежегодно для нужд предприятий отрасли выпускается до 30 тонн фритт и сухих шликеров покрытий.

Развитие ракетно-космической техники, увеличение скоростей летательных аппаратов требует применения новых материалов для применения в теплозащите летательных аппаратов. Теплозащитные

материалы на основе волокон тугоплавких оксидов отличаются низкой теплопроводностью, высокими температурами эксплуатации, низким удельным весом и относительно высокой прочностью. Основу материалов составляют волокна тугоплавких оксидов, полученных с использованием «золь-гель» технологии методом форсуночного распыления. В конце XX века был создан плиточный материал для системы теплозащиты МКК «Буран» на основе кварцевых волокон, в настоящее время разработаны технологии получения волокон оксида алюминия и оксида циркония значительно превосходящие кварцевый материал по рабочим температурам. На их основе разработана целая линейка высокотемпературных гибких и жестких теплозащитных и теплоизоляционных материалов.

Заключение

Таким образом, одними из наиболее перспективных достижений ФГУП «ВИАМ» в области получения керамических и стеклокерамических композиционных материалов и защитных покрытий, перспективных для применения при создании авиационной техники нового поколения являются:

– высокотемпературные дисперсноупрочненные и слоистые ККМ с повышенными термостойкостью, жаростойкостью и трещиностойкостью для изготовления теплонагруженных элементов облицовки с рабочими температурами до 1500 °С для жаровых труб перспективных ГТД;

– высокотемпературные стеклокерамические композиционные материалы с рабочими температурами до 1600 °С, характеризующиеся уникальным сочетанием высоких термостойкости и прочности и увеличенной трещиностойкостью (в 2,4 раза по сравнению с традиционной стеклокерамикой радиотехнического назначения), перспективные для изготовления элементов радиотехнического назначения для летательных аппаратов;

– высокотемпературный, термостойкий ККМ марки ВМК-17 для изготовления сопел, используемых при распылении авиационных сплавов при температурах более 1650 °С для аддитивных технологий;

– жаростойкое стеклокерамическое покрытие ВЭС-104М и безобжиговая энергоэффективная технология его ремонта, обеспечивающие защиту никелевых сплавов от высокотемпературной газовой коррозии при температурах 1100–1150 °С;

– перспективные реакционноотверждаемые покрытия, формирующиеся при температурах, близких к рабочим и обеспечивающие защиту жаропрочных сплавов при температурах эксплуатации до 1250 °С.

– разработка и внедрение в производство высокотемпературных волокон на основе оксидов алюминия и циркония и волокнистых гибких и жестких теплозащитных и теплоизоляционных материалов с рабочими температурами до 2300 °С.

Разработанные материалы не уступают по свойствам лучшим зарубежным аналогам, а по некоторым характеристикам превосходят их. Применение данных материалов в теплонагруженных узлах и деталях перспективных изделий будет способствовать решению задач повышения весовой эффективности, скорости, уровня летно-технических характеристик, а также проблем, связанных с выбросом вредных веществ, повышению надежности и долговечности авиационной техники нового поколения.

УДК 669.018.95

**Особенности изготовления и области применения
волоконистых металлических композиционных материалов
на основе титанового сплава**

Курбаткина Е.И., к.т.н.; Серпова В.М.;

Сидоров Д.В., к.т.н.; Краснов Е.И.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

В настоящей статье приведен обзор матричных сплавов и непрерывных армирующих компонентов, используемых для изготовления волоконистых композиционных материалов (КМ) на основе титанового сплава. Рассмотрены методы изготовления волоконистых КМ на основе титанового сплава. Рассмотрены основные проблемы, возникающие при получении волоконистых КМ и пути их решения. Рассмотрена область применения.

Ключевые слова:

волоконистый композиционный материал, карбидокремниевые волокна.

При реализации новых проектов в авиационной, космической, машиностроительной, энергетике, судостроении и других отраслях промышленности широкое распространение находят композиционные материалы (КМ), характеризующиеся высокими прочностью и модулем упругости, легкостью, повышенной сопротивляемостью распространению трещин при статических и циклических нагрузках, высоким сопротивлением ползучести [1, 2].

Отдельную нишу занимают металлические композиционные материалы (МКМ), армированные неорганическими волокнами, имеющие высокую прочность, сопротивление усталостного разрушения, жаропрочность. Ключевым фактором при изготовлении таких МКМ являются армирующие волокна, придающие материалу прочность, жесткость и воспринимающие напряжения, возникающие при приложении нагрузки.

Для изготовления МКМ в качестве армирующего неорганического наполнителя могут применяться монофиламентные волокна (моноволокно) или многофиламентные. Преимуществом армирования монофиламентным волокном, по сравнению с многофиламентным, является их пониженная чувствительность к химическому взаимодействию с матричным материалом.

Кроме того, монофиламентные волокна обладают большим межволоконным пространством, что способствует лучшей инфильтрации матричного материала между волокон, связыванию по границе раздела волокно-матрица и формированию монолитного композиционного материала. Многофиламентные волокна имеют преимущество по цене и могут переплетаться друг с другом при формировании разнонаправленного армирующего каркаса.

Одними из перспективных и востребованных армирующих волокон являются карбидокремниевые волокна за счет своей высокой химической и

термической стойкости в различных средах. Высокая стойкость волокна обусловлена наличием близкому к стехиометрическому составу карбида кремния в своей структуре, который имеет температуру плавления около 3110 °С. В нейтральных средах карбид кремния сохраняет свою структуру длительное время вплоть до 2000 °С, в окислительных средах до 1200 °С, также он не растворяется в водных растворах кислот и щелочей.

Монофиламентные карбидокремниевые волокна производят методом химического парового осаждения карбида кремния на поверхность керна (проволока из тугоплавкого металла или углеродное волокно), многофиламентные – методом расплавленного формования полимера или олигомера с последующим пиролизом [3]. Сравнительные испытания оксидных и бескислородных армирующих неорганических волокон позволили выявить превосходство карбидокремниевых волокон над алюмоксидными (Nextel 312, Nextel 550, Nextel 650, Nextel 720, Almax, Saphikon) и бескерновыми волокнами карбида кремния (Tyranno Lox M, Tyranno ZMI, Tyranno SA, Nicalon, Hi-Nicalon, Hi-Nicalon Type S, Sylramic, Sylramic-iBN) при испытании в течение 1000 часов при высоких температурах и под нагрузкой 500 МПа в окислительной среде [4].

Керновые карбидокремниевые волокна представляют собой непрерывные монофиламентные поликристаллические волокна диаметром 90–200 мкм (в зависимости от использования). Наиболее распространенными являются волокна торговых марок: SCS-6, SCS-Ultra, SCS-9, SM1140+ и SM3056, промышленно выпускаемые фирмами Specialty Materials (США) и TISICS (Великобритания) соответственно. Благодаря высоким физико-механическим характеристикам керновых волокон карбида кремния, в частности прочности (около 3400 МПа) и модуля упругости (до 400 ГПа), достигают высоких эксплуатационных показателей разрабатываемых композиционных материалов с металлической матрицей.

Для изготовления металлических композиционных материалов, упрочненных карбидокремневыми волокнами, применяют в основном титановые сплавы [5], характеристика которых представлена в таблице 1.

Таблица 1

Наиболее распространенные сплавы для изготовления волокнистых МКМ на основе титана

Сплав	Химический состав	Плотность, г/см ³	Прочность при растяжении, МПа	Модуль упругости, ГПа	КТР при 20 °С, 10 ⁻⁶ /К
Ti-15-3	Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	4,78	1160	103	8,6
β-21S	Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si	4,94	930	99	7,07
Ti-6-4	Ti-6Al-4V	4,43	950	113	8,6
Ti-6-2-4-6	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	4,65	1200	114	8,6
Ti-6-2-4-2	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	4,54	1010	120	7,7
Ti-1100	Ti-6Al-2.7Sn-4Zr-0.4Mo-0.45Si	4,50	1000	120	8,8
IMI 834	Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si	4,55	1050	120	10,6
Ti-48Al-2Cr-2Nb	33Al-2.6Cr-4.8Nb	3,90	610	167	10,8

При выборе технологических приемов для изготовления МКМ на основе титановых сплавов с использованием упрочняющих карбидокремневых волокон лимитирующими факторами выступают хрупкость и высокий модуль упругости моноволокна, а также высокая температура плавления и химическая активность титановых сплавов. Исходя из этого, наибольшее развитие с технологической и экономической точек зрения получили способы: фольга/волокно/фольга, плазменная металлизация или физическое осаждение в вакууме с последующим термомодеформационным объединением.

По методу фольга/волокно/фольга проводят консолидацию поочередно уложенной фольги (толщиной 80–120 мкм) и плоского каркаса из уложенных по одной оси моноволокон, который формируют путем текстильной переработки с проволокой, лентой или с летучим органическим связующим, испаряемым до финальной консолидации. Этот метод подходит для формирования волокнистого КМ на основе титанового

сплава, относящегося к классам α , $\alpha+\beta$, некоторым псевдо α . К недостатку рассматриваемого метода можно отнести неравномерное распределение волокон в некоторых областях матрицы, что приводит к ухудшению механических свойств композиционного материала, особенно при возникновении усталостной трещины.

В случае плазменной металлизации порошок из сплава (размер частиц 20–100 мкм) непрерывно подается в плазму, где он расплавляется и направляется с высокой скоростью на монослой или на намотанное на барабан волокно. Изготовленные по этому способу моноленты затем разрезают, складывают и подвергают горячему прессованию для получения МКМ. При этом, качество монолент сильно зависит от чистоты используемого газа и поверхностного разрушения волокна из-за ударов расплавленными каплями. Распределение волокна при плазменной металлизации лучше по сравнению с предыдущим методом фольга/волокно/фольга [5].

Физическое осаждение сплава из газовой фазы на волокно освоено относительно недавно и происходит за счет испарения пучком электронов с последующим осаждением или магнетронным распылением. В этом варианте карбидокремниевые волокна полностью покрывают тонким слоем матричного материала перед консолидацией, исключая применение фольги и порошка по сравнению с предыдущими способами. Основные преимущества рассматриваемого метода заключаются в исключении касания волокон друг с другом и достижении равномерного распределения волокна в матрице. Кроме того, объемная доля волокон в конечном МКМ может быть задана толщиной покрытия на волокнах, а за счет оболочки из матричного материала на каждом волокне последующие технологические операции и консолидация менее травматичны для волокна.

Способ, базирующийся на испарении сплава пучком электронов включает в себя использование электронной пушки для испарения и

последующую конденсацию паров на поверхности карбидокремниевых волокон. Скорость испарения сплава зависит от мощности электронной пушки, температуры и давления насыщенного пара химического элемента. Теоретически, покрытие на волокне должно иметь тот же химический состав, что и исходный сплав. Однако на практике это не выполняется из-за разного давления насыщенных паров химических элементов, входящих в состав сплава матричного материала.

Разработанная магнетронная система триодного типа [6] позволяет наносить на поверхность волокна различные матричные сплавы, такие как: Ti-6-4, Ti-6-2-4-2, IMI 834. Скорость осаждения в данной системе составляет 20 мкм/час, что значительно ниже по сравнению с предыдущим способом, а коэффициент использования сплава достаточно высок и составляет свыше 80 %.

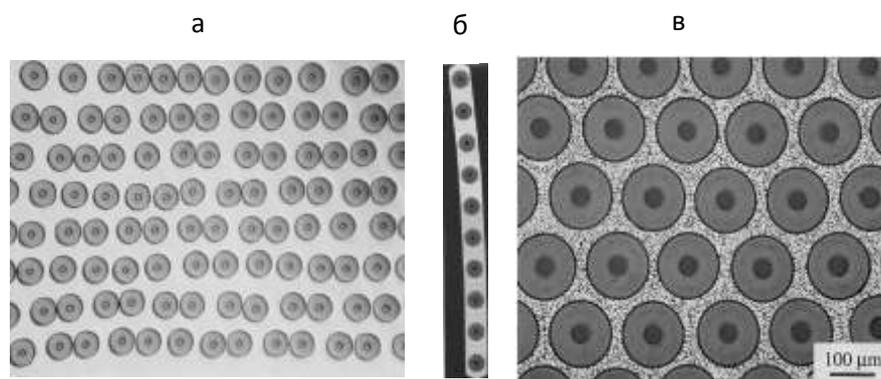


Рис. 1 – Микрофотография образцов МКМ, изготовленных по методам [5, 6]:
а – фольга/волокно/фольга, б – плазменная металлизация,
в – магнетронное распыление

На рисунке 1 показаны микрофотографии структуры образцов МКМ, упрочненных карбидокремниевыми волокнами и изготовленных разными способами. При сравнении микрофотографий видно, что наилучшее распределение волокна наблюдается в композиционном материале, полученном магнетронным распылением.

В США компания FMW Composite Systems на протяжении 15 лет разрабатывает методологии по изготовлению МКМ на основе титанового

сплава, армированных карбидокремниевыми волокнами для авиакосмической отрасли. В частности, детали из таких МКМ были успешно внедрены в авиационные двигатели Pratt & Whitney F119 (шток поршня выходного сопла, рис. 2), General Electric F110 (силовой привод выходного сопла). Также FMW Composite Systems производит тяги двигателя для Boeing 787. Применение данного МКМ позволяет снизить массу изготовленных из них деталей на 30–45 % по сравнению с монолитным титаном или сталью в зависимости от требований к применению. В волокнистых КМ на основе титанового сплава, армированного карбидокремниевыми волокнами, по сравнению с титановым сплавом сопротивление ползучести значительно улучшается за счет наличия упрочняющих волокон. Также компания FMW развивает направление использования такого МКМ для структурных компонентов корпусов летательных аппаратов [7].



Рис. 2 – Шток поршня для двигателя Pratt & Whitney F119 из МКМ на основе титанового сплава, армированного карбидокремниевыми волокнами [7]

В Великобритании фирмой TISICS освоено производство МКМ с упрочняющими карбидокремниевыми волокнами для частей авиационных ГТД (распорки, валы, несущие конструкции, стационарные детали, кольца компрессора, блиски и блинги), а также для стоек шасси, ферменных конструкций, космических аппаратов и сосуда высокого давления (рис. 3), деталей в спортивном моторостроении и робототехнике (рис. 4).

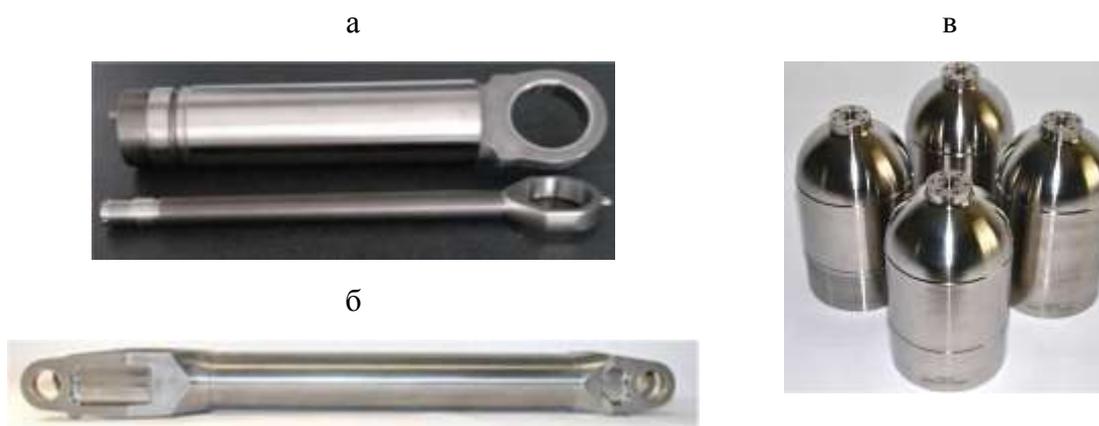


Рис. 3 – Поршневые штоки гидропривода и боковые стойки для Airbus A320 (а, б), сосуды высокого давления (в) [8]



Рис. 4 – Деталь робота манипулятора из МКМ на основе титанового сплава [8]

Перспективным направлением использования МКМ с упрочняющими карбидокремниевыми волокнами являются сосуды высокого давления для планетарных зондов и спускаемых космических аппаратов, которые планируется использовать для полета на Венеру [9].

В университете Виргинии (США) разработан ячеистый материал с эффективно поддерживающей решетчатой топологией [9], микрофотография которого представлена на рис. 5.

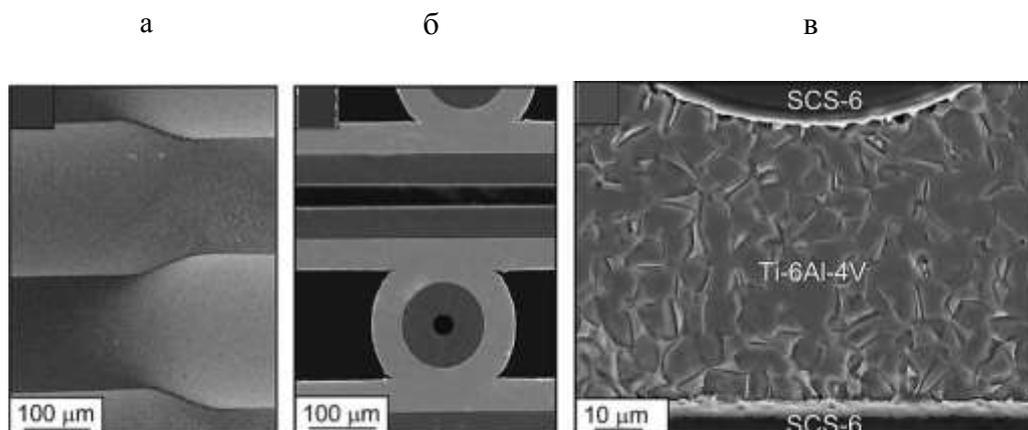


Рис. 5 – Микрофотографии ячеистой структуры МКМ на основе титанового сплава [9]: а – деформация металлического покрытия в узле, б – межсекционные узлы, в – область диффузионного связывания между моноволокнами

Ячеистый материал коллинеарной структуры с квадратной ориентацией изготовлен из нанесённого на моноволокна марки SCS-6 сплава Ti-6Al-4V. Каждое моноволокно покрыто слоем металлического сплава методом физического осаждения до диаметра 240 мкм. Формирование решетки проводят на фиксаторах из нержавеющей стали с VN покрытием для улучшения проскальзывания моноволокон. Ячейки формируются путём направленного ориентирования в пространстве за счёт укладки моноволокон. Диффузионное связывание решеток проводится в вакуумной печи при остаточном давлении 10^{-7} мм рт.ст. и температуре 900 °С. За счет высокой прочности и модуля упругости решетки обеспечивается превосходство по сравнению с традиционными ячеистыми структурами в несколько раз (от 2 до 10). Предполагается, что такой материал найдет свое применение в высокотемпературной области в качестве нагруженных легковесных поддерживающих устройств.

Таким образом, особенности изготовления металлических композиционных материалов, упрочненных карбидокремниевыми волокнами непосредственно связаны с хрупкостью, высоким модулем упругости волокна, а также высокой температурой плавления и химической активностью сплавов. В связи с этим, наибольшее развитие с технологической и экономической точек зрения для рассматриваемых композиционных материалов получили способы: фольга/волокно/фольга, плазменная металлизация, физическое осаждение в вакууме.

Высокие физико-механические характеристики керновых карбидокремниевых волокон позволяют создавать уникальные металлические композиционные материалы, разнообразные детали и изделия на их основе.

Литература

1. Сидоров Д.В., Серпова В.М., Шавнев А.А. Способы изготовления и области применения высокопрочных волокнистых композиционных материалов, армированных керновым волокном карбида кремния. // Все материалы. 2018. № 3. С. 15–23.
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. С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Сидоров Д.В., Щербакова Г.И. Высокотехнологичные компоненты композиционных материалов и специальные волокна для широкого спектра применения // Химическая технология. 2016. Т. 17. № 4. С. 183–192.
4. Handbook of Ceramic Composites //NASA Glenn Research Center, USA. 2005. 554 p.
5. Vassel A. Continuous fibre reinforced titanium and aluminium composites: a comparison //Materials Science and Engineering. 1999. V. A263 P. 305–313.
6. Vassel A., Indrigo C., Pautonnier F. //Titanium'95 science and technology. 1996. Vol. 3. P. 2739–2746.
7. https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1996/superalloys_1996_579_586.pdf (дата обращения 15.05.2019).
8. Doorbar P.J., Kyle-Henney S. 4.19 Development of Continuously-Reinforced Metal Matrix Composites for Aerospace Applications // Comprehensive Composite Materials II. 2018. Vol. 4. P. 439–463.
9. Moongkhamklang P., Elzey D.M., Wadley H.N.G. Titanium matrix composite lattice structures // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2008. Vol. 39. Iss.2. P. 176–187.

УДК 669.018.95

Перспективы применения слоистых алюмостеклопластиков на основе алюминий-литиевых сплавов в авиационных конструкциях нового поколения

Серебренникова Н.Ю., к.т.н.; Антипов В.В., к.т.н.; Нефедова Ю.Н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

В статье представлены разработки ФГУП «ВИАМ» в области слоистых алюмостеклопластиков с использованием листов из алюминий-литиевых сплавов и слоев стеклопластика. На основании проведенных исследований и испытаний показаны преимущества слоистых алюмостеклопластиков перед традиционными алюминиевыми сплавами. Представлены результаты испытаний конструктивно-подобных образцов с обшивками из слоистого материала СИАЛ на трещиностойкость, несущую способность при сжатии, усталостную долговечность, огнестойкость и огнестойкость. Рассмотрены перспективы применения алюмостеклопластиков в элементах конструкции планера для обеспечения снижения массы и повышения служебных характеристик конструкции.

Ключевые слова:

алюмостеклопластик, СИАЛ, алюминий-литиевые сплавы, металлополимерные материалы.

Введение

В настоящее время полуфабрикаты из алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов широко применяют для изготовления деталей и элементов планера летательных аппаратов [1–5]. Анализ мировых тенденций развития показывает, что за рубежом и в России активно ведутся работы в области создания слоистых металлополимерных композиционных материалов [6–9].

С целью повышения весовой эффективности авиационных конструкций сотрудниками ФГУП «ВИАМ» созданы и исследованы слоистые металлополимерные материалы – алюмостеклопластики типа СИАЛ (Стеклопластик **И** **А**люминий), обладающие широким диапазоном свойств и представляющие собой чередование тонких листов (0,3–0,5 мм) из алюминиевых (1163, Д16ч, В95пч, В95оч) и алюминий-литиевых сплавов пониженной плотности (1441, В-1469) и прослоек стеклопластика, выполненных из клеевых препрегов, армированных высокопрочными стекловолокнами, которые уложены и ориентированы по разработанным схемам. Алюмостеклопластики изготавливаются методом автоклавного формования [10, 11]. Зарубежными аналогами являются материалы GLARE (Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy) на основе алюминиевых листов [12].

Уникальный комплекс свойств материалов СИАЛ обеспечивает надежность и безопасность эксплуатации изделий за счет пониженной плотности ($d = 2350\text{--}2400 \text{ кг/м}^3$), высокого сопротивления росту трещины усталости ($dl/dN = 0,2\text{--}0,4 \text{ мм/цикл}$ при $\Delta K = 31 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$), высокой прочности (σ_b от 600–670 МПа для равнопрочных структур СИАЛ до 900–1200 МПа для однонаправленных структур СИАЛ), а также повышенные огнестойкость, огнестойкость и ударостойкость по сравнению с листами из конструкционных сплавов [13, 14].

Имеется опыт изготовления конструктивно-подобных образцов и

деталей с использованием обшивок из отечественных алюмокомпозитов и зарубежных материалов GLARE с использованием стрингерного набора из профилей [15–17]. На текущий момент материалы СИАЛ на основе листов из сплавов 1441, 1163, В95 и материалы GLARE на основе листов из сплавов 2024 и 7475 нашли свое применение в элементах конструкции планера самолетов и вертолетов ввиду их преимуществ по прочностным, усталостным и весовым характеристикам по сравнению с монолитными алюминиевыми листами [18].

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 6.2 «Слоистые трещиностойкие, высокопрочные металлополимерные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19].

Материалы и методы

Экспериментальные значения механических характеристик слоистых металлополимерных материалов на основе тонких листов из алюминий-литиевых сплавов были получены на стандартных образцах.

Статические испытания на сжатие конструктивно-подобных образцов (455,5×600 мм) фрагмента гибридной панели крыла, состоящих из слоистой обшивки из СИАЛ и стрингеров из профилей, осуществляли на испытательной машине RIENLE-300 в соответствии с требованиями СТО 1-595-30-478-2015 в несколько этапов (300 кН, 1000 кН, 1500 кН) с последующей разгрузкой до нуля после каждого этапа нагружения, анализом тензометрии и визуальным осмотром испытываемых образцов.

Испытания проводили таким образом, чтобы центр жесткости сечения, приведенного по модулю упругости, совпадал с центральной силовой линией приложения нагрузки испытательной машины. При этом верхняя плита была снабжена регулируемой шарнирной опорой.

Испытания по оценке огнестойкости и огнестойкости и огнестойкости слоистого алюмокомпозитного СИАЛ проводили в соответствии с требованиями СТО 1-595-20-532-2017, разработанного с учетом требований зарубежного стандарта ISO 2685:1998.

Ресурсные испытания для исследования долговечности конструктивно-подобных образцов (900×2500 мм) проводили по методике, разработанной специально для обшивки верхней части фюзеляжа самолета, изготовленной из материала СИАЛ. Испытания носили сравнительный характер, в качестве объектов испытаний использовали идентичные по геометрическим характеристикам КПО панели с обшивкой из алюмокомпозитного СИАЛ-3-1Р и с обшивкой из сплава марки 1163АТВ. Испытания проводили на электрогидравлической испытательной машине ЭГМ МТС–250, конструктивно-подобные образцы подвергались нагружению по асимметричному циклу ($R = 0,1$) с параметрами $P_{\max} = 230,45$ кН и частотой нагружения $f = 0,6$ Гц, обеспечивая напряжения растяжения, типичные для конструкции панели фюзеляжа ($\sigma_{\max \text{ ном}} \sim 127,5$ МПа).

Результаты и их обсуждение

В России ведутся работы по разработке и исследованию слоистых металлополимерных материалов с использованием алюминиевых листов и полимерных слоев с высокопрочными высокомодульными армирующими волокнами.

Слоистые алюмокомпозиты, представляющие собой листовой конструируемый материал с чередованием листов из алюминий-литиевых сплавов и прослоек композитного материала на основе клеевых препрегов, состоящих из термореактивных клеевых связующих с высокопрочными армирующими стекловолокнами. Обязательным условием при конструировании алюмокомпозитов является требование нечетного

количества слоев (симметрия) по всем сечениям конструкции. Внешние поверхности материала СИАЛ образованы металлическими слоями.

Схематично структура пятислойного алюмокомпозита представлена на рисунке 1.

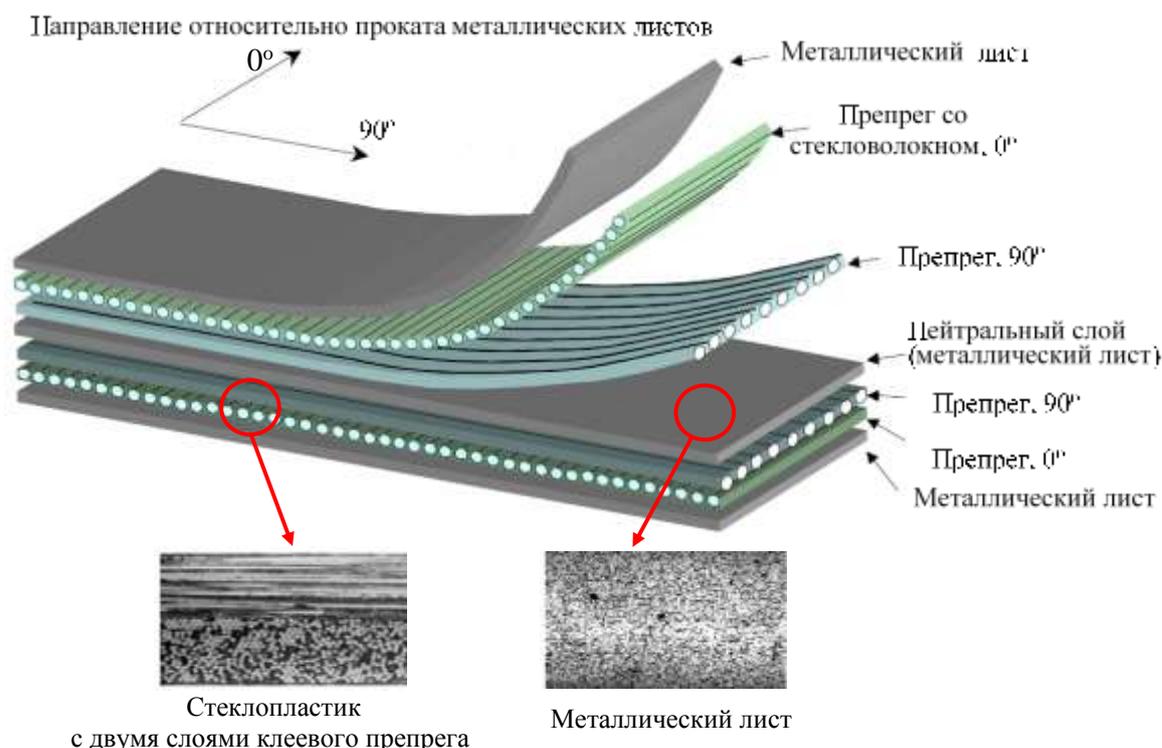


Рис. 1 – Схема алюмокомпозита пятислойной структуры

СИАЛ является конструируемым композиционным материалом с варьируемыми свойствами, в котором расположение и количество слоев определяется назначением и габаритами детали.

Для формирования слоев стеклопластика подбирается марка клевого препрега с разным объемным содержанием клевого связующего [20–22] (рисунок 2) в зависимости от свойств, предъявляемых к слоистому материалу, схемы расположения и толщин металлических составляющих в структуре СИАЛ. Прослойки стеклопластика состоят, как правило, из нескольких монослоев клевого препрега.

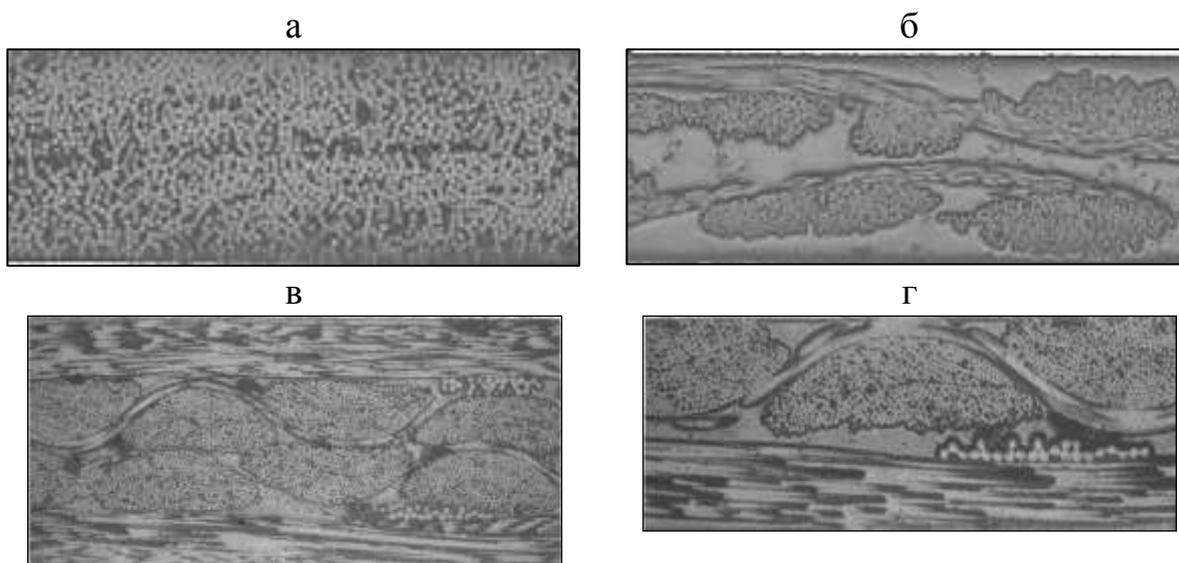


Рис. 2 – Слои стеклопластика, сформированные из клеевых препрегов различных марок: а – клеевой препрег с ровингом; б, в, г – клеевые препреги на ткани

Слоистые материалы СИАЛ являются перспективными материалами для применения в конструкциях обшивки фюзеляжа и крыла, дублеров обшивок зон иллюминаторов, противопожарных перегородок, стенок гермошпангоута, стыковочных лент агрегатов планера и других элементов летательных аппаратов.

ФГУП «ВИАМ» активно сотрудничает с передовыми предприятиями в области авиастроения в части разработки, изготовления и испытаний конструктивно-подобных образцов типовых авиаконструкций.

В результате научно-исследовательских работ были изготовлены и испытаны конструктивно-подобные образцы с использованием слоистых материалов типа СИАЛ для обшивок, а именно:

1. Применительно к самолету Ту-204 - фрагмент гибридной панели крыла, состоящий из слоистой обшивки и силового набора из пресованных профилей алюминий-литиевого сплава В-1469.

2. Применительно к самолету Ил-114:

– фрагмент панели отсека фюзеляжа с обшивкой из алюмостеклопластика и стрингерного набора из листовых профилей;

– фрагмент обшивки нижней панели крыла из слоистого материала СИАЛ.

3. Применительно к вертолету Ка-226Г – створка капота двигателя вертолета из огнестойкого слоистого материала.

Для определения несущей способности при сжатии был изготовлен на ПАО «ВАСО» и испытан совместно с ФГУП «ЦАГИ» фрагмент гибридной панели крыла с обшивкой из разработанного ФГУП «ВИАМ» слоистого материала (рисунок 3).

Ввиду многослойной структуры и свойств компонентов в составе СИАЛ гибридные панели крыла с применением слоистых материалов на базе листов алюминий-литиевых сплавов обладают высокими характеристиками. Сравнение физико-механических свойств слоистого алюмокомпозитного материала и монолитного алюминиевого листа показало, что металлополимерный композиционный материал превосходит высокопрочный сплав В950чТ2 по служебным характеристикам (таблица 1) [8, 23].

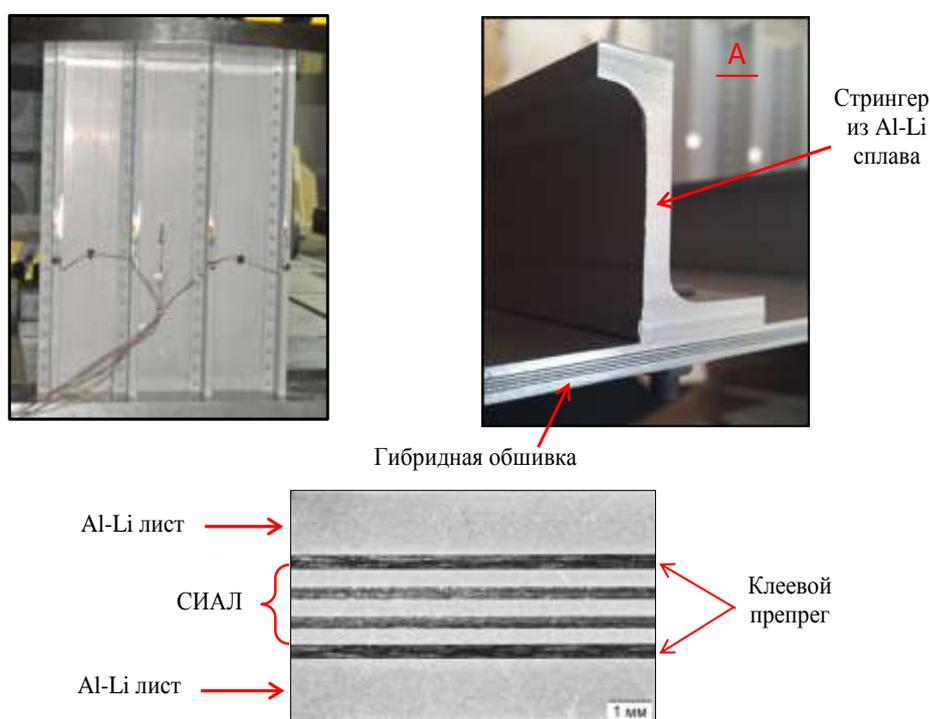


Рис. 3 – Фрагмент гибридной панели крыла с обшивкой из слоистого материала на базе листов из алюминий-литиевых сплавов

Таблица 1

Физико-механические характеристики материалов для обшивок панелей крыла (продольное направление)

Характеристики	Слоистый алюмокомпозит (min – max)	Лист толщиной 5 мм из сплава В95счТ2 (min – max)
Плотность d , кг/м ³	2451 - 2452	2850
Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	710 - 730	510 - 520
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	450 - 460	430 - 440
Относительное удлинение δ , %	4,0 - 4,2	11,0 - 11,5
Модуль упругости E , ГПа	68 - 70	70 - 72
Удельная прочность σ_B/d , км	29,0 - 29,8	17,9 - 18,3
СРТУ (dI/dN), мм/цикл (при $\Delta K=31$ МПа \cdot м ^{1/2})	0,15-0,20	2,3 - 2,7
МЦУ: $N_{ср}$, кцикл ($f=5$ Гц, $\sigma_{max}=157$ МПа)	200-220	180 - 200
Нагрузка потери устойчивости P_{max} , кг	Четырехстрингерный образец (445,5×600 мм)	
	186 000-188 000 *1	157 000 *2

2 Примечания

1 Экспериментальные значения, полученные при испытаниях двух конструктивно-подобных образцов из гибридной панели крыла, с расчетным значением нагрузки потери устойчивости $P_{max} = 186\ 000$ кг.

2 Расчетное значение для образца из монолитной панели сплава В95счТ2.

Результаты сравнительных исследований и испытаний, проведенных совместно с ФГУП «ЦАГИ», фрагмента панели отсека фюзеляжа с применением слоистого алюмокомпозита пятислойной структуры (рисунок 4) с оценкой усталостных характеристик и скорости роста трещин показали преимущество панелей с обшивкой из материала СИАЛ ($N_{разр1} = 300$ кцикл) в сравнении с панелями с обшивкой из сплава 1163АТВ ($N_{разр2} = 160$ кцикл) [24].

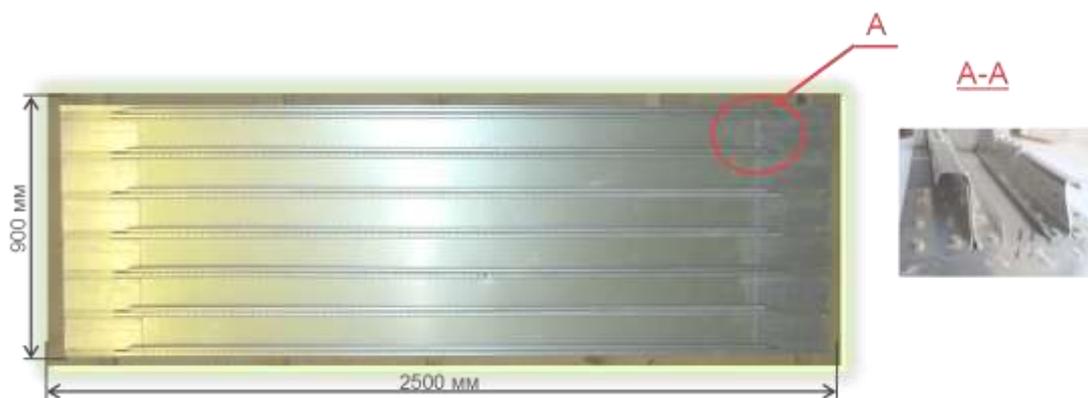


Рис. 4 – Фрагмент панели отсека фюзеляжа

Методом автоклавного формования был изготовлен фрагмент нижней обшивки крыла из слоистого материала СИАЛ с использованием листов из алюминий-литиевого сплав 1441 и клевого препрега применительно к самолету Ил-114 (рисунок 5).

Конструктивно-подобный образец фрагмента нижней обшивки панели крыла имеет криволинейную поверхность и переменную толщину от 2,3 до 13,0 мм. Особенностью конструкции обшивки нижней панели из слоистого материала является использование в структуре слоев из листовых материалов разных толщин и укладки слоев по схеме, специально разработанной для обеспечения геометрических параметров согласно чертежу, с учетом местных утолщений обшивки панелей в зонах под «люки-лазы» [25].



Рис. 5 – Фрагмент обшивки нижней панели крыла из слоистого материала

По результатам испытаний образцов, изготовленных из фрагмента нижней обшивки крыла, временное сопротивление при растяжении выше более чем в 2 раза, сопротивление росту трещины усталости выше в 10 раз, а плотность ниже примерно на 10 % по сравнению с прочностью аналога – образцов фрагмента обшивки крыла из листов монолитного алюминиевого сплава 1163АТВ.

Также алюмостеклопластики являются огнестойкими и огнепроницаемыми материалами благодаря своей слоистой структуре и наличию стекловолокна в полимерной составляющей, что позволяет

увеличить время, за которое произойдет сквозное проникновение пламени через перегородки, сохранить структурную жесткость деталей конструкции, и, таким образом, увеличить временной интервал для эвакуации пассажиров из самолета в случае возникновения пожара.

Применительно к створке капота двигателя вертолета Ка-226Т разработан огнестойкий слоистый материал СИАЛ на основе листов из сплава 1441Т11 (рисунок 6), который удовлетворяет требованиям авиационных правил по огнестойкости и огнепроницаемости.

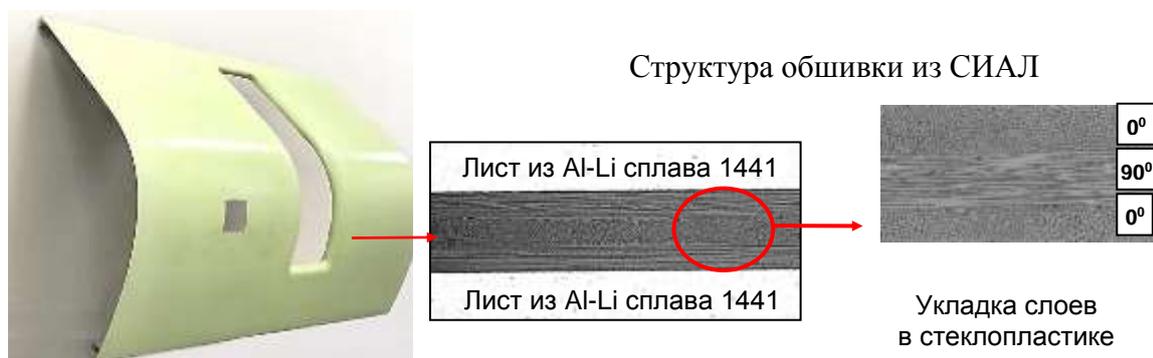


Рис. 6 – Створка капота двигателя вертолета из огнестойкого слоистого материала СИАЛ

Огневые испытания на специальных стендах показали, что у алюмокомпозитов отсутствует сквозное прогорание при воздействии открытого пламени с температурой 1100 °С в течение 15-30 минут по сравнению с листами из монолитных алюминиевых сплавов, которые прогорают за 2 минуты. И на тыльной стороне деталей из СИАЛ обеспечивается температура не выше 160–220 °С, что позволяет применять данный материал в пожароопасных зонах авиационных конструкций [26, 27].

По результатам исследований образцов из алюмокомпозитов во ФГУП «ГосНИИ ГА», а также данных испытаний на огнестойкость и огнепроницаемость при температуре пламени 1100 °С образцов, вырезанных из створки капота двигателя вертолета из огнестойкого

слоистого материала СИАЛ, установлено отсутствие проникновения пламени на внешнюю сторону образцов в течение 15–30 минут в зависимости от укладки и количества слоев стеклопластика в структуре СИАЛ (таблица 2, рисунок 7).

Таблица 2

Сравнительная оценка огнестойкости и огнестойкости материалов из конструкционных сплавов и слоистого алюмокомпозитного материала

Материал	Толщина образцов, мм	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	Модуль упругости E , ГПа	Плотность d , кг/м ³	Огнестойкость и огнестойкость
		Средние значения			
Алюмокомпозитный материал СИАЛ-2-1Р	1,2	700	65	2350	Отсутствует сквозное прогорание при 1100 °С в течение 15 мин
Алюминиевый лист из сплава 1163	2,5	450	70	2780	Прогорание в течение 5 мин
Титановый лист из сплава ОТ4-1	0,8	750	115	4500	Отсутствует сквозное прогорание при 1100 °С в течение 15 мин

а



б



Рис. 7 – Вид поверхности образца со стороны действия пламени (а) и с внешней стороны (б)

Разработанные методы сращивания отдельных элементов конструкции позволяют изготавливать детали из материала СИАЛ требуемых габаритов.

Результаты всесторонних исследований и испытаний образцов из слоистых материалов позволяют рекомендовать применение алюмостеклопластиков в элементах конструкции планера, таких как обшивки панелей отсеков фюзеляжа и панелей крыла разной толщины из слоистого материала, противопожарные перегородки, дублиеры обшивок в зонах иллюминаторов и окантовок дверных проемов.

Заключение

Разработка и исследование слоистых металлополимерных композиционных материалов с варьируемыми физико-механическими свойствами на основе листов из алюминий-литиевых сплавов 1441 и В-1469 и стеклопластиков для применения в конструкциях изделий авиационной техники является новым этапом развития перспективных материалов, обеспечивающих повышение весовой эффективности, ресурса и надежности конструкций.

Сотрудниками ФГУП «ВИАМ» разработаны структуры слоистых материалов СИАЛ с варьируемыми физико-механическими свойствами применительно к конструктивно-подобным образцам и деталям авиационных изделий.

По результатам всесторонних исследований и испытаний алюмостеклопластиков на стандартных образцах и конструктивно-подобных фрагментах доказано, что использование в конструкциях летательных аппаратов алюмостеклопластиков на базе листов из алюминий-литиевых сплавов обеспечивает снижение массы и повышение служебных характеристик конструкции по сравнению с конструкциями из традиционных алюминиевых сплавов, из которых в настоящее время выполнены эти элементы:

– фрагмент гибридной панели центроплана с обшивкой из слоистого алюмокомпозитного пластика с использованием листов из алюминий-литиевых сплавов и композитов обеспечивает высокое сопротивление скорости роста трещины усталости (более чем в 10 раз) и увеличение до 20 % несущей способности конструктивно-подобных образцов при сжатии по сравнению с конструкцией из алюминиевого сплава В950сТ2.

– фрагмент панели отсека фюзеляжа с обшивкой из СИАЛ обеспечивает преимущества по усталостной долговечности в 2 раза по сравнению с конструкцией из алюминиевого сплава 1163АТВ;

– фрагмент нижней обшивки панели крыла обеспечивает повышение временного сопротивления при растяжении более чем в 2 раза, снижение скорости роста трещины усталости в 10 раз и уменьшение плотности примерно на 10 % по сравнению с образцами из фрагмента монолитной обшивки крыла из листа алюминиевого сплава 1163Т.

– створка капота двигателя вертолета из огнестойкого слоистого алюмокомпозитного пластика обеспечивает огнестойкость при 1100 °С в течение 15 мин и более, температуру на тыльной стороне детали не выше 160–220 °С и снижение массы капота двигателя до 20 % по сравнению с конструкцией из титанового сплава ОТ4-1.

Литература

1. Дуюнова В.А., Нечайкина Т.А., Оглодков М.С., Яковлев А.Л., Леонов А.А. Перспективные разработки в области легких материалов для современной авиакосмической техники // Технология легких сплавов. 2018. № 4. С. 28–43.

2. Фридляндер И.Н., Колобнев Н.И., Сандлер В.С. Алюминий-литиевые сплавы: энциклопедия. М.: Машиностроение. 2001. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы // Под ред. Фридляндера И.Н., Каблова Е.Н. С. 156–185.

3. Dynin N.V. Antipov V.V., Khasikov D.V., Benarieb I., Zavodov A.V., Evgenov E.G. Structure and mechanical properties of an advanced aluminium alloy AlSi10MgCu (Ce, Zr) produced by selective laser melting // *Materials Letters*. 284. 2021.

4. Фридляндер И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. № 7. С. 24–29.

5. Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Селиванов А.А. Применение методов математического моделирования при разработке режимов деформации алюминий-литиевых сплавов (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2020. №8. Ст.03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 21.06.2021). DOI: 10.18577/2307-60246-2020-0-8-20-34.

6. Roebroeks G. GLARE features // *Fibre Metal Laminates*. 2001. P. 23–37.

7. Beumler Th. Flying GLARE // *Delft University of Technology*. PhD Thesis. 2004. 460 p.

8. Подживотов Н.Ю., Каблов Е.Н., Антипов В.В., Ерасов В.С., Серебренникова Н.Ю., Абдуллин М.Р., Лимонин М.В. Слоистые металлополимерные материалы в элементах конструкции воздушных судов // *Перспективные материалы*. 2016. № 10. С. 5–19.

9. Solyaev Y., Lurie S., Prokudin O., Antipov V., Rabinskiy L., Serebrennikova N., Dobryanskiy V. Elasto-plastic behavior and failure of thick GLARE laminates under bending loading // *Composites Part B: engineering*. 2020. DOI 10.1016/j.compositesb.2020.108302.

10. Сенаторова О.Г., Антипов В.В., Лукина Н.Ф., Сидельников В.В., Шестов В.В., Попов В.И., Ершов А.С. Высокопрочные, трещиностойкие, легкие алюмстеклопластики СИАЛ – перспективные материалы для авиационных конструкций // *ТЛС*. 2009. № 2. С. 29–31.

11. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Сидельников В.В., Шестов В.В. Конструкционные слоистые материалы СИАЛ // Клеи. Герметики, Технологии. 2012. № 6. С. 13–17.
12. Vlot A. GLARE history of development of a new aircraft material // Kluwer Academic Publishers. 2001. P. 222.
13. Серебренникова Н.Ю., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ерасов В.С., Каширин В.В. Гибридные слоистые материалы на базе алюминий-литиевых сплавов применительно к панелям крыла самолета // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 3. С. 3–8.
14. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Сенаторова О.Г., Морозова Л.В., Лукина Н.Ф., Нефедова Ю.Н. Гибридные слоистые материалы с небольшой скоростью развития усталостной трещины // Вестник машиностроения. 2016. № 12. С. 45–49.
15. Bucci R.J. et al. Large Panel Validation of Advanced Metallic and Hybrid Structural Concepts for Next-Gen Transport Aircraft // AeroMat 2007. Baltimore. USA. June 2007.
16. Gunnink J.W., Vlot A., De Vries T.J., Van Der Hoeven W. GLARE technology development 1997-2000 // Applied Composite Materials. 2002. V. 9. I. 4. P. 201–219.
17. Fredell R.S., Gunnink J.W., Bussi R.G., Hinrichsen J. «Carefree» hybrid wing structures for aging usaf transports // First International Conference on Damage Tolerance of Aircraft Structures. TU Delft. September 25-28. 2007.
18. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмокомпозиты на их основе // Цветные металлы. 2016. № 8. С. 86–91.
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. С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

20. Дементьева Л.А., Серезенков А.А., Лукина Н.Ф., Куцевич К.Е. Клеевые препреги и слоистые материалы на их основе // Авиационные материалы и технологии. 2013. № 2. С. 19–21.

21. Серебренникова Н.Ю., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Лукина Н.Ф., Шестов В.В. Использование клеевых препрегов в слоистых гибридных конструкциях на основе алюминий-литиевых сплавов и СИАЛа // Новости материаловедения. Наука и техника. 2016. № 3. С. 21–30.

22. Каблов Е.Н., Минаков В.Т., Аниховская Л.И. Клеи и материалы на их основе для ремонта конструкций авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2002. № 1. С. 61–65.

23. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Сенаторова О.Г., Морозова Л.В., Лукина Н.Ф., Нефедова Ю.Н. Гибридные слоистые материалы с небольшой скоростью развития усталостной трещины // Вестник машиностроения. 2016. № 12. С. 45–49.

24. Антипов В.В., Зайцев М.Д., Родченко Т.С., Стойда Ю.М., Серебренникова Н.Ю., Сидельников В.В. Исследование долговечности конструктивно-подобного образца панели фюзеляжа с обшивкой из алюмостеклопластика СИАЛ // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 3. С. 18–24.

25. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н., Нефедова Ю.Н. Перспективы применения в авиационных конструкциях слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1. С. 43–54.

26. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Гирш Р.И., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н. Конструируемые слоистые материалы на основе листов из алюминий-литиевых сплавов и стеклопластиков в конструкциях

летательных аппаратов нового поколения // Вестник машиностроения. 2020. № 12. С. 46–52.

27. Антипов В.В., Коновалов А.Н., Серебренникова Н.Ю., Сомов А.В., Нефедова Ю.Н. Влияние структуры на огнестойкость и огнестойкость алюмокомпозитов класса СИАЛ и возможности применения данных материалов в авиационной технике // электрон. науч.-технич. журн. 2019. № 1. С. 40–46. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.06.2021). DOI: 18577/2307-6046-2019-0-1-40-46.

УДК 539.3.539.4

Оценка стабильности авиационных углепластиков к атмосферным осадкам

Старцев В.О., д.т.н.; Валева Е.О., к.т.н.; Варданян А.М.; Нечаев А.А.

vostartsev@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Исследовано изменение массы плит наномодифицированного углепластика на основе цианэфирного связующего в процессе натуральных климатических испытаний. Показано влияние атмосферных осадков на скачки массы, выявлена сезонная неэквивалентность изменения массы. Доказано, что в процессе натурального экспонирования количество скачков массы и их абсолютные значения являются адекватной количественной оценкой старения.

Ключевые слова:

климатическое старение, наномодифицированный цианэфирный углепластик, термоциклы, сезонная неэквивалентность, математическое моделирование.

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе эпоксидных матриц относятся к числу материалов, используемых для изготовления элементов внешнего контура современных самолетов и вертолетов. Под воздействием внешних воздействий происходит старение этих материалов, закономерности которого рассмотрены во многих работах, например, в [1–6]. Изменение механических свойств ПКМ наблюдается уже на ранних стадиях старения [7–9]. Доказано, что главными причинами изменений механических показателей ПКМ являются влагонасыщение и деструкция поверхностного слоя [3, 7–11]. Чтобы обнаружить и проанализировать эти эффекты, образцы или конструктивно подобные образцы из ПКМ экспонируют в открытых климатических условиях и контролируют количество сорбированной влаги и потери массы вследствие деструкции [1–3, 12].

Агрессивность климата по отношению к ПКМ обычно определяется показателями температуры и относительной влажности воздуха, а также интенсивностью и дозой солнечной радиации за контролируемый период наблюдений [1–3, 6, 10, 11]. При этом не учитываются такие значимые факторы воздействия, как атмосферные осадки [12] и перегрев образцов из-за солнечного облучения [13, 14]. Можно предположить, что эти факторы влияют на сезонность климатического воздействия, отмеченную в [1–3, 12].

К числу перспективных ПКМ авиационного назначения относятся цианэфирные углепластики с добавками наночастиц, свойства которых рассмотрены в [15]. Оценка влияния наномодификаторов на климатическую стойкость ПКМ является актуальной научной и практической задачей. В связи с этим в настоящей работе была поставлена цель — исследовать зависимость изменения массы

наномодифицированных углепластиков при натурном экспонировании, в том числе при наложении термоциклов.

Материалы и методы

Для выполнения работы использовали цианэфирное растворное связующее с добавками углеродных наночастиц (астраленов) в количестве 0, 0,5 и 3 мас.%. Частицы имели размеры 80–150 нм. Плиты углепластиков были изготовлены на основе углеродного наполнителя из волокон SYT45 (производства КНР) — аналога импортного наполнителя Porcher арт. 3692 (производства фирмы Porcher Ind.). Характеристики наполнителя указаны в табл. 1.

Использовали ступенчатый режим формования наномодифицированного препрега с конечной температурой отвержения 230 °С и удельном давлении 0,6 МПа в течение 6 часов.

Таблица 1

Характеристики углеродного наполнителя марки ВТкУ-2.200

Наименование углеродного наполнителя	ВТкУ-2.200
Плетение	саржа
Количество нитей основа/ уток, нитей/см	5,0×5,0
Основа	3К
Уток	3К
Распределение нитей	50 50
Поверхностная плотность, г/м ²	200±10

Климатические испытания углепластика проведены в натуральных условиях умеренного климата г. Москвы. Использовали два режима: «экспонирование» и «экспонирование и термоциклирование», имитирующее режим взлета и посадки. Амплитуда термоциклов составляла 125 °С, внешний вид стендов с экспонированными плитами углепластиков и камеры для термоциклирования показан на рис. 1.



Рис. 1 – внешний вид стенов для натурной экспозиции плит углепластиков в условиях умеренно-холодного климата (а) и рабочего пространства камеры для проведения термоциклирования (б)

Измерения метеопараметров выполняли с помощью автоматической метеорологической станции, расположенной на климатической станции ФГУП «ВИАМ». Фиксировали таблицы часовых, осредненных суточных и месячных значений температуры и относительной влажности воздуха, количества выпавших осадков, скорости ветра, доз суммарной солнечной радиации и ее ультрафиолетовой компоненты и других показателей.

Натурное экспонирование плит углепластика было начато 02.07.2019 г., период измерений массы, приведенный в настоящей работе — с 02.07.2019 г. по 31.05.2021 г., всего проведено 444 измерения массы.

Измерение массы плит производили с помощью аналитических весов с точностью 0,01 г., контролировали показатель относительного изменения массы

$$\Delta M = \frac{M_{\text{тек}} - M_0}{M_0} \cdot 100\%, \quad (1)$$

где $M_{\text{тек}}$ — массы плиты при измерении, M_0 — начальная масса плиты.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 приведены зависимости изменения относительного изменения массы плит ΔM углепластика от продолжительности натурного экспонирования τ . Базовую линию на зависимости получали

аппроксимацией значений полиномом 6 степени методом Левенберга-Марквардта аналогично [12, 16]. Базовая линия наглядно демонстрирует проявление сезонной неэквивалентности: в осенне-зимний период наблюдается рост массы плит, в весенне-летний — снижение. На зависимости наблюдаются скачки массы, причина которых очевидна — в день измерений или в день, предшествующий измерению, фиксировались осадки. Для определения скачка использовался критерий, аналогичный сегменту Кука [17]:

$$D_i = \frac{\sum_{j=1}^n (\hat{y}_j - \hat{y}_j(i))^2}{p \sum_{j=1}^n (y_j - \hat{y}_j)^2} \quad (2)$$

где y_j — значение j -го наблюдения; \hat{y}_j — значение модели, построенной по всей выборке, получаемое для j -ого наблюдения; $\hat{y}_j(i)$ — значение модели, построенной по выборке без i -го наблюдения, получаемое для j -го наблюдения; p — количество параметров модели.

Критерием скачка являлось условие

$$D_i < \frac{4}{n}, \quad (3)$$

где n — количество наблюдений.

Зависимости изменения относительного изменения массы плит ΔM при термоциклировании углепластика от продолжительности натурального экспонирования τ показаны на рис. 2.

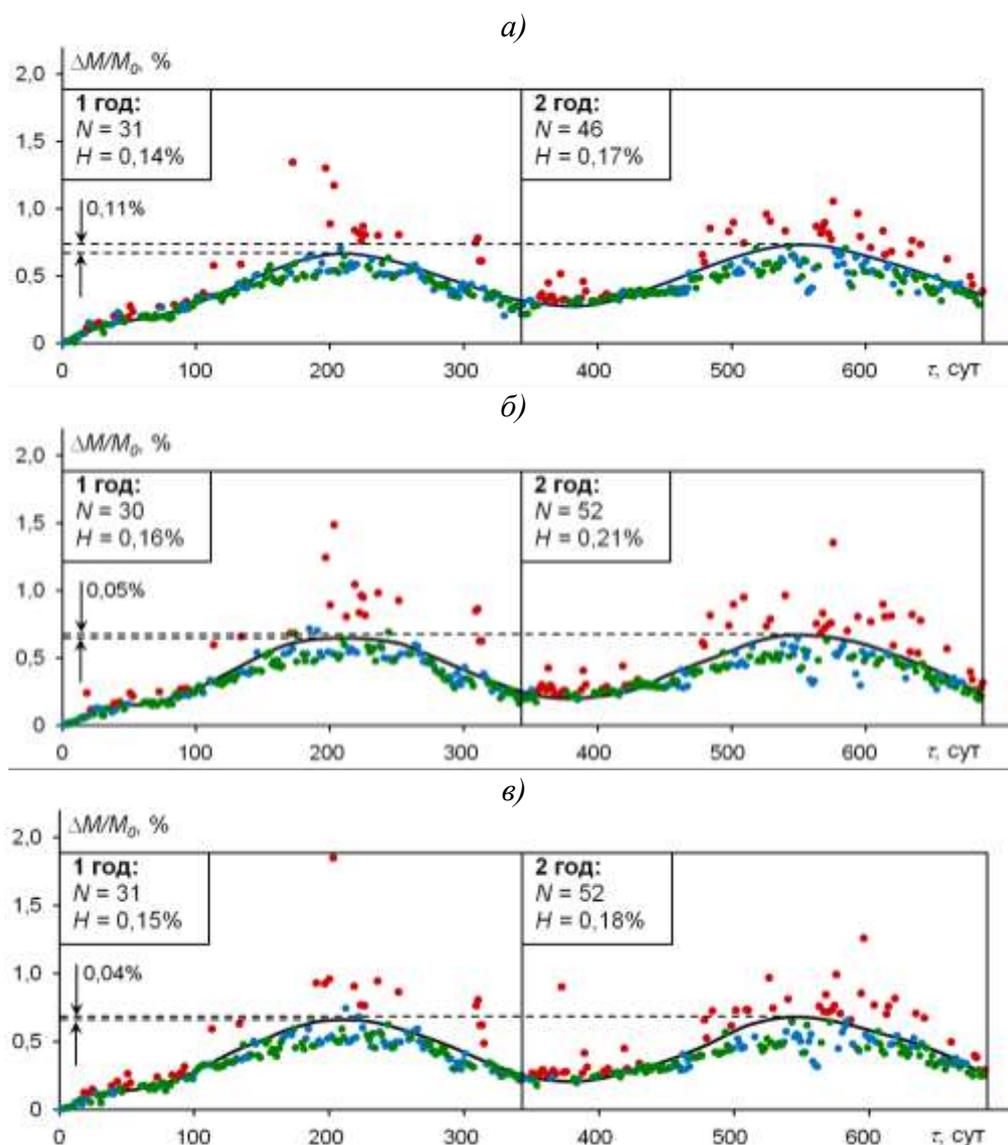


Рис. 2 – Зависимость относительного изменения массы плит углепластика без термоциклирования без (а), с 0,5 % (б) и 3,0 % наномодификатора от продолжительности натурального экспонирования:

- — скачки массы, связанные с дождем, определенные по критерию (2);
- — дни, когда зафиксированы осадки, на скачок массы не определен;
- — дни, когда осадков не было;
- — аппроксимация полиномом шестой степени

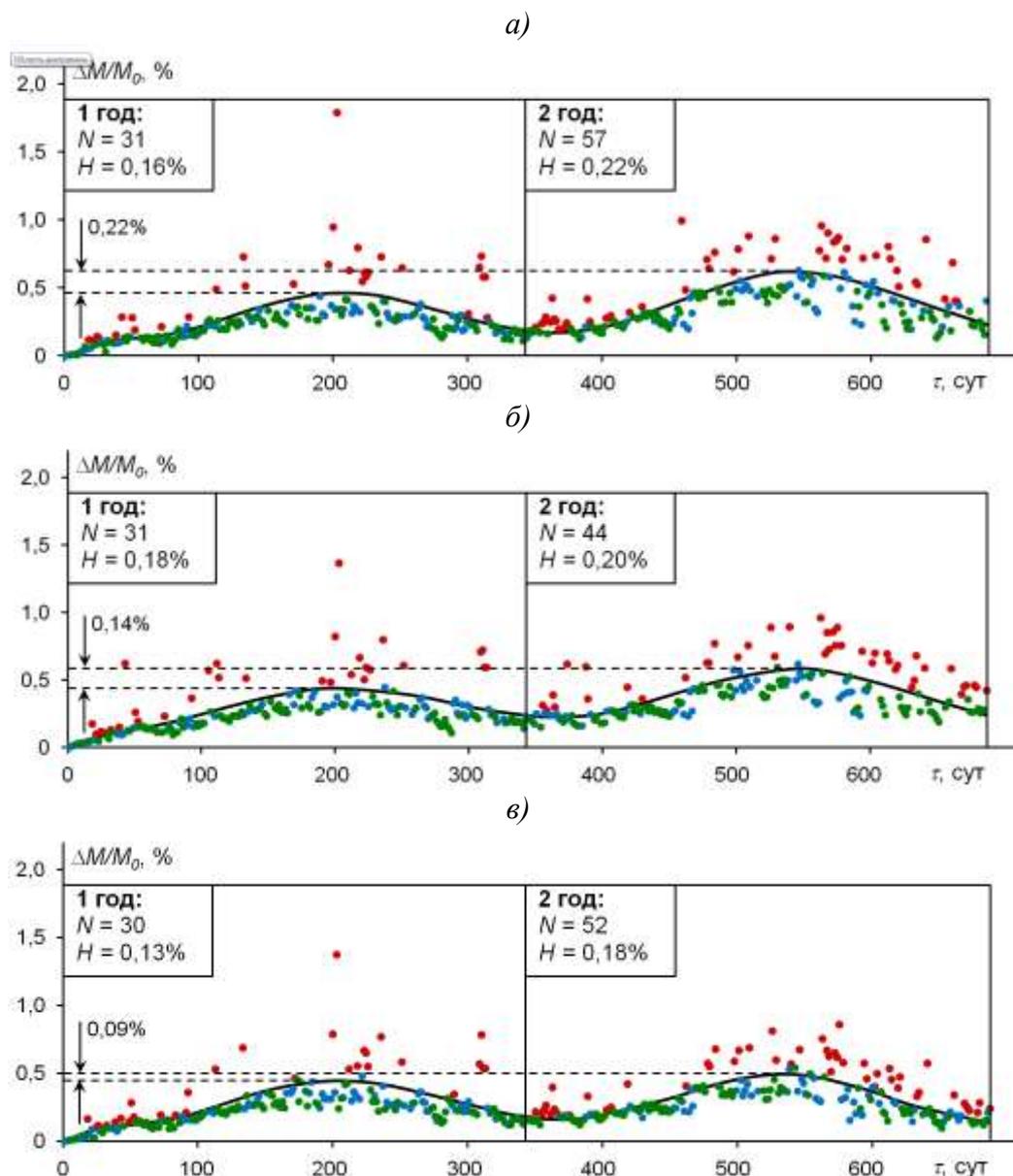


Рис. 3 — Зависимость относительного изменения массы плит углепластика с термоциклированием без (а), с 0,5 % (б) и 3,0 % наномодификатора от продолжительности натурального экспонирования:

- — скачки массы, связанные с дождем, определенные по критерию (2);
- — дни, когда зафиксированы осадки, на скачок массы не определен;
- — дни, когда осадков не было;
- — аппроксимация полиномом шестой степени

Установлено, что не во все дни, когда были осадки, определяются скачки массы по критерию (2), однако все выявленные скачки возникают только в те дни, когда фиксировался уровень осадков $RF_i > 0,4$ мм, всего за период проведения испытаний было зафиксировано 222 дня с осадками (рис. 4).

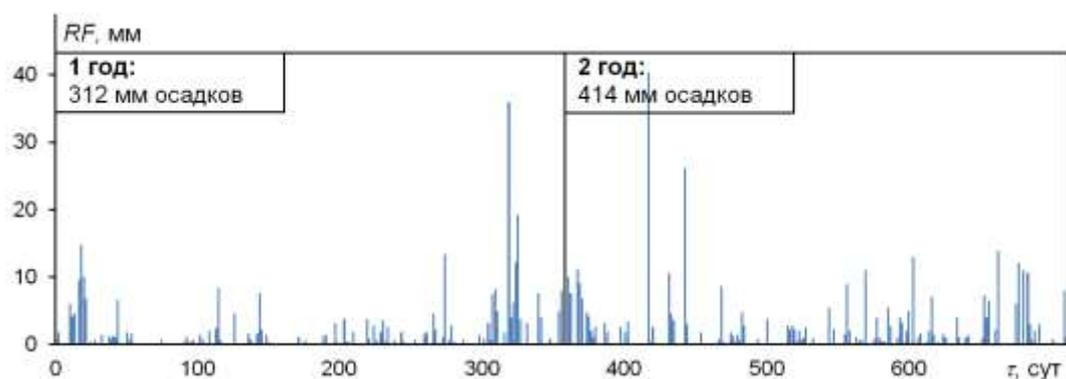


Рис. 4 — Зафиксированные осадки за период проведенных испытаний

Проведенные расчеты показали, что размер выявленного скачка H_i , определяемый как величина отклонения соответствующего наблюдения от базовой линии, не зависит от уровня суточных осадков.

В первый год натурального экспонирования, в том числе с термоциклированием, обнаруживаются 30–31 скачок относительного изменения массы, связанного с осадками. Во второй год количество скачков массы увеличивается — до 46–52 при натурном экспонировании и до 44–57 при натурном экспонировании и термоциклировании (рис. 2, 3). Наблюдается также рост среднего значения скачка, при натурном экспонировании этот параметр увеличивается с 0,14–0,16 % до 0,17–0,21 %, а при натурном экспонировании и термоциклировании с 0,13–0,18 % до 0,18–0,22 %. Как уже было показано в работе [12], возрастание числа скачков массы и их значения при увеличении продолжительности экспонирования является количественным доказательством развития микроповрежденности поверхности. При этом возрастает количество и размеры микроповреждений на поверхности ПКМ, в которых во время осадков (дождей) скапливается и удерживается свободная и капиллярно-конденсированная влага. Это подтверждается прямыми микроскопическими наблюдениями, на которых отчетливо заметен рост повреждения поверхности с увеличением продолжительности экспонирования (рис. 5).

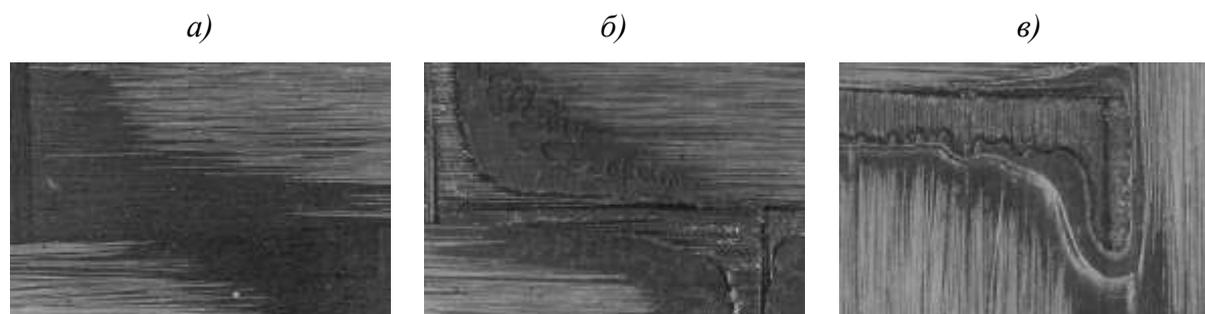


Рис. 5 – Поверхность углепластика без наномодификатора после натурального экспонирования и термоциклирования в исходном состоянии (а), после 1 года (б) и 2 лет испытаний (в) при увеличении $\times 50$

Значение пика относительного изменения массы на базовой линии во второй год M_{2max} выше, чем значение пика M_{1max} в первый год для всех исследованных материалов. Для плит без термоциклов разница 0,11 % (материал без наномодификаторов), добавление 0,5 % и 3,0 % наномодификатора снижает этот показатель вдвое, до 0,4–0,5 %. Термоциклирование увеличивает этот показатель для плит без наномодификатора до 0,22 %, а добавление 0,5 % и 3,0 % наномодификатора вновь оказывает стабилизирующее действие, уменьшая разницу между M_{2max} и M_{1max} до 0,09–0,14 %.

Дополнительно исследовано влияния термоциклирования на содержание влаги в плитах углепластика. Для определения изменения относительного изменения массы плит проводили дополнительные измерения массы после термоциклов, результаты приведены на рис. 6.

После нагревов наблюдается существенное уменьшение относительного изменения массы: амплитуды пиков базовой линии M_{1max} и M_{2max} уменьшаются от значений 0,51–0,73 % до 0,21–0,34 %, соответственно.

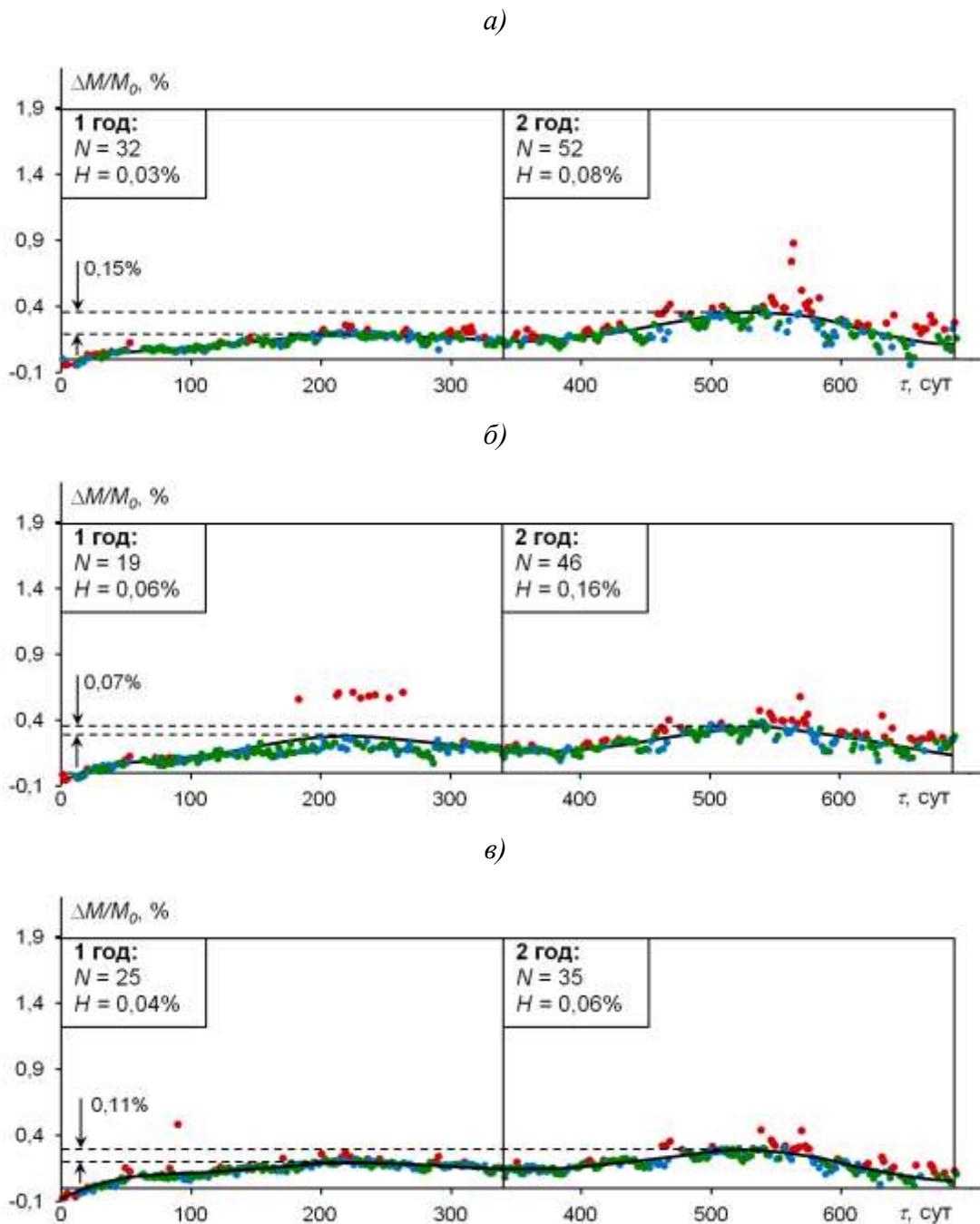


Рис. 6 — зависимость относительного изменения массы плит углепластика с термоциклированием (определение массы после термоцикла) без (а), с 0,5 % (б) и 3,0 % наномодификатора от продолжительности натурального экспонирования:

- — скачки массы, связанные с дождем, определенные по критерию (2);
- — дни, когда зафиксированы осадки, на скачок массы не определен;
- — дни, когда осадков не было;
- — аппроксимация полиномом шестой степени

Скачки по критерию (2) обнаруживаются, но их среднее значение в первый год испытаний не превышает 0,03–0,04 %, во второй год — 0,06–0,16 %.

Мониторинг массы экспонированных углепластиков и анализ выполненных измерений позволил обнаружить активное влияние осадков (дождей) на влагосодержание образцов. Скачки массы можно использовать для оценки состояния поверхности материалов при модифицировании их составов, в том числе, наномодификаторами.

Заключение

В результате проведенных исследований было показано, что влияние атмосферных осадков (дождей) на влагосодержание углепластиков в открытых климатических условиях количественно определяется числом и интенсивностью скачков массы контролируемых образцов. По мере деструкции поверхности роль скачков возрастает. Добавка наночастиц в цианэфирный углепластик положительно влияет на его климатическую стойкость, в том числе и при наложении термоциклов эксплуатационного уровня. Представленный в работе алгоритм выявления и анализа скачков массы образцов углепластика открывает возможности количественной оценки влияния дождей на старение ПКМ.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-29-18029.

Литература

1. Pride R.A. Environments effects of composites for aircraft // CTOL Transport Tech. Conf. 1978. P. 239–258.
2. Dexter H.B. Long-term environmental effects and flight service evaluation of composite materials. NASA Technical Report TM-89067, 1987. 188 p.

3. Vodichka R., Nelson B., van der Berg J., Chester R. Long-term environmental durability of F/A-18 composite material. Melbourn, Australia: DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory, 1999. 18 p.

4. Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of composite materials: 1. Aging mechanisms // Russian Metallurgy (Metally). 2011. No 10. P. 993–1000.

5. Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of composite aviation materials: 2. Relaxation of the initial structural nonequilibrium and through thickness gradient of properties // Russian Metallurgy (Metally). 2011. No 10. P. 1001–1007.

6. Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of composite aviation materials: 3. Significant aging factors // Russian Metallurgy (Metally). 2012. No 4. P. 323–329.

7. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic Aging of Aviation Polymer Composite Materials: I. Influence of Significant Factors // Russian Metallurgy (Metally). 2020. Vol. 2020, No 4. P. 364–372.

8. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic Aging of Aviation Polymer Composite Materials: II. Development of Methods for Studying the Early Stages of Aging // Russian Metallurgy (Metally). 2020. Vol. 2020, No 10. P. 1088–1094.

9. Стойкость углепластиков и стеклопластиков на основе расплавных связующих к воздействию умеренно холодного и умеренно теплого климата // Труды ВИАМ электрон.-науч.-технич. журн. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 05.07.2021). 2021. №5. Ст. 12. DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-5-114-126.

10. Startsev O.V., Mashinskaya G.P., Yartsev V.A. Molecular mobility and relaxation processes in an epoxy matrix 2. Effects of weathering in humid subtropical climate // Mechanics of Composite Materials. 1985. Vol. 20, No 4. P. 406–409.

11. Startseva L.T., Panin S.V., Startsev O.V., Krotov A.S. Moisture diffusion in glass-fiber-reinforced plastics after their climatic ageing // *Doklady Physical Chemistry*. 2014. Vol. 456, No 1. P. 77–81.

12. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Иноземцев А.А. Влагоднасыщение конструктивно-подобных элементов из полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях с наложением термоциклов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 2. С. 56–68. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-56-68.

13. Старцев В.О., Куцевич К.Е., Хрулёв К.А., Молоков М.В. Прогнозирование температуры поверхности композиционных материалов на основе клеевых препрегов при экспонировании в климатических условиях // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2017. № 9. С. 24–31.

14. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Измерение и прогнозирование температуры образцов материалов при экспонировании в различных климатических зонах // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4. С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.

15. Старцев В.О., Валевин Е.О., Гуняева А.Г., Яковлев Н.О., Голушко С.К., Амелина Е.В. Механические характеристики и показатели влагопереноса наномодифицированного углепластика // *Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения: материалы IV Всероссийской научно-технической конференции*. 2019. С. 6–35.

16. Sarkissian E. *The Levenberg-Marquardt Algorithm for Solving the Nonlinear Least Squares Problem: Theory, Implementation and Application*. Los Angeles: California State University, 2001.

17. Cook R.D. Detection of influential observation in linear regression // *Technometrics*. 1977. Vol. 19, No 1. P. 15–18.

УДК 53.091

**Анализ влияния механической обработки
на результаты испытаний композитных образцов**

Полилов А.Н., д.т.н.; Татусь Н.А., к.т.н.; Власов Д.Д.

davlasov98@gmail.com

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

Аннотация:

В статье проведен анализ влияния механической обработки и особенностей испытаний образцов из волокнистых композитных материалов (ВКМ) на получаемые в результате испытаний данные. Показаны и проанализированы данные испытаний на растяжение образцов из ВКМ с отверстием. Сделан вывод о проявлении масштабного эффекта – влиянии ширины на прочность образцов. Показаны результаты исследования влияния механической обработки на прочность композитов при растяжении. Проведена оценка повреждаемой при мехобработке зоны.

Ключевые слова:

волокнистые композиты, механическая обработка композитов, масштабный эффект, испытания волокнистых композитов.

1. Размер зоны повреждения при механической обработке ВКМ

Обработку композитного изделия лучше не проводить: материал и конструкция создаются одновременно – это заповедь каждого композитчика, но все-таки интересно оценить влияние мехобработки на прочность композитных образцов. Основной несущий элемент изделий из ВКМ – волокна – очень легко повреждаются при обработке. Незаметные невооруженным глазом повреждения могут значительно сказываться на прочности изделия. Оценка размера зоны повреждения будет своей для каждого инструмента, зависит от скорости резания и подачи. Исследователи ограничились двумя размерами фрез и одинаковой скоростью резания и подачи. В распоряжении авторов имеется современный, импортный фрезерный станок с ЧПУ «CNC 6040Z», позволяющий с достаточной точностью изготавливать образцы необходимых размеров.

Постановка задачи

При обработке образцов возникают вопросы о влиянии технологии на повреждение материала, о ширине зоны повреждения. Авторам интересно было попытаться оценить размер поврежденной зоны.

В процессе исследования растягивались вырезанные по единой технологии прямоугольные образцы с различной шириной (рис. 1.1). Это позволило оценить ширину поврежденной, не воспринимающей нагрузку зоны – «кромки». Считалось, что в вырезанном из пластины прямоугольном образце с шириной b и длиной L по внешнему контуру остается поврежденный участок шириной δ (рис. 1.1).

Очевидно, что ширина «кромки» постоянна для заданного размера и типа режущего инструмента, а также при фиксированных режимах обработки (скорости вращения и подачи), при увеличении ширины образца размер кромки δ и её влияние на прочность должны снижаться.

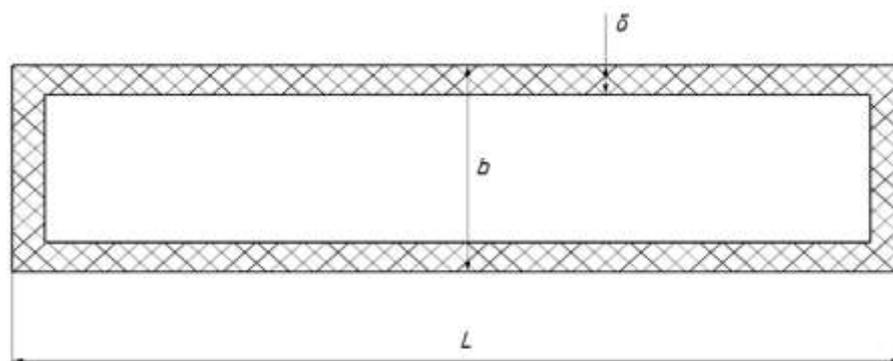


Рис. 1.1 – Поврежденная зона при механической обработке или вырезке образца

Для оценки «кромки» в Институте машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН) были изготовлены и испытаны серии образцов различной ширины, вырезанные из одной композитной плиты при изменении размера инструмента, но при сохранении режима резания.

Изготовление образцов и проведение испытаний

По технологии вакуумной инфузии изготавливалась стеклопластиковая плита толщиной $h = 2$ мм. Заготовка формовалась из 6 слоев ортогональной стеклоткани.

На станке фрезами типа кукуруза (рис. 1.2) диаметром 1.5 мм и 1 мм вырезались образцы длиной 250 мм с различной шириной. Скорость горизонтальной подачи: 250 мм/мин, частота тока на частотном преобразователе: 160 Гц. Режим резания для всех образцов не изменялся.

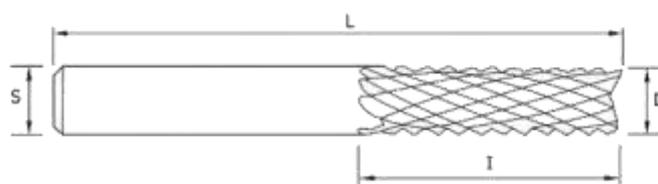


Рис. 1.2 – Фреза для обработки композитов типа «кукуруза»

Фрезой 1.5 мм было подготовлено 7 серий по три образца с различной шириной: 2.5; 3; 4; 5; 7.5; 10 и 30 мм. Номер серии $i=1 \dots 7$. Фрезой 1 мм - 5 серий по три образца с шириной: 2.5; 5; 7.5; 10 и 40 мм. Номер серии $j=1 \dots 5$.

Образцы растягивались на испытательной машине INSTRON в самозатягивающихся захватах. Все образцы разрушились в рабочей зоне, что говорит о корректности результатов испытаний.

Обработка результатов испытаний

По данным из эксперимента строилась зависимость «условной» прочности образца от ширины. На рис. 1.3 показаны данные для испытаний образцов, вырезанных фрезой диаметром 1.5 мм, на графике видно, что при увеличении ширины образца до 10 мм «условные» разрушающие напряжения резко возрастают, после чего выходят на «плато» со значением порядка 400 МПа. Этот эффект указывает на влияние «кромки» на прочность: для узких образцов влияние сильное, для широких – гораздо слабее. Похожая ситуация наблюдается и для фрезы диаметром 1 мм. Поскольку диаметр фрезы уменьшился, «кромка» практически не сказывается на значениях прочности для образцов шире 7.5 мм. Для широких образцов прочность так же доходит примерно до 400 МПа, что говорит об очень низком влиянии «кромки».

Для оценки размера «кромки» применялись простые формулы описывающие «условную» и реальную («истинную») прочность.

«Условная» прочность (критическая нагрузка $F_{i,j}$, отнесенная к полному сечению):

$$\sigma_{i,j}^{eff} = \frac{F_{i,j}}{b_{i,j} \cdot h} \quad (1)$$

Реальная прочность из экспериментов (нагрузка, отнесенная к неизвестному нетто-сечению):

$$\sigma_{i,j}^{real} = \frac{F_{i,j}}{b'_{i,j} \cdot h} \quad (2)$$

где $b'_{i,j} = b_{i,j} - 2\delta$ – эффективная (реально сопротивляющаяся приложенной силе) ширина.

За реальную («истинную») прочность бралось максимальное значение «условной» прочности, полученной при испытаниях широких образцов, поскольку влияние «кромки» для них минимально. На основе вида построенных графиков (рис. 1.3) в качестве «истинной» прочности σ^* для образцов, обработанных 1.5 мм фрезой, было принято значение условной прочности σ_7^{eff} , полученное на образцах шириной 30 мм, а для образцов, обработанных 1 мм фрезой, использовалось значение σ_5^{eff} , которое было получено при растяжении образцов с шириной 40 мм.

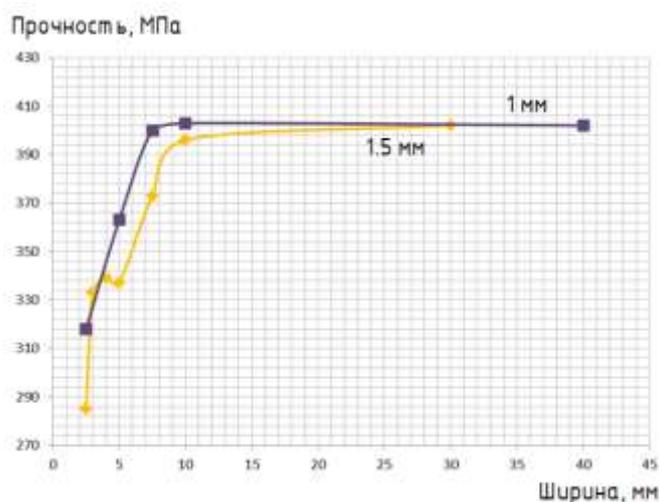


Рис. 1.3 – Прочность вырезанных образцов различной ширины

Если в уравнение (2) вместо действительной прочности подставить $\sigma_7^{eff} = 402 \text{ МПа}$ для фрезы 1.5 мм и $\sigma_5^{eff} = 402 \text{ МПа}$ для фрезы 1 мм (индексы «7» и «5» указывают на прочность образцов с наибольшей шириной: $b_7 = 30$ мм, $b_5 = 40$ мм), из экспериментальных данных максимальной нагрузки можно оценить ширину поврежденной зоны δ :

$$\sigma^* = \frac{F_{i,j}}{b'_{i,j} \cdot h} \quad (3)$$

$$\delta = \frac{1}{2} \left(b_{i,j} - \frac{F_{i,j}}{\sigma^* \cdot h} \right) \quad (4)$$

Результаты расчетов по выражению (4) показаны на диаграмме (рис. 1.4).

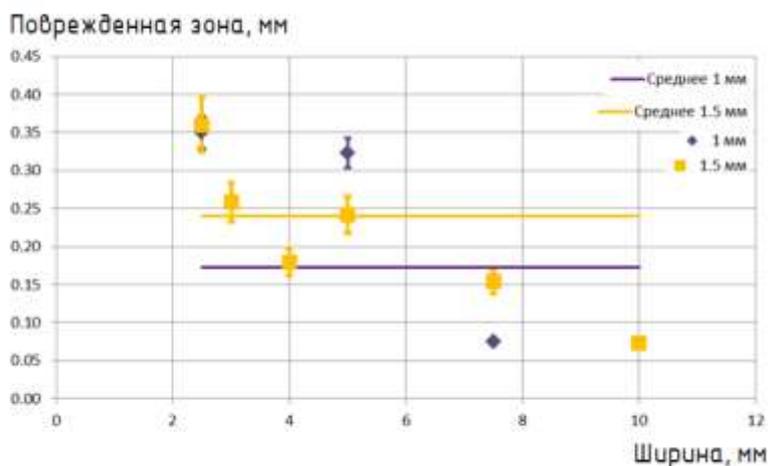


Рис. 1.4 – Ширина поврежденной зоны вырезанных образцов

Изначально авторы предположили, что размер зоны повреждений не зависит от ширины образцов и является константой для данных режимов обработки и материала, однако полученные результаты демонстрируют скорее некую линейную зависимость найденной «дельты» от ширины образца.

Этот результат может говорить о том, что на несущую способность и, следовательно, прочность образца влияют не только параметры инструмента и режимы резания, но и многие другие факторы. В связи с этим точное определение размера поврежденной зоны является невозможным. С другой стороны, для инженерной оценки степени повреждения материала после фрезерования авторами предлагается использование среднего значения ширины «дельта». Таким образом, для фрезы диаметром 1.5 мм было получено значение, равное 0.24 мм, а для фрезы диаметром 1 мм – 0.17 мм. Интересно отметить, что полученные средние значения соответствуют шестой части диаметра режущего инструмента, что, безусловно, является скорее приятным совпадением, нежели правилом.

Результаты первой главы

1. Авторами была предложена методика оценки ширины поврежденной зоны, возникающей при фрезеровании волокнистых композитов. С помощью данной методики для данных условий были получены значения $\delta_{1,5} \approx 0.24$ мм, $\delta_1 \approx 0.17$ мм, что составляет одну шестую часть диаметра используемой фрезы.

2. Очевидно, что при изменении вводных данных – режимов резания и размера и типа инструмента – значения ширины «дельта» будут меняться по неизвестному закону. В связи с этим интерес для инженеров представляет составление справочных таблиц, включающих в себя данные о размерах поврежденной зоны для каждого типа и размера инструмента. Однако реализация такой идеи с учетом разнообразия используемого режущего инструмента требует многих лет работы.

3. Экспериментально доказано существенное влияние фрезерования на прочность именно небольших образцов. На основе этого рекомендуется учитывать размер поврежденной зоны при механической обработке малоразмерных композитных конструкций.

2. Масштабный эффект прочности в композитных конструкциях с отверстием

Еще в конце прошлого века в ИМАШ РАН разрабатывалась подвеска автомобиля на основе стеклопластиковых рессор. Сначала все узлы и геометрия были отработаны на малоразмерных моделях, а затем уже были изготовлены полноразмерные упругие элементы. Открытием для ученых стало то, что при испытаниях рессоры разрушались, и близко не достигнув расчетных нагрузок. Тогда впервые заговорили о масштабном эффекте прочности композитных конструкций, который заключается в том, что при кратном увеличении конструкции ее прочность снижается.

Для проверки данного явления объектом были выбраны композитные конструкции с отверстием. При этом отношение d/b (рис. 2.1) сохранялось

неизменным. Основой исследования является гипотеза: увеличение размеров образца с отверстием, но с сохранением отношения размеров приведет к снижению предельных напряжений.

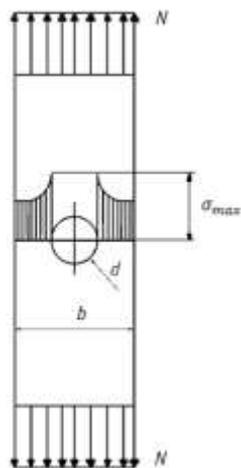


Рис. 2.1 – Растяжение образца с отверстием

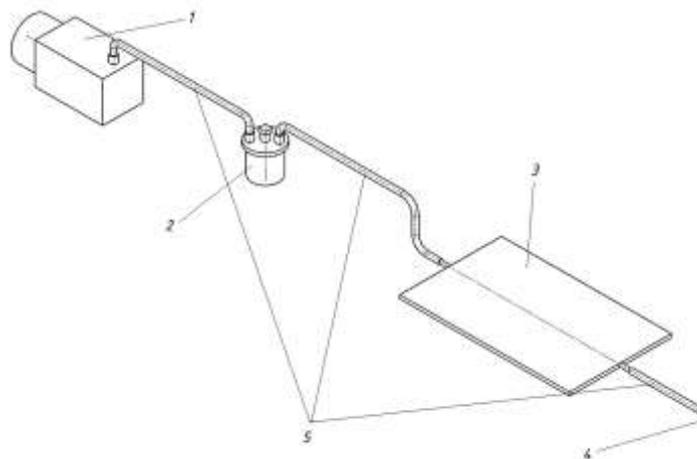


Рис. 2.2 – Принцип технологии вакуумной инфузии:
1 – вакуумный насос, 2 – ловушка для смолы, 3 – пакет с формой композита, 4 – дегазированное связующее, 5 – вакуумный трубопровод

Испытание образцов

Для проведения испытаний на растяжение были сформованы ортогонально армированные образцы стеклопластика различных размеров (табл. 2.1). Соотношение $d/b = 0.1$ обеспечивалось постоянным во всех сериях образцов. Прямоугольные образцы были вырезаны из стеклопластиковой плиты с укладкой $[0/90]$, пропитанной методом вакуумной инфузии (рис. 2.2). Сами отверстия были получены сверлением. Образцы испытывались до разрушения на электромеханической установке INSTRON.

Таблица 2.1

Ширина образца, мм	Диаметр отверстия, мм
5	0,5
10	1
15	1,5
20	2
25	2,5
30	3

Анализ результатов испытаний

Полученные показатели прочности образцов с отверстиями сопоставлялись с предельными напряжениями сплошных образцов (рис. 2.3). Выдвинутая авторами гипотеза подтвердилась – при увеличении размеров образцов их прочность снижается.

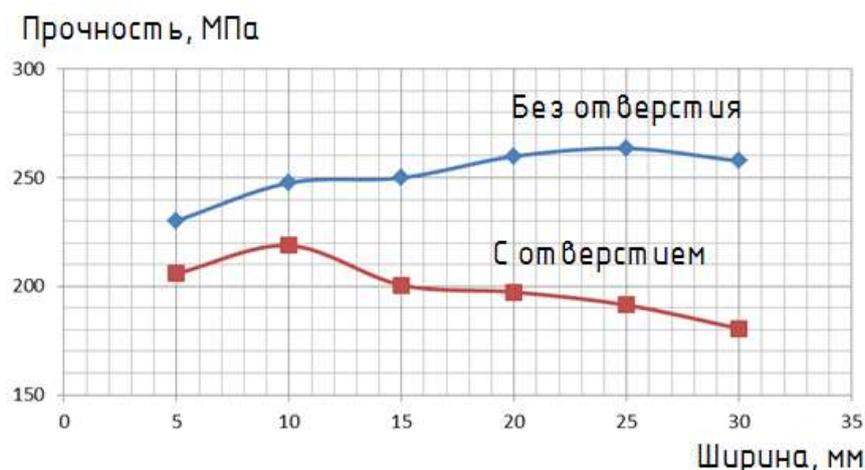


Рис. 2.3 – Прочность образцов различной ширины

Для каждой серии образцов был рассчитан эффективный коэффициент концентрации напряжений (рис. 2.4):

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_0^*}{\sigma_n^*} \quad (5)$$

где σ_0^*, σ_n^* – предел прочности гладкого образца и предел прочности такого же образца с отверстием.



Рис. 2.4 – Коэффициент снижения прочности

Интересный момент заключается в том, что прочность сплошных образцов возрастает с увеличением размеров. Авторы предполагают, что здесь проявляется эффект поврежденной зоны, описанный в первой главе. Характер изменения прочности ожидаемо отличается от показанного ранее (рис. 1.3 и 1.4), поскольку в данном случае использовалась дисковая фреза из быстрорежущей стали.

Результаты второй главы

1. Коэффициент снижения прочности для композитных конструкций с отверстиями при сохранении пропорций не является константой.

2. Значение эффективного коэффициента концентрации напряжений увеличивается с увеличением размера образца, наибольшее влияние отверстия на прочность образца проявляется в образцах больших размеров.

3. Анализируя характер кривой (рис. 2.4), авторы предполагают наличие предельного значения коэффициента снижения прочности, выше которого значение расти не будет даже при дальнейшем увеличении размеров образца. Полученные в настоящих условиях результаты позволяют предположить значение предела, соответствующее 50 %.

3. Сравнение эффективности различных типов накладок при испытаниях на растяжение образцов из волокнистых композиционных материалов

В настоящей статье представлено большое количество экспериментальных данных, в связи с чем, нельзя не упомянуть о методике испытаний композитов на растяжение. Корректное проведение испытаний на растяжение волокнистых композитов связано с большим количеством методологических и технических сложностей. Однако больше всего вопросов вызывает выбор правильной методики закрепления образцов в захватах, поскольку использование цилиндрических образцов с резьбой или плоских образцов с центрирующими отверстиями по аналогии с металлами не представляется возможным.

По результатам многолетних исследований был стандартизован метод испытаний композитных образцов в виде прямоугольных полосок, для которых неизбежно заметное влияние на снижение прочности концентрации напряжений вблизи захватов, особенно у однонаправленных образцов, где прочность вдоль волокон в десятки раз превышает прочность поперек. За счет неомогенной структуры композитов фрезерование галтелей на образцах для снижения концентраций напряжений у захватов приведет к сильному повреждению материала и сделает результаты испытаний бессмысленными.

В результате мировые стандарты испытаний волокнистых композиционных материалов на растяжение, например ГОСТ Р 56785-2015 «Композиты полимерные. Метод испытания на растяжение плоских образцов», предлагают использование специальных накладок на образец в местах захватов, которые снижают влияние концентрации напряжений у захватов на итоговую прочность образца. При этом к самим накладкам предъявляется большое количество требований: свойства материала, форма и размеры, метод крепления к образцу и т. д. Таким образом, возникает необходимость дополнительно расходовать композиционный материал, либо вообще изготавливать накладки отдельно, затрачивая на этот процесс ресурсы. Более того присоединение накладок к образцу требует большого внимания и занимает драгоценное время.

Постановка задачи

В испытательных стандартах ГОСТ указано, что при схемах армирования образцов, отличных от однонаправленных, а также при использовании захватов с постоянным поперечным усилием допускается использование наждачной бумаги (шкурки) вместо полимерных накладок.

На основе этого возникает интерес к проверке данной методики и для однонаправленных образцов в самозатягивающихся захватах. В случае подтверждения результатов методика испытаний значительно упростится, а процесс подготовки накладок сведется к вырезанию шлифовальной шкурки

нужных размеров. Для этого в лаборатории безопасности и прочности композитных конструкций ИМАШ РАН были проведены сравнительные испытания на растяжение образцов в самозатягивающихся захватах с различными вариантами накладок.

Подготовка образцов

Для формования однонаправленных композитных образцов с прямолинейной траекторией волокон был использован самодельный намоточный станок (рис. 3.2). Волокно с бобины 1 через направляющий ролик 3 и натяжитель 4 подается на специальную форму 5 из политетрафторэтилена, которая закреплена на вращающемся валу 6. Натяжитель расположен на подвижной опоре и с помощью механизма винт-гайка производится точное позиционирование каждого пучка волокна по ширине формы. Наполнитель наматывается в несколько слоев, после чего форма снимается с вала, пропитывается связующим и отверждается способом, аналогичным показанному на рисунке 2.2.

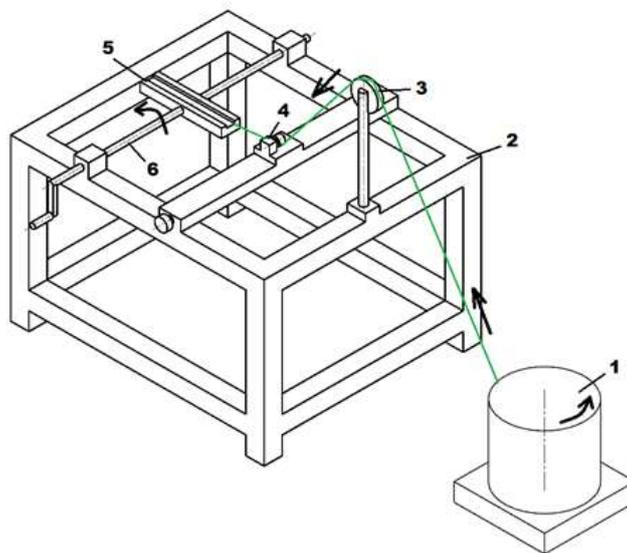


Рис. 3.2 – Образцы углепластика с накладками перед испытаниями:
1 – бобина с волокном; 2 – рама станка; 3 – ролик; 4 – натяжитель нити;
5 – форма намотки и пропитки образца; 6 – намоточный вал

Полученные однонаправленные стеклопластиковые образцы с эпоксидным связующим имеют следующие геометрические размеры: длина

$L = 200$ мм; ширина $b = 20$ мм; толщина $h = 1.75$ мм. Данные значения соответствуют испытательным стандартам ГОСТ.

В качестве накладок был использован тот же материал, вырезанный из смежного образца. Приклеивались к образцу накладки с помощью связующего.

По итогу были изготовлены образцы без накладок, с накладками без шкурки, со шкуркой без накладок и с накладками и шкурками. Все образцы были испытаны на растяжения на испытательной машине INSTRON.

Результаты испытаний

По полученным данным была построена диаграмма (рис. 3.3), которая закономерно показывает, что образец, испытанный без каких-либо средств снижения концентрации напряжений у захватов, имеет наименьшую прочность. При этом прочность и несущая способность остальных образцов, испытанных с комбинированием накладок и шлифовальной шкурки, находятся примерно на одном уровне – 750–800 МПа.

На основе экспериментальных данных можно сделать вывод о том, что даже при испытаниях однонаправленных волокнистых композитов в самозатягивающихся захватах использование наждачной бумаги вместо полимерных или композитных накладок является достаточным для корректного проведения испытаний. Для испытаний волокнистых композитов с ортогональной или иной, более сложной схемой армирования, изготовление специальных накладок вовсе является излишним.

В ходе испытаний все образцы, несмотря на наличие накладок, разрушились одинаково – от сжатия в захватах. Данный факт в очередной раз подчеркивает сложность корректного определения механических характеристик однонаправленных волокнистых композитов. Потенциальным решением проблемы может стать использование криволинейных образцов с просчитанными траекториями волокон.



Рис. 3.3 – Несущая способность и прочность всех типов образцов

Литература

1. Савицкий Р.С., Вешкин Е.А. Влияние механической обработки образцов при порезке на испытания композитов. Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2017. Т. 19. № 4-2. С. 214–219.

2. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018. 543 с.

3. Полилов А.Н. Механизмы снижения концентрации напряжений в волокнистых композитах//Прикладная механика и техническая физика. 2014. Т. 55. № 1. С. 187–197.

4. Полилов А.Н., Татусь Н.А. Биомеханика прочности волокнистых композитов. М.: ФИЗМАТЛИТ. 2018. 328 с. ISBN 978-5-9221-1760-9.

5. Brauning K.A., Kunza A., Alarifi I.M., Asmatulu R. Mitigations of machine-damaged free-edge effects on fiber-reinforced composites. Journal of Composite Materials. 2021. v. 55(12). pp. 1621–1633. doi:10.1177/0021998320967987.

УДК 678

Исследование влияния ионно-плазменной обработки на свойства армирующих наполнителей и гибридного композиционного материала на их основе

Колпачков Е.Д.¹; Мараховский П.С.¹, к.т.н.; Петрова А.П.¹, д.т.н.;

Волков И.А.¹; Щур П.А.²; Лонский С.Л.¹;

Куршев Е.В.¹; Черняева И.Ю.²; Шведов А.В.²

eegrivich@yandex.ru; petr@bmstu@mail.ru; petrova.aleftina.petrovna@yandex.ru;
volcov@gmail.com; shur-pavel@mail.ru; stas-stas2007@mail.ru; kurshev.viam@mail.ru;
irinachernyaeva2000@yandex.ru; serious@yandex.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

²*Московский авиационный институт, 125993, Москва, Волоколамское шоссе, д. 4.*

Аннотация:

В работе проведено исследование влияния низкотемпературной ионно-плазменной обработки армирующих наполнителей – стеклянных и углеродных волокон, с целью получения гибридного полимерного материала (ГКМ) с новым уровнем свойств.

Ключевые слова:

авиационные материалы, гибридные композиционные материалы, плазма, низкотемпературная ионно-плазменная обработка.

Полимерные композиционные материалы являются одним из основных трендов развития авиационно-космического материаловедения на в последние годы [1–4]. Это обусловлено постоянно растущей потребностью на более легкие и прочные материалы, способные обеспечивать необходимый уровень эксплуатационных характеристик в составе авиационно-космических изделий.

Однако необходимо учитывать, что создания новых ПКМ по принципу подбора армирующего наполнителя и полимерной матрицы не всегда позволяет достигать характеристик, удовлетворяющих требованиям, предъявляемым к конструкциям. В таких случаях необходимо рассматривать более широкий перечень доступных инструментов модификации наполнителя или матрицы, позволяющий получать материалы с удовлетворительным уровнем характеристик. На сегодняшний день, известны различные методы модификации поверхности армирующих наполнителей, направленные на повышение уровня взаимодействия волокно-матрица и, как следствие, повышения комплекса физико-механических характеристик (ФМХ) композиционных материалов [5–7]. По результатам анализа литературных источников была проведена работа по исследованию модификации поверхности стеклянных и углеродных волокон методом ионно-плазменной обработки с целью получения ГКМ с новым уровнем свойств.

По результатам проведенной работы установлено, что краевой угол смачивания стеклянных и углеродных волокон, уменьшающийся после ионно-плазменной обработки, возвращается к исходным значениям в течение 8 суток. Значения капиллярности обоих типов волокон необратимо увеличиваются, но для углеродных волокон наблюдается более значительное изменение данного параметра.

По результатам сравнения ионно-плазменной обработки армирующих наполнителей в вакууме и в воздушной атмосфере

установлено, что в целом оба метода позволяют повышать гидрофильные свойства волокон, однако метод обработки в атмосфере более целесообразен, так как требуется менее сложное аппаратное обеспечение и меньшие трудозатраты.

В результате сравнительного анализа выбранных режимов ионно-плазменной модификации поверхности в воздушной атмосфере было обнаружено, что скорость обработки поверхности 15 мм/с является наиболее оптимальной с точки зрения достижения наибольших значений гидрофильных свойств армирующих наполнителей.

В ходе исследования микроструктуры поверхности волокон наполнителей до и после обработки установлено, что все образцы равномерно покрыты пленкой активного замасливателя с микродисперсной структурой, однако для стеклянных волокон размер частиц аппрета в ходе обработки увеличивается, а для углеродных волокон – уменьшается. С целью установления причин таких изменений были проведены теплофизические исследования использованных армирующих наполнителей и было установлено, что в ходе ионно-плазменной модификации протекает эрозия пленки аппрета с параллельным образованием нового продукта в слое замасливателя с более высокой температурой деструкции. Результаты теплофизических исследований углеродных волокон показали, что в ходе ионно-плазменной обработки происходит унос активного замасливателя с интенсификацией данного процесса с увеличением времени выдержки в процессе обработки.

Было проведено исследование комплекса физико-механических характеристик образцов ГКМ на основе связующих ВС-2561С и ВСЭ-65 и наполнителей – стеклянных и углеродных тканей, обработанных по 3 режимам. В результате исследования было установлено, что образцы стеклоуглепластиков на основе армирующих наполнителей, обработанных низкотемпературной плазмой, имеют более высокие пределы прочности

при изгибе и сжатии, относительно образцов на основе не модифицированных наполнителей. Результаты микроструктурных исследований образцов ГКМ на основе модифицированных наполнителей продемонстрировали более высокий уровень адгезии в сравнении с образцами на основе необработанных наполнителей.

Литература

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 7–17.

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. Раскутин А.Е. Стратегия развития полимерных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-344-348.

4. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.

5. Тихомиров А.С., Сорокина Н.Е., Авдеев В.В. Модифицирование поверхности углеродного волокна растворами азотной кислоты // Неорганические материалы. 2011. 47. № 6. С. 684–688.

6. Гарифуллин А.Р., Абдуллин И.Ш. Исследование свойств углеродных волокон, модифицированных высокочастотным емкостным разрядом // Вестник Казанского технологического университета. 2014. №18. С. 32–34.

7. Li J. The effect of nitric acid oxidization treatment on the interface of carbon fiber-reinforced thermoplastic polystyrene composite / J. Li., F.F. Sun // Polym.-Plast. Technol. and Eng. 2009. 48. N 7. P. 711-715.

УДК 532.51

Исследование графена, полученного гидродинамическим методом для использования в композитах и накопителях электроэнергии

Трофимов Д.А.¹, к.э.н.; Насибулин А.Г.², д.т.н.;

Небогов С.М.¹, к.т.н.; Красников Д.В.², к.х.н.

dmitriy.trofimov@terra-steel.ru

a.nasibulin@skoltech.ru

sergey.nedogov@terra-steel.ru

D.Krasnikov@skoltech.ru

¹ООО «Терра-сталь Групп»

²Сколковский институт науки и технологий

Аннотация:

Исследован графен, полученный высокопроизводительным гидродинамическим методом с предварительным мощным воздействием ультразвука.

Ключевые слова:

графен, гидродинамика, ультразвук, комбинационное рассеивание, электронная микроскопия.

В настоящее время тренд применения графена в мире составляет рост 20–25 % в год. Графен используется во многих отраслях и в том числе в авиационно-космической отрасли. Добавки графена для модификации полимерных материалов в количествах 0,16–0,36 % позволяют получить композиты на их основе с новыми свойствами и весьма улучшенными параметрами. Краски, пластмассы, пасты, клеи с небольшими добавками графена получают такие дополнительные свойства как электропроводность (приобретение антистатических характеристик), теплопроводность, улучшение эксплуатационных параметров по прочности и антикоррозионной стойкости.

Применение графена в качестве электродного материала позволяет получать катоды и аноды для суперконденсаторов и ячеек литий-ионных аккумуляторов со значительным улучшением их характеристик, которые также находят применение в авиационной и космической технике.

Вместе с тем, широкое применение графена сдерживается высокой ценой из-за сложных методов его получения. Исходное сырье – графит, широко распространено в природе и стоит не дорого. Широкомасштабное производство графена в настоящее время является актуальной задачей.

Для решения проблемы промышленного производства в больших объемах произведены исследования графена полученного гидродинамическим методом с использованием мощной предварительной ультразвуковой обработки графита.

За последние годы появился целый ряд подходов, позволяющих отслаивать чешуйки графита с целью получения графена.

Существуют различные условия в этих подходах, что приводит в сочетании с низкой пропускной способностью к низкой производительности.

Для каждого метода производства скорость отслоения обычно коррелирует с рабочими параметрами процесса, которые обеспечивают высокое качество получаемого продукта.

В [1] описываются исследования механизма отслаивания чешуйки за счет сдвига от предшественника до 2D-материала в условиях из двух различных гидродинамических неустойчивостей: вихрей Тейлора и межфазных волн. Авторы [1] обнаружили, что получение нанослоев графита зависит от локального распределения скорости деформации, отношения к критическому критерию отслаивания и времени обработки. Важным подходом и наиболее универсальным, является жидкое отшелушивание.

Гидродинамика занимает центральное место во многих процессах отшелушивания и диспергирования наноматериалов, которые опираются на воздействие сдвига [2]. Были разработаны методы, позволяющие превышать минимальную скорость сдвига, необходимую для отслаивания слоистых материалов [3], с использованием ламинарных [4], турбулентных [5] и многофазных потоков в поисках более высоких выходов графена.

В качестве сырья использовался графит с измельченной фракцией. Для получения однородной фракции графит загружался в ультразвуковой реактор и подвергался мощному ультразвуковому воздействию.

После ультразвуковой обработки однородная фракция помещалась в реактор с использованием турбулентного потока Тейлора.

В результате гидродинамического воздействия происходило отслоение чешуек графита. После обработки, полученный графен отделялся от жидкости. Производительность одной установки составляет 70 кг графена в смену или при 2-х сменной работе 35 тонн в год.

Качество полученного графена исследовалось с использованием следующей методики.

Метод исследования основан на анализе спектров комбинационного рассеяния (КР) света, существенно различающихся в случае одно-, двух-, пяти, и т.д. слойного графенового пакета [6], что наглядно показано на рисунке 1.

Наиболее близкий спектр для используемого в настоящем исследовании графена соответствуют 514 нм длины волны возбуждающего лазера (в используемой системе используется 532 лазер). На рисунке 1б подписаны характерные пики, причем у однослойного графена 2D-мода (2690–2720 cm^{-1}) интенсивностью почти вдвое выше G-моды ($\sim 1590 \text{ cm}^{-1}$), но у двухслойного это уже не так, поэтому важна форма 2D-моды, позволяющая оценить количество слоев в чешуйках в точке снятия спектра.

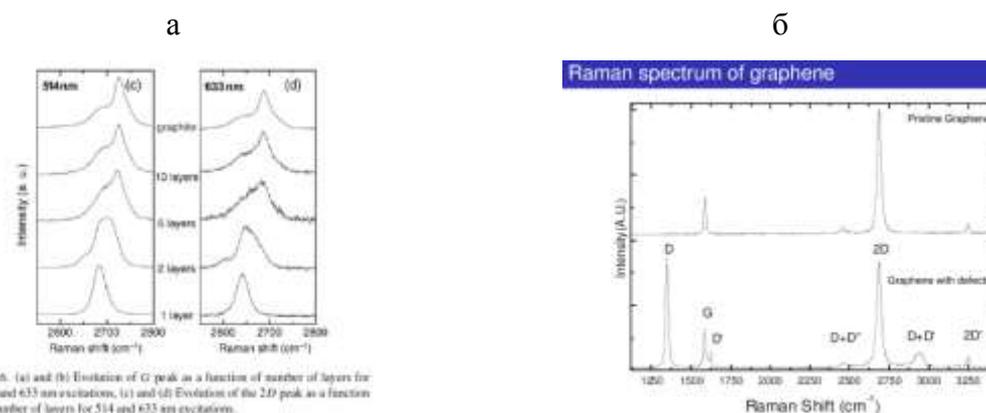


Fig. 6. (a) and (b) Evolution of G peak as a function of number of layers for 514 and 633 nm excitations, (c) and (d) Evolution of the 2D peak as a function of number of layers for 514 and 633 nm excitations.

Рис. 1 – Вид 2D-моды на КР спектре для различных материалов (а) в зависимости от количества слоев. Вид КР спектров от графена и функционализированного графена (б)

Для определения количества слоев в структуре строим аппроксимирующий график функции, которая по аргументу зависит от отношения интенсивности при 2695 cm^{-1} к интенсивности при 2720 cm^{-1} .

Соотношение интенсивности D-моды (в области 1350 cm^{-1}) к интенсивности G-моды ($\sim 1590 \text{ cm}^{-1}$), с учетом данных полученных для других образцов можно сделать оценку дефектности в общем и количества функциональных групп, в частности.

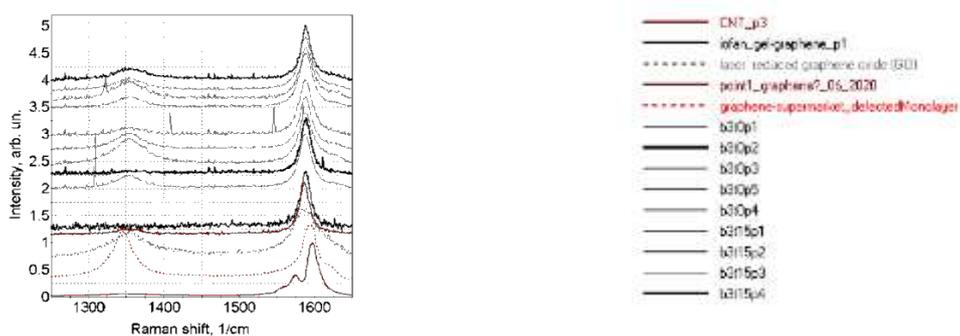
Таким образом были получены данные с учетом реперных спектров, по которым оценочно, можно судить о количестве функциональных групп, ковалентно-связанных с графеновой плоскостью. Проведен сравнительный анализ по спектру углеродных нанотрубок (УНТ). Известно, что у них 2-3 % по массе составляют функциональные группы. Также реперным спектром будет спектр от пленки восстановленного оксида графена, потерявшего часть функциональных групп, но все же еще имеющего их достаточно много. Все спектры нормированы либо на G-моду, либо на интенсивность в области 2720 см^{-1} в случае анализа 2D-моды, что более наглядно дает возможность сравнить взаимную интенсивность пиков.

Учтено для УНТ (~2 % функциональных групп) интенсивность D-моды около 0,05 (отношение интенсивностей D-моды к G-моду), для восстановленного графена оксида (rGO, ~10 % функциональных групп) – около 0,43, а у исходного оксида графена около 1.1 (при ~40 % доли функциональных групп по массе).

По данной методике были проанализированы полученные от изучаемого материала спектры в различных точках.

Узкие пики-выбросы на рисунке 2 не являются сигналом от образца и связаны с ошибками в работе детектора. Снизу реперные спектры, в середине спектры от образца, полученного сразу после ультразвуковой (УЗ) гомогенизации, а сверху – спектры от образца, полученного после отстаивания дисперсии 15 минут. Жирным выделены спектры, имеющие малое количество функциональных групп и/или большое число слоев.

а)



б)

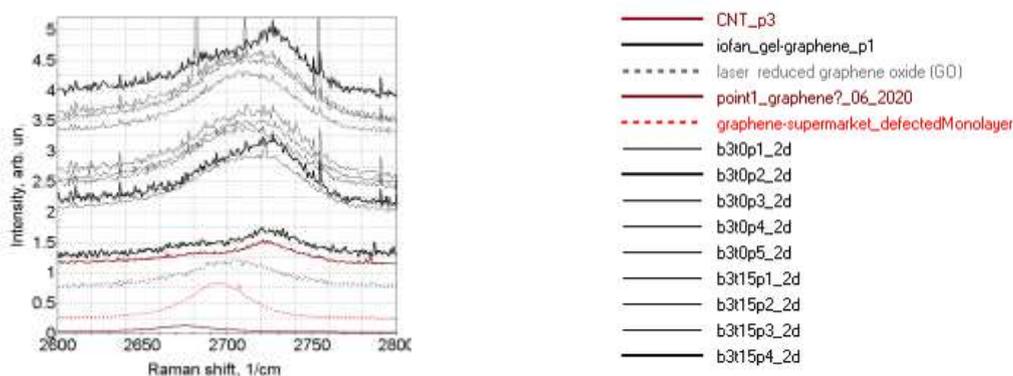


Рис. 2 – Данные по графену, полученному гидродинамическим методом. а) спектры в области G-моды; б) спектры в области 2D-моды

Важно, что более 90 % материала выпадает в осадок уже в первые минуты отстаивания дисперсии. Более стабильная часть материала содержит частицы уже более 1,5 мкм, что видно из приведенных ниже оптических изображений (рисунок 3).

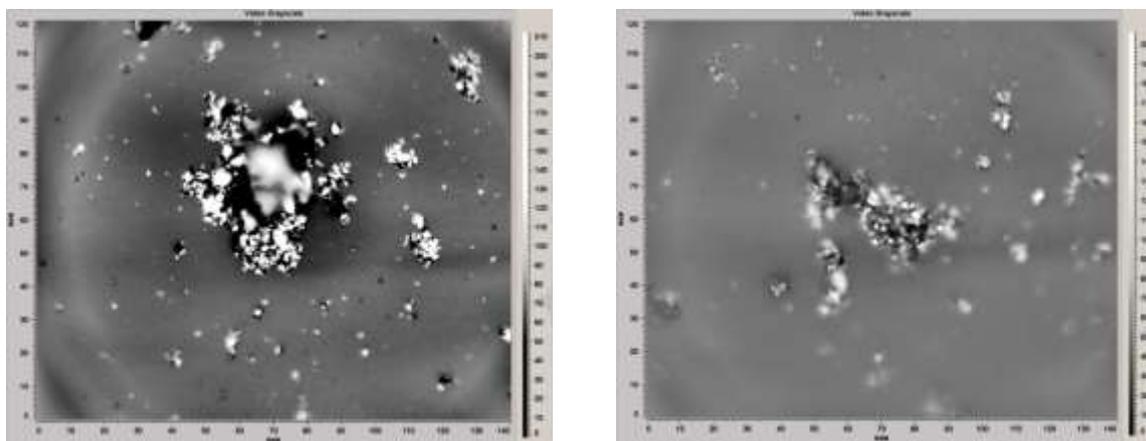


Рис. 3 – Осажденная дисперсия сразу после ультразвуковой обработки для обеспечения однородности распределения материала по объему растворителя

В результате обработки этих спектров получены оценки по количеству слоев мультиграфеновых структур в материале*. Количество слоев в графене, полученном гидродинамическим методом, в основной массе пакета составляет порядка двух-семи. Это зависит от выбранного режима ведения процесса.

Результаты исследования в оптический микроскоп осажденной дисперсии на подложке для графена представлены на рисунке 4. Частицы имеют размер менее 3–5 мкм.

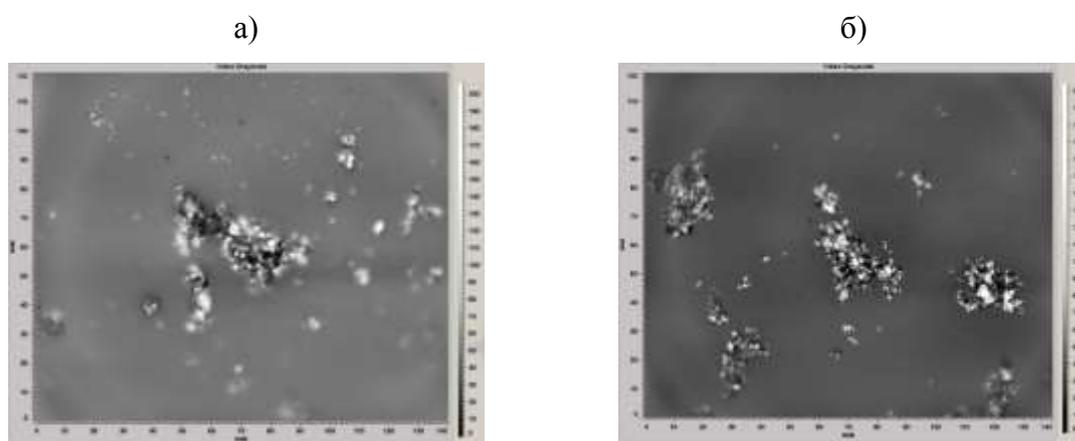


Рис. 4. а) осажденная дисперсия сразу после ультразвуковой обработки для обеспечения однородности распределения материала по объему растворителя; б) осаждение после 15 минут отстаивания

Дальнейшие исследования проводились с использованием электронного микроскопа.

На рисунке 5 показаны снимки графена в электронном микроскопе.

* Исследования были проведены совместно с НОЦ «Зондовая микроскопия и нанотехнологии» НИУ «Московский институт электронной техники».

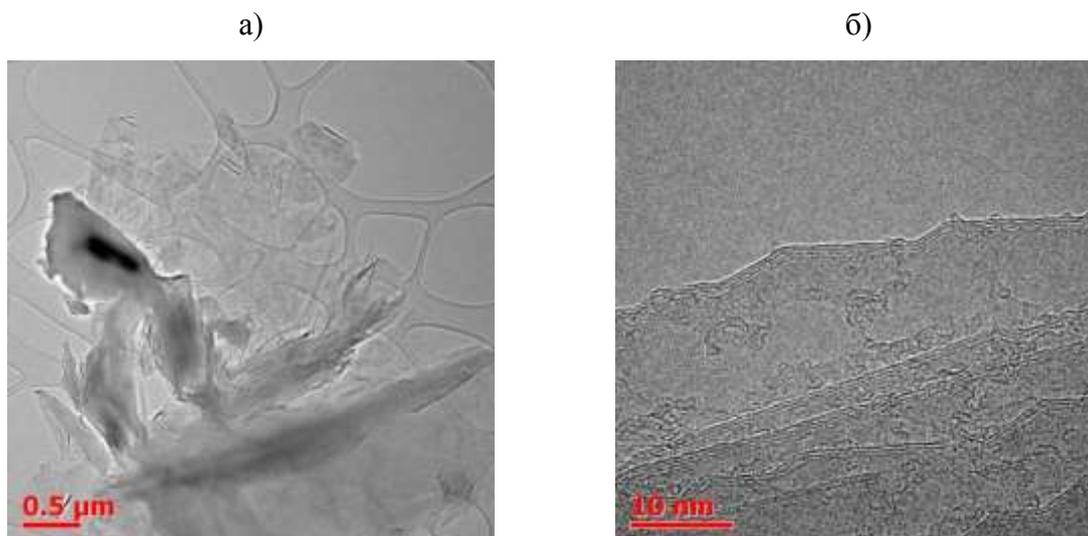


Рис. 5 – Микрофотографии графена, полученные просвечивающей электронной микроскопией. а) чешуйка графена; б) слои графена с разделением слоев в один атом

Выводы

1. Получен графен с использованием технологии и оборудования высокопроизводительным гидродинамическим методом. В зависимости от режимов можно изменять количество слоев и количество функциональных групп.

2. Используемое оборудование имеет производительность 70 кг графена в смену.

3. Проведены исследования графена, полученного гидродинамическим методом, с использованием анализа спектров комбинационного рассеяния света и электронной микроскопии.

4. Проведенные исследования подтвердили параметры графена, которые приемлемы для использования его в композитах, суперконденсаторах и литий-ионных аккумуляторах.

Литература

1. Real-time monitoring and hydrodynamic scaling of shear exfoliated graphene Jason Stafford, Nwachukwu Uzo, Usmaan Farooq, Silvia Favero, Si Wang, Hsueh-Hung Chen, Anouk L., Camille Petit and Omar K. Matar,

Published 25 February 2021, «2D Materials», Volume 8, Number 2 Citation Jason Stafford et al 2021 «2D Materials». 8.

2. Nicolosi V., Chhowalla M., Kanatzidis M.G., Strano M.S., and Coleman J.N. 2013 Liquid exfoliation of layered materials. *Science* 340 1226419.

3. Bicca S., Barwich S., Boland D., Harvey A., Hanlon D., McEvoe N., and Coleman J.N. 2018 Exfoliation of 2D materials by high shear mixing. «2D Material». 6 015006.

4. Arao Y., Mizuno Y., Araki K. and Kubouchi M. 2016 Mass production of high-aspect-ratio few-layer-graphene by high-speed laminar flow. «Carbon» 102 330-8.

5. Kaushik V., Wu S., Jang H., Kang J., Kim K., and Suk J. 2018 Scalable exfoliation of bulk MoS₂ to single- and few-layers using toroidal Taylor vortices. «Nanomaterials» 8 1-11.

6. Ferrari A.C. Raman spectroscopy of graphene and graphite: Disorder, electron–phonon coupling, doping and nonadiabatic effects *Solid state communications*. 2007. T. 143. №. 1-2. P. 47–57.

УДК 628. 83

Особенности биodeградации промышленных отходов полимеров и перспективы вторичного использования углеродных наполнителей

Шайдурова Г.И., д.т.н.; Васильев И.Л., к.т.н.; Шевяков Я.С.

sgi615@iskra.perm.ru

VasilevIgor@npoiskra.ru

ShevyakovYakov@npoiskra.ru

ПАО «Научно-производственное объединение «Искра», г. Пермь

Аннотация:

В материалах статьи представлены результаты экспериментальных исследований в области обезвреживания.

В современных условиях на ранних стадиях проектирования изделий производится экологическая оценка, как жизненного цикла изделий, так и промышленных отходов токсичных компонентов, включающая изучение воздействий на окружающую среду на всех стадиях: – производство, эксплуатация и утилизация. Проблеме утилизации, например, стеклопластиковых корпусов, применяемых в РКТ, в частности, в НПО «Искра» и ПЗ «Машиностроитель» г. Пермь было уделено немало внимания, как со стороны экологических служб, так и технических специалистов. Новые подходы к вопросу вторичного применения материалов имеют актуальное значение, как для науки, так и для реального сектора экономики.

Ключевые слова:

полимеры, композиты, биodeграданты, эластомеры, эпоксидные и феноло-формальдегидные смолы, ортофосфорная кислота, катализаторы и малые добавки.

Конструкционные материалы в основе являются органическими, и их доля в общей массе корпуса ракетного двигателя достигает до 80-85%. В связи с этим для утилизации органопластиковых корпусов был выбран, изучен и отработан низкотемпературный пиролиз с получением карбонизата. Применяя термин «пиролиз» к преобразованию органического материала, подразумевается не только сублимация полимеров на низкомолекулярные продукты, но и синтез новых продуктов.

Известно, что пиролизу подвергается также твердые бытовые отходы и близкие к ним по составу производственные отходы, отходы пластмасс, резин и органических соединений, но это относится к отвержденным полимерным матрицам. Метод пиролиза, хотя и опробирован на многих предприятиях, в том числе и в НПО «Искра», но он требует последующей операции дожигания при температуре 1150-1200°C, что с технологической точки зрения не экономично для промышленных отходов органических связующих [1].

В производстве изделий ракетно-космической техники в настоящее время ведущее место принадлежит полимерно-композиционным материалам. Силовые оболочки пластиковых корпусов (рис. 1) формируются из синтетических волокон (Армос, Русар) с полимерными матрицами из эпоксидных связующих горячей полимеризацией при $t = 160-170$ °C. Несмотря на автоматизированную технологию намотки на современных станках с программным управлением (типа КУ463Ф3), имеет место накопление промышленных отходов эпоксидных связующих как на поддонах для стекания их массы, так и в виде остатков препрега.

Разрабатываемые и применяемые материалы не должны накапливаться в окружающей среде по окончании их использования. Как показал анализ теоретических исследований, к наиболее перспективным и экономичным методам обезвреживания ксенобиотиков (загрязнителей) низковязких полимерных материалов следует отнести метод

биodeградации универсально и адресно разработанный для конкретного класса материалов. Биоразложение той или иной композиции приводит к ослаблению остроты глобальной экологической проблемы, включая загрязнения верхнего слоя почвы промышленными отходам.

Взаимодействие эпоксидных групп с аминогруппами (например) протекает по традиционной схеме с разрушением эпоксидных колец.

Отверждение и кристаллизация эпоксидных смол может быть также осуществлена раствором ортофосфорной кислоты конкретной концентрации по аналогичной схеме с разрывом эпоксидного кольца. При этом реакция взаимодействия сопровождается значительным экзотермическим эффектом, что приводит к полезному эффекту – к «вспуханию» массы полученного продукта, что в последующем облегчает процесс измельчения в крошку. Для биоразложения в известной мере проявляется значительный интерес к полисахаридам (альгинат натрия, кукурузный крахмал и другие соединения) [2]. Добавление в рецептуру биоразлагаемых компонентов способствует ослаблению связей полимерных блоков и превращает продукт в легкоразрушаемую крошку (рис. 2).



Рис.. 1 – Внешний вид смолы ЭД-22 после отверждения H_3PO_4

Отходы промышленного производства, накапливаясь в окружающей среде, по окончании их использования в случае попадания в почву подвергаются разрушению под влиянием различных факторов окружающей среды от стадии фрагментации и до минерализации. На практике, фактически, используется нерекомендуемый экологическими службами метод захоронения. Для этих целей, безусловно, в целях рационального природопользования представляет научный и практический интерес, например, для эпоксидных смол, применение нестандартных методов полимеризации, с одной стороны, и биодеградаци – с другой, эти два процесса обеспечивают перевод материала как в другое агрегатное состояние, так и приводят к обезвреживанию, что является важным с точки зрения экологической безопасности по отношению к окружающей среде [3, 4].

Экспериментальная часть

В данной работе рассмотрены процессы отверждения эпоксидных связующих под воздействием:

- ортофосфорной кислоты (70–75 % концентрации),
- фенолоформальдегидной смолы.

Для процесса биоразложения ксенобиотиков были выбраны наиболее доступные, дешевые и простые ингредиенты. К ним относятся крахмал (кукурузный или картофельный), дрожжи (простые одноклеточные микроорганизмы в наноразмерном состоянии) и казеиновый клей животного происхождения. Метод не требует установки дорогостоящего и обслуживаемого оборудования.

Отверждение эпоксидных связующих в вышеприведённых вариантах протекает, в случае применения неорганической кислоты, при нормальной температуре, что является отличительной особенностью процесса отверждения как аминными и ангидридными отвердителями, так и резольными фенолоформальдегидными смолами.

При введении раствора фосфорной кислоты наблюдается увеличение объёма в 2,5–3 раза и гашение его при введении биологически активных микроорганизмов, особенно, в нанодисперсном состоянии, что объясняется мгновенной фрагментацией низковязкого продукта.

На рис. 1–3 представлен внешний вид получаемых продуктов. Поэтапно: эпоксидные смолы ЭД-22 и КДА с биокомпонентами и смола ЭД-22 после экспозиции в почве.



Рис. 2 – Внешний вид смолы ЭД-22 с биокомпонентами



Рис. 3 – Внешний вид смеси отвержденных смол (ЭД-22+КДА) после биоразложения

Период отверждения рецептурных составов и период биоразложения представлен в таблице 1.

Таблица 1

№ п/п	Биокомпоненты марки смол (ксенобиотики)	Микро-организмы	Казеин (водный раствор)	Крахмал (кукурузный)	Вода	Период отверждения
						Период биоразложения
1	ЭД-22 (H ₃ PO ₄ – отвердитель)	+	+	+		20 – 30 мин 10 – 14 сут. (аэрация)
2.	КДА (H ₃ PO ₄ – отвердитель)	+	+	+		30 мин 10 сут (аэрация)
3.	Эпоксидная композиция (шпатлёвка ЭП-0020)	–	+	+	+	10 – 20 мин 14 суток 40 % - биоразложение

Практический интерес представляет совместное использование эпоксидных связующих и фенолоформальдегидных смол (включая препреги из стекло и углетканей). Ортофосфорная кислота, в данном случае, служит катализатором отверждения. Рецептуры аналогичного состава в настоящее время отрабатываются.

В связи с возможностью перевода эпоксидных связующих в крошку (без добавления биоразлагающих компонентов) наиболее эффективно применение такой крошки для производства строительных материалов, таких как искусственный камень, строительная плитка, наполнитель для полиуретановых композиций прозрачного и непрозрачного типа.

Уровень и результаты проведённых исследований являются начальным этапом комплексных исследований. Далее предстоит более тщательная проработка:

– рецептурных составов для конкретных марок отходов низковязких связующих;

– химический анализ и установление технических показателей токсичности на этапах до - и после биодеградаци;

- санитарно-гигиенические исследования продуктов биodeградации с установлением класса опасности (подтверждение 4 – 5 класса);
- разработка паспорта безопасности отхода;
- оценка возможности эффективного применения биоразлагаемых продуктов утилизации (вторичного применения).

Вторым, не менее важным направлением является поиск и разработка эффективных способов извлечения дорогостоящих углеродных волокнистых наполнителей с минимально возможным снижением прочности. Методом прокаливании не удаётся достичь требуемых результатов. Известный метод сольволиза в серной кислоте с последующей обработкой перекисью водорода требует кипячения агрессивного концентрата при температуре 180 °С в течение 2–4-х час, что не технологично и экологически не безопасно. Поиск других сред для сольволиза, лишённых вышеуказанных недостатков, представляет собой научно-прикладную задачу.

Литература

1. Соколовский М.И., Шайдурова Г.И. «Утилизация корпусов ракетных двигателей с помощью низкотемпературного пиролиза экологически безопасна // Научно-практический журнал «Экологическая безопасность и устойчивое развитие», № 1. 2005. С. 42–44;
2. Мищук Е.А., Травинская Т.В., Савельев Ю.В. «Композиционные материалы на основе природного возобновляемого сырья и иономерных полиуретанов, разлагаемых в условиях окружающей среды» // Материалы XXIX международной конференции «Композиционные материалы в промышленности», Киев, 2009. С. 283–287.
3. Суворова А.И., Тюкова И.С., Труфанова Е.И. Успехи химии 2000, т. 5 № 69, с. 494.
4. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы изд. «Машиностроение», 2013. С. 124–147

УДК 669.721'71'5''857; 621.762.224

Перспективы применения магниевого деформируемого LPSO-фазосодержащего сплава нового поколения в изделиях современной авиационной техники

Волкова Е.Ф., д.т.н.; Акинина М.В.; Мостяев И.В.;

Алиханян А.А.; Леонов А.А.

lab24@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Статья посвящена магниево деформируемому LPSO-фазосодержащего сплаву ВМД16 нового поколения. Приведены результаты изучения структуры, фазового состава и служебных характеристик нового сплава, показаны его преимущества в сравнении с отечественными и зарубежными аналогами. Рекомендованы области применения.

Ключевые слова:

LPSO-фазосодержащий магниевый сплав, механические, коррозионные свойства, анизотропия, поковки, штамповки, фазовый состав, детали для изделий авиационной техники.

В последние годы в экономически развитых странах (США, Германия, Франция, Япония, Канада, Южная Корея), а также в Китае интерес конструкторов к магниевым сплавам чрезвычайно вырос. Это продиктовано в первую очередь экономическими соображениями. Магниевые сплавы в качестве конструкционных материалов для изделий авиационной, автомобильной промышленности, современного транспорта (скоростные поезда), в изделиях современной электронной промышленности дают очень большой весовой выигрыш. Наряду с весовой экономией внедрение магниевых сплавов в конструктивные элементы летательных аппаратов обеспечивает снижение теплоотдачи, повышает энергосбережение, уменьшает количество вредных выбросов в атмосферу.

Особое значение приобретают магниевые сплавы, легированные некоторыми редкоземельными металлами (РЗМ) и цинком.

В начале XXI века японскими исследователями во главе с профессором Ёшихито Кавамуре (Yoshihito Kawamura) было установлено, что элементы из иттриевой подгруппы РЗМ (Y, Gd, Dy и др.) в присутствии легирующего компонента – цинка, образуют в магниевых сплавах так называемые твердые растворы с упорядоченной структурой дальнего порядка или длиннопериодные фазы – LPSO-фазы (*long period stacking ordered phases*) [1].

Было высказано предположение, которое нашло затем подтверждение в результатах многочисленных проведенных экспериментах, что именно наличие подобных LPSO-фаз обеспечивает в этих сплавах сочетание высоких прочностных характеристик, как при комнатной, так и при повышенных температурах, улучшает устойчивость сплавов к воспламенению, их коррозионную стойкость и даже свариваемость [1–8].

Известно, что в 80–90-х годах XX века объем применения магниевых

сплавов в изделиях авиационной техники значительно сократился и составлял менее 1 % от массы конструкции. Были введены ограничения, связанные с сертификационными нормами, изложенными в отечественных авиационных правилах АП-25 и зарубежных AS-8049C о запрете на применение магниевых сплавов в конструкции пассажирских кресел, пассажирском салоне и в пожароопасных зонах. Тенденция применения новых материалов для современных гражданских самолетов стала ориентироваться на более широкое применение композиционных материалов.

Однако себестоимость таких материалов и конструкций из них будет значительно выше, чем себестоимость металлических конструкций, поскольку требует не только разработки самих более совершенных материалов, но и создания принципиально новых дорогостоящих производств [9].

Проведенные в последние годы серьезные исследования в направлении повышения эксплуатационных свойств, в том числе, пожаробезопасности и коррозионной стойкости, магниевых сплавов позволили в значительной степени снять введенный ранее запрет на их применение в определенных зонах пассажирского самолета. В первую очередь, это относится к возможности применения LPSO-фазосодержащих сплавов. В частности, к сплаву Elektron 43 (Великобритания, фирма Magnesium Elektron LTD; с 2018 г. Luxfer MEL Technologies), в составе которого содержатся в качестве основных легирующих компонентов помимо цинка некоторые РЗМ, включая Y и Nd. Согласно стандарту ASTM сплаву присвоена марка WE43C.

Начиная с 2015 г. в утвержденной версии AS8049C в параграфе 3.3.3 допускается использование магниевых сплавов в конструкции пассажирских кресел для изделий авиационной техники при условии, что они прошли комплекс испытаний в соответствии с требованиями FAA Fire Safety Branch document: Aircraft Materials Fire Test Handbook–DOT/FAA/AR-00/12

(Справочник по тестам на воспламеняемость для авиационных материалов Федерального Управления Гражданской Авиации США).

Поэтому в европейских пассажирских самолетах серии Airbus A320 в конструкцию пассажирских кресел начато внедрение деталей из усовершенствованного магниевого сплава WE43C (Elektron 43).

Заполняемость салона самолетов серии Airbus A320 – 180 посадочных мест. Экономия массы одного кресла 0,5 кг за счет применения магниевого сплава в новой конструкции (две детали) взамен алюминиевого сплава AA2024T351 (аналог – отечественный сплав Д16 в термообработанном состоянии) приводит к суммарной экономии массы в 90 кг на одно изделие Airbus A320, что считается значимой весовой экономией (рисунок 1, а – г), [10].

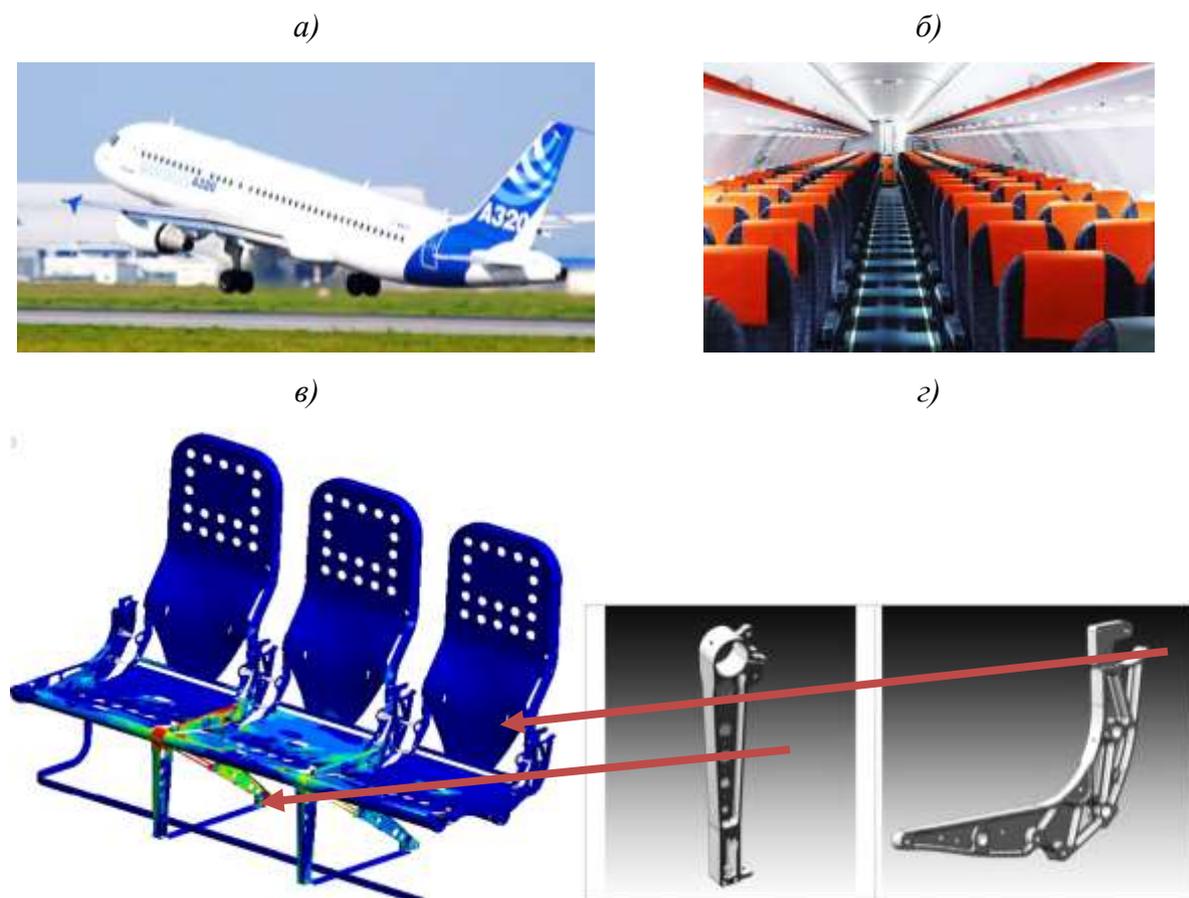


Рис. 1. а – Пассажирский самолет A320; б – вид салона; в – блок кресел; г – детали кресел из магниевого сплава WE43C (показаны стрелками) Данные из источника: www.magnesium-elektron.com

Для деталей ступиц авиационных колес ранее использовался высокопрочный магниевый деформируемый сплав типа WE43. Этот сплав – предшественник WE43С – также может быть отнесен к LPSO-фазосодержащим сплавам.

Сплав WE43 нашел широкое применение в следующих деталях и элементах:

- систем управления в конструкции вертолетов;
- оболочек авиабомб и снарядов;
- корпусов редукторов вертолета MD500/MD600 и корпусов редукторов вертолета Bell Agusta 609 [10].

Значительное снижение применения магниевых сплавов в конструкции отечественных самолетов можно проследить на примере среднемагистрального гражданского самолета ПАО «ТУПОЛЕВ». Если в 70-80х годах XX века масса магниевых сплавов на пике их применения в конструкции изделия составляла 750–800 кг, то в настоящее время в аналогичных изделиях авиационной техники эта масса снизилась в 5–7 раз, и это сразу резко «утяжелило» изделие (рисунок 2) [11]).

**КРОНШТЕЙНЫ, КАЧАЛКИ, РАМЫ, ШТУРВАЛ, ПЕДАЛИ МАССОЙ ОТ 0,10 ДО 5,0кг,
ГАБАРИТАМИ ОТ 40мм ДО 850мм В КОЛИЧЕСТВЕ ~100 ДЕТАЛЕЙ НА САМОЛЕТ.**

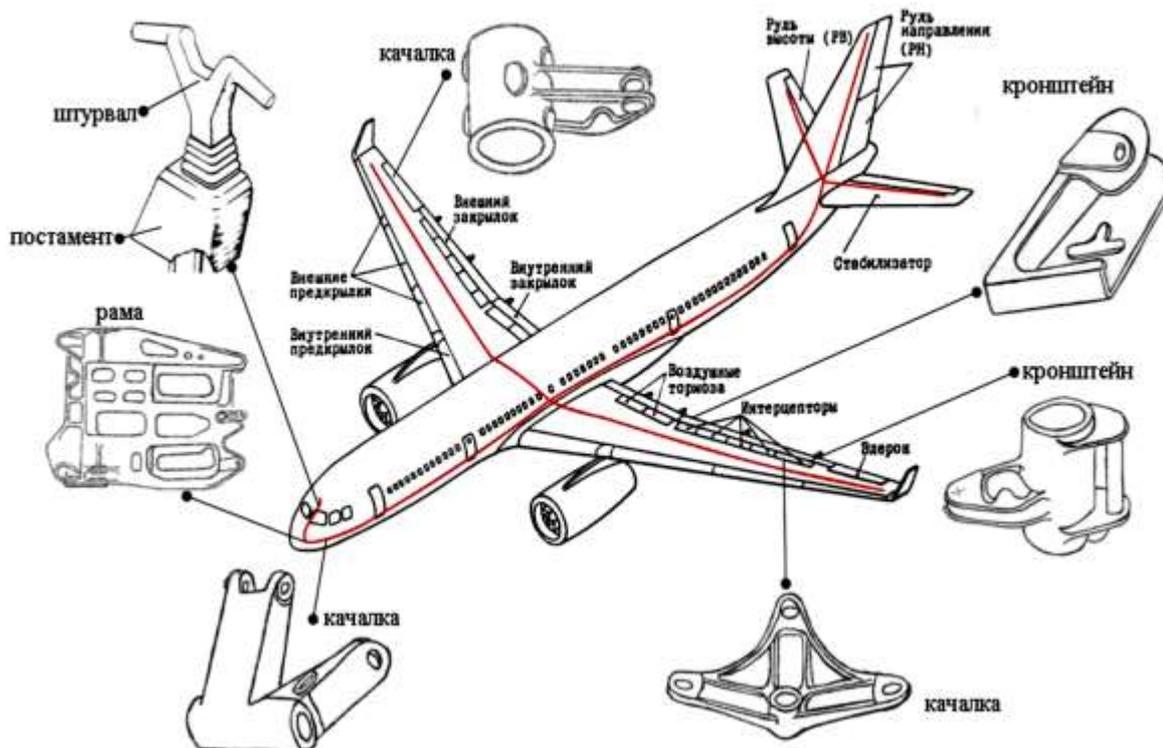


Рис. 2 – Схема возможного применения магниевых сплавов в конструкции пассажирского самолета

Таким образом, назрела необходимость преодолеть наметившееся отставание в области отечественных перспективных магниевых сплавов.

В связи с изложенным, задача по разработке отечественного конкурентно способного LPSO-фазосодержащего магниевом сплава нового поколения для изделий авиационной техники следует рассматривать как весьма актуальную.

Основываясь на результатах многочисленных исследований, нами был предложен сплав системы Mg-Zn-Zr-PЗМ, содержащий сбалансированное количество РЗМ, относящихся как к цериевой, так и к иттриевой подгруппам РЗМ. Сплав был запатентован, на него составлен паспорт, присвоена марка ВМД16. На основании результатов исследования структуры, фазового состава, технологических характеристик сплава была разработана нормативная документация (НД) на различные виды деформированных полуфабрикатов.

Материалом для настоящего исследования послужили образцы сплава ВМД16 в литом, гомогенизированном и деформированном состояниях.

Всестороннее исследование фазового состава и особенностей микроструктуры проведено на образцах сплава в литом, гомогенизированном и затем – деформированном состоянии. При этом использовано современное оборудование: растровый электронный микроскоп марки с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа. Фотографии выполнены в режиме СОМРО, изображение в котором формируется обратно отражёнными электронами. Контрастность изображения определяется средним атомным номером элементов, образующих фазы, при этом чем выше средний атомный номер исследуемой области (фазы), тем светлее данный участок выглядит на фотографии.

Тонкую структуру (в частности, LPSO-фазы) изучали на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G2 F20 S-TWIN с термополевым вольфрамовым катодом типа Шоттки при ускоряющем напряжении 200 кВ. Съёмка выполнена в сканирующем режиме на нижний светлопольный детектор. Подготовка образцов для исследований осуществлена в несколько операций: проведена электроэрозионная резка на станке Арта 120, с механическим утонением на SiC бумаге до толщины в 100 мкм, затем выполнена струйная электролитическая полировка при температуре -40 °С и напряжении 14 В на установке Tenipol-5 в среде азотно-спиртового электролита состава при соотношении $\text{CH}_3\text{OH} : \text{HNO}_3 = 85 : 15$ объёмных частей. На последней стадии осуществляли ионную полировку для удаления пассивационной плёнки, образующейся при электролитической полировке. Ионную полировку выполняли на установке PIPS II в среде аргона при ускоряющем напряжении 1,5 кВ в течение 1 часа.

Механические свойства сплавов определены при одноосном растяжении по ГОСТ 1497 на испытательной машине Instron; предел текучести при сжатии по ГОСТ 25503-80.

По инициативе Министерства промышленности и торговли Российской Федерации в последние годы нами разрабатывались технологии получения из сплава ВМД16:

– поковок для последующего изготовления силовых деталей перспективных изделий вертолетной техники: деталей системы управления вертолета; деталей (подкос) в составе системы внешней подвески (рисунок 3, а–в);

– штамповок детали для силовой конструкции пассажирских кресел применительно к изделию SSJ-NEW (рисунок 3, г).

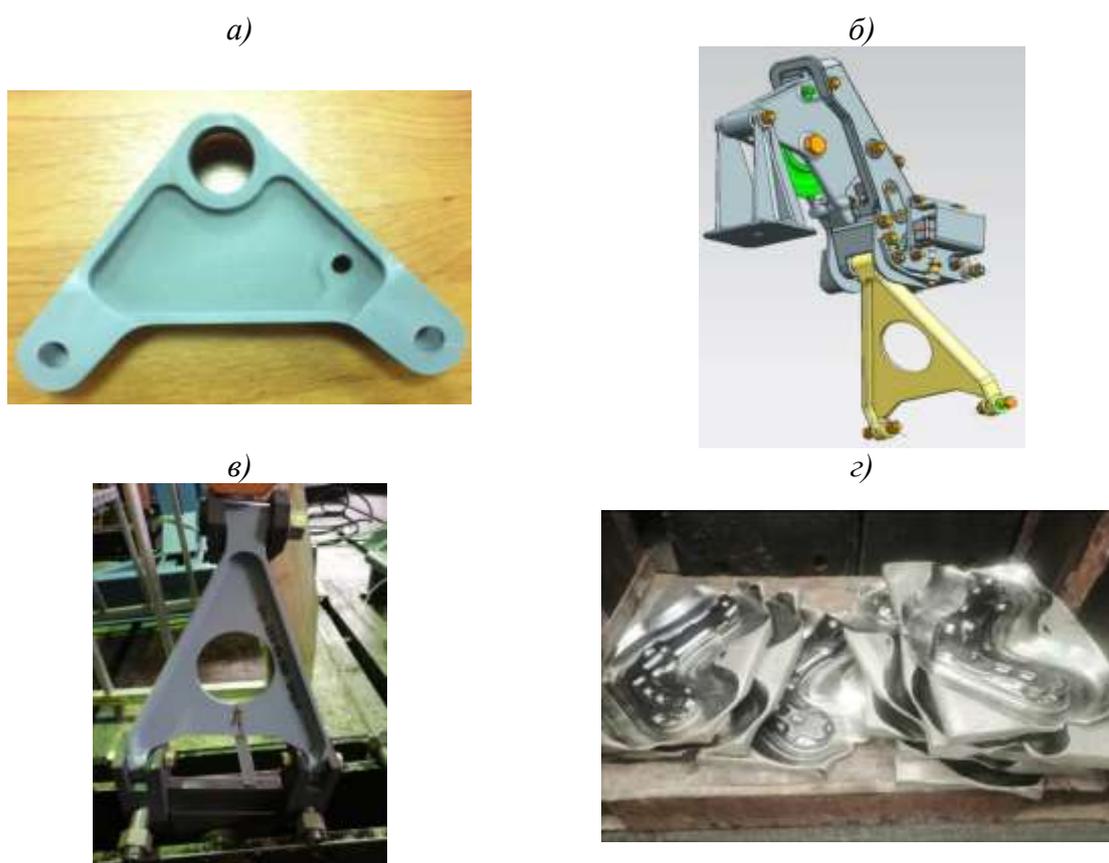


Рис. 3 – Применение сплава ВМД16 в качестве силовых деталей: а – в конструкции перспективных вертолетов; б – деталь системы управления вертолета; в) деталь системы управления в составе системы внешней подвески вертолета; г – партия штамповок детали подлокотника для силовой конструкции пассажирских кресел применительно к изделию SSJ-NEW

Разработка технологии изготовления каждой из указанных деталей потребовала отработки температурно-скоростных, временных и прочих параметров на каждом технологическом этапе:

Плавка и отливка слитков → гомогенизация → прессование промежуточной заготовки (пруток, полоса) → резка на мерные заготовки → изготовление полуфабриката (поковка, штамповка) → механическая обработка (снятие облоя и пр.) → в случае необходимости, проведение термообработки

Такие детали, как деталь системы управления вертолета; деталь в составе системы внешней подвески вертолета были изготовлены из поковки методом механической обработки. Работы были проведены для перспективных изделий предприятия «Национальный центр вертолетостроения им. М.Л. Миля и Н.И. Камова». Результаты стендовых испытаний указанных деталей из сплава ВМД16 и из серийного сплава МА14 показали безусловное преимущество сплава ВМД16. Детали из нового сплава выдерживают на 30 % большую нагрузку в процессе эксплуатации.

Изготовлена партия штамповок детали для силовой конструкции пассажирских кресел применительно к изделию SSJ-NEW.

В таблицах № 1–3 представлены свойства, соответственно, поковок и штамповок из сплава ВМД16, а также приведено сравнение с аналогичными полуфабрикатами из сплавов-аналогов. На серийных изделиях для деталей из этих полуфабрикатов применяют известный с 60-х годов XX века отечественный сплав МА14, а за рубежом – сплав ZK60, при этом сплавы используются в состаренном состоянии. Как следует из таблицы 1, по всем рассмотренным позициям сплав ВМД16 имеет несомненные преимущества. Особенно велики квоты превосходства по значениям предела текучести при сжатии (80 % и более), по уровню коррозионной стойкости (в 1,7–2,3 раза).

Штамповки предлагается использовать для силовых деталей в конструкции пассажирских кресел (рисунок 3, г). Удельная прочность (σ_b/ρ) штамповок составляет 18,3 км, с учетом, что удельный вес сплава ВМД16 составляет 1803 г/м³ (паспортные данные на сплав).

Таблица 1

Сравнительные механические свойства деформируемых магниевых сплавов (поковки)

Характеристика	Уровень свойств магниевых сплавов (минимальные значения)				Квоты превосходства сплава ВМД16 по отношению к сплавам-аналогам, %		
	ВМД16 (Т1)	высокопрочные		жаропрочный	МА14 (Т1) (Россия)	ZK60A (Т1) (США, ЕС)	МА12 (Т6) (Россия)
		МА14 (Т1)	ZK60A (Т1) (США, ЕС)	МА12 (Т6)			
σ_b , МПа	330	295	305	274	12	8	20
$\sigma_{0,2}$, МПа	250	230	235	147	9	6,5	80
$\sigma_{0,2}^c$, МПа	270	150	155	127	80	74	в 1,12 раза
δ , % при $l_0=10d_0$	9,5	6	7	8	58	35	18
$K_{анизотропии}$, %	10	35	25	-	в 3,5 раза	в 2,5 раза	-
$\sigma_{0,2}^{200}$, МПа на базе 100 ч	107	14,7 (при 125 °С; 100 ч)	данных нет	69	данных нет (сплав не работает при этой температуре)	-	55
Коррозионная стойкость г/м ² в сутки (по потере массы)	14,9	35	данных нет	25	в 2,3 раза	-	в 1,7 раза

Таблица 2

Сравнительные механические свойства штамповок из магниевых сплавов для применения в качестве силовых деталей пассажирских кресел

Сплав	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}^c$, МПа	$\sigma_{0,2}^c$, МПа	δ , %	$K_{анизотропии}$, %
ВМД16	≥ 335	≥ 260	≥ 240	≥ 9	12 – 15
WE43C (Elektron 43)	≥ 330	≥ 255	≥ 235	≥ 9	14 – 17
МА14 (Т1)	275	235	145	6	35 – 40
ZK 60A (Т1) (США, ЕС)	280	240	145	7	30 – 35

Условия эксплуатации силовых деталей кресел требуют повышенных значений характеристик при испытании на сжатие.

Таблица 3

Механические свойства образцов из штамповок сплава ВМД16 при испытании на сжатие

Направление вырезки образцов	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}^c$, МПа	Модуль упругости при сжатии E^c , ГПа
Вдоль волокна	$\frac{250-260}{255}$	$\frac{44-45}{45}$
Поперек волокна	$\frac{220-225}{220}$	$\frac{44-45}{45}$

Полученные результаты (таблица 3) подтверждают:

- весьма высокий уровень исследованных характеристик,
- незначительную анизотропию условного предела текучести при сжатии (не более 12–13 %);
- полное отсутствие анизотропии модуля упругости при сжатии (в направлении вдоль и поперек волокна).

Как следует из анализа приведенных данных, сплав ВМД16 имеет преимущества по отношению к серийным сплавам: отечественному МА14, зарубежным деформируемым сплавам аналогичного назначения.

Обращает на себя внимание тот факт, что штамповки из сплава ВМД16, предназначенные для силовых деталей пассажирских кресел среднемагистрального самолета, не уступают по своим характеристикам аналогичным штамповкам из зарубежного сплава нового поколения марки WE43C (Electron 43), фирмы Magnesium Elektron LTD, широко применяемому в настоящее время в изделиях A320 западно-европейской фирмы AIRBUS (рисунок 1). Согласно данным исследований [1; 10] сплав WE43C системы Mg-Zn-PЗМ также относится к LPSO-фазосодержащим сплавам.

Нами установлено, что сплав ВМД16 имеет весьма сложный фазовый состав. Наряду с фрагментами термоустойчивых эвтектических составляющих (рисунок 4, а–г), цирконидами цинка $Zn_2(Zr,Y)_3$, Zn_2Zr_3 ,

частицами фазы Лавеса Zn_2Zr в структуре сплава при высоких увеличениях на просвечивающем электронном микроскопе выявлены тончайшие выделения самоорганизующихся LPSO-фаз. Эти фазы представлены в форме параллельных друг другу наноразмерных пластин (толщиной от 1,5 до 25–30 нм), пронизывающих весь объем каждого зерна [12–14].

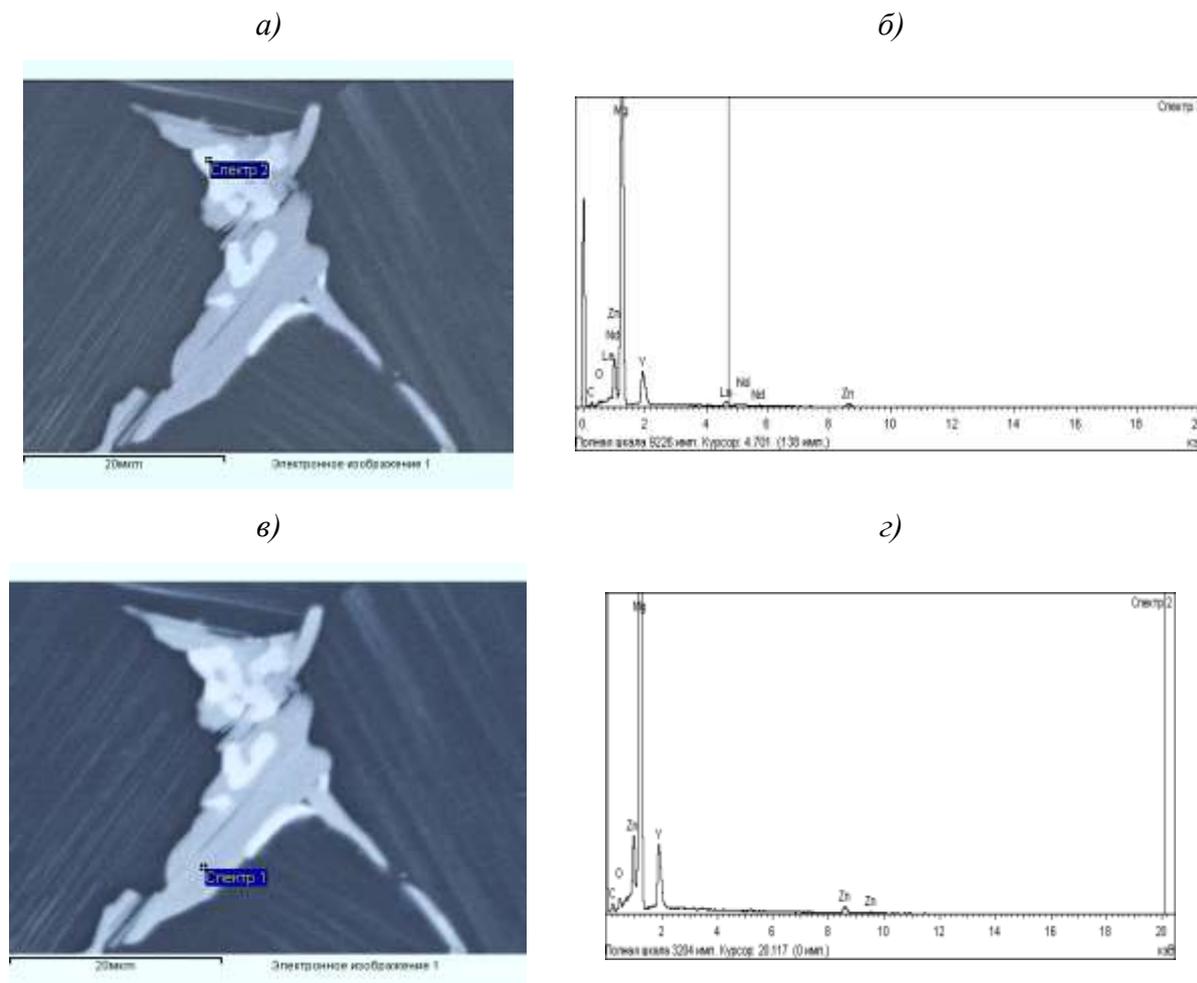


Рис. 4 – Результаты качественного микрорентгеноспектрального анализа фрагмента двухфазной эвтектической составляющей (образец сплава ВМД16): а, б – светлая область и ее спектрограмма; в, г – темная область и ее спектрограмма. Маркер 20 мкм

Наноразмерные пластины LPSO-фаз в каждом зерне также параллельны плоскости базиса (0001) в кристаллической ГПУ-решетке α -твердого раствора сплава ВМД16. Результаты исследования тонкой структуры в литом, гомогенизированном и деформированном состояниях доказали, что наличие LPSO-фазы характерно для каждого изученного

состояния сплава (рисунок 5, а–д). При этом в структуре формируется как бы «сеть» из пластин LPSO-фаз, упрочняющая микрообъем каждого зерна. Каждая отдельная пластина содержит определенное количество слоев, обогащенных легирующими элементами – иттрием и цинком.

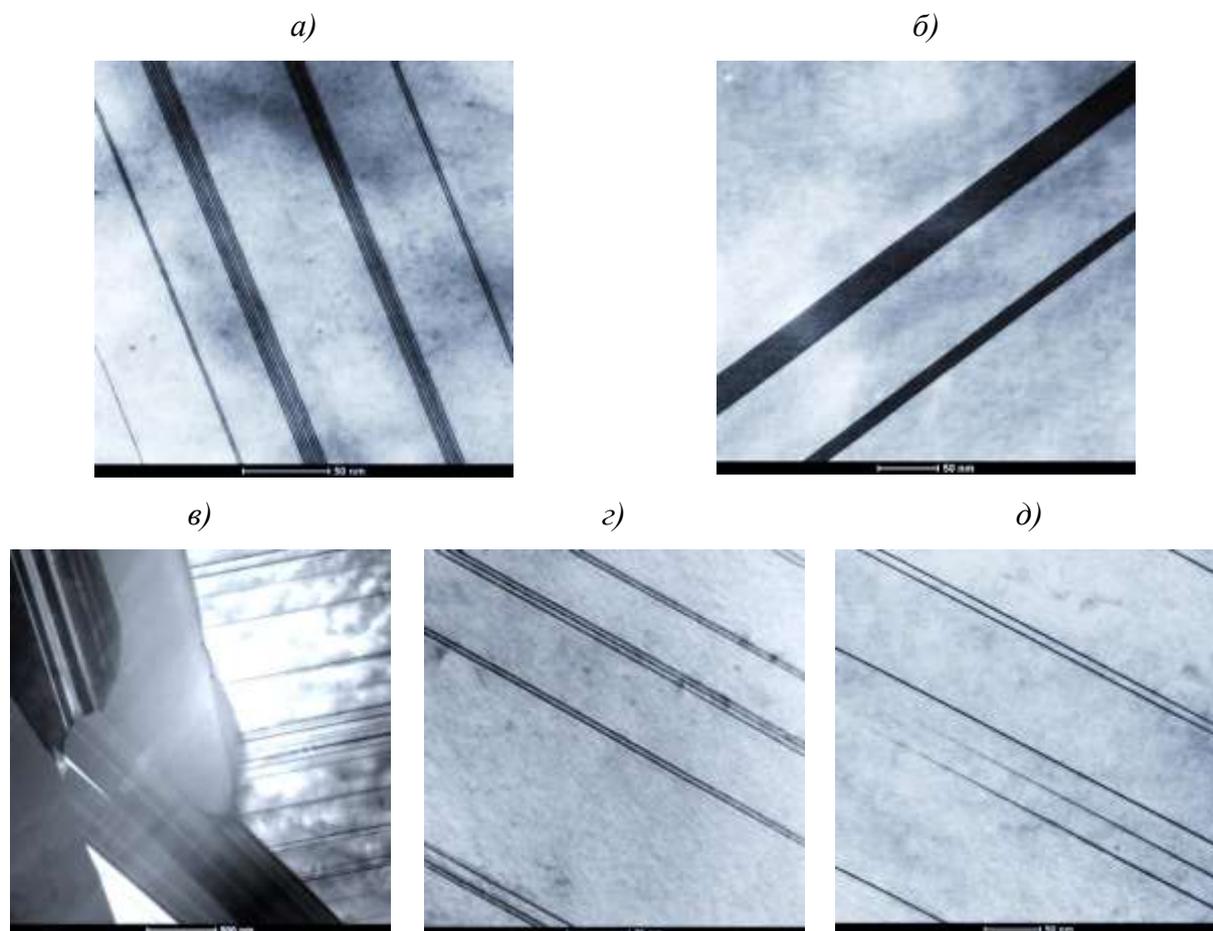


Рис. 5 – Пластины LPSO-фазы в образцах сплава ВМД16:

а – литое состояние (твердый раствор); б – гомогенизированное состояние (твердый раствор); в – часть эвтектической составляющей; г – деформированное состояние (твердый раствор); д – деформированное состояние, термообработка.

Маркер – 50 нм для а, б, г, д, маркер – 500 нм для в.

Деформация вносит некоторые изменения в характер самоформирующихся LPSO-фаз. На степень обогащения цинком и иттрием влияют как режимы деформации, так и термообработки, что сказывается на толщине пластины LPSO-фазы.

Как можно видеть, в деформированном состоянии слои LPSO-фаз истончаются (рисунок 5 а, г, д) и далее после термообработки, как ранее

нами было доказано [13, 14], в зависимости от технологических условий воздействия на сплав (температуры, длительности выдержки, усилий деформации и т. п.) в тонкой структуре происходит перераспределение содержания главных компонентов – цинка и иттрия между слоями в пластинах LPSO-фаз и в составе основного α -твердого раствора на основе магния. Это можно объяснить ускоренной диффузией атомов указанных элементов вследствие повышения температуры в процессе деформации или последующей термообработки. Кроме того, надо принимать во внимание происходящий при пластической деформации процесс диспергирования всех структурных компонентов сплава, что также способствует повышению основных механических характеристик изготовленных полуфабрикатов.

Сравнительный анализ свойств, приведенных в таблицах № 1–3, при одновременном анализе особенностей строения тонкой структуры LPSO-фазосодержащего сплава ВМД16 подтверждает, что изменения соотношения элементов иттрия и цинка в периодических слоях LPSO-фаз, происходящие на наноуровне под влиянием технологических параметров, наряду с другими факторами в итоге могут оказывать существенное влияние на макроуровне, вызывая повышение свойств сплава. Наряду с этим имеет место малая анизотропия механических свойств.

На наш взгляд, основное объяснение столь незначительной анизотропии прочностных свойств полуфабрикатов и повышенного уровня этих свойств, хорошего запаса пластичности следует искать в структурных особенностях LPSO-фазосодержащих сплавов ВМД16 и WE43С (Electron 43). При деформации практически не происходит заметного удлинения зерен в направлении деформации, микроструктура сплава содержит различно ориентированные зерна, каждое из которых «укреплено» тончайшей сеткой периодических слоев LPSO-фаз, что способствует

выравниванию свойств по направлениям и снижает их анизотропию [13–15].

Следует иметь в виду, что повышенные прочностные свойства этих сплавов при высоких температурах в значительной мере объясняется тем, что температурный коэффициент линейного расширения LPSO-фаз заметно меньше, чем аналогичная характеристика основного α -твердого раствора на основе магния. Поэтому в отличие от основного α -твердого раствора LPSO-фазы обладают более высокой термостабильностью, и это в целом повышает жаропрочность сплава [1–4].

По своим высоким служебным характеристикам магниевый деформируемый сплав ВМД16 нового поколения может быть рекомендован к применению в качестве силовых деталей внутреннего набора, деталей кресел для перспективных изделий авиационной техники.

Выводы:

1. Во ФГУП «ВИАМ» разработан LPSO-фазосодержащий высокопрочный и жаропрочный магниевый деформируемый сплав марки ВМД16 нового поколения.

2. Сплав обладает высоким уровнем механических и коррозионных свойств ($\sigma_B \geq 330$ МПа, $\sigma_{0,2}^c = 255$ МПа, $E^c = 45$ ГПа, $V_{кор} = 14,90$ г/м²·сут., удельная прочность $\sigma_B/\rho = 18,3$ км) при комнатной и повышенных температурах ($\sigma_{0,2}^{200}_{100} = 107$ МПа), малой анизотропией механических свойств, в том числе при сжатии и растяжении, конкурентно способен по отношению к отечественным серийным сплавам МА14, МА12 и зарубежному сплаву нового поколения марки WE43С (Electron 43).

3. Сплав ВМД16 рекомендуется для силовых деталей в системах управления и внешней подвески перспективного вертолета, для силовой детали в конструкции пассажирских кресел применительно к изделию SSJ-NEW.

4. Достоинства и преимущества магниевого деформируемого сплава ВМД16 следует объяснять сложной спецификой его фазового состава и, в первую очередь, наличием нанодисперсных самоформирующихся LPSO-фаз, характерных для любого изученного состояния сплава.

5. На разработанные технологические процессы плавки, деформации (прессования,ковки поковок, изготовление штамповок) сплава ВМД16 утверждена соответствующая нормативная документация.

6. Потенциальными потребителями рассмотренных полуфабрикатов из сплава ВМД16 являются предприятия, входящие в интегрированную структуру ПАО «ОАК».

Литература

1. Yoshihito Kawamura and Michiaki Yamasaki. «Formation and Mechanical Properties of Mg₉₇Zn₁RE₂ Alloys with Long-Period Stacking Ordered Structure, Materials Transactions, Vol. 48, No. 11 (2007) pp. 2986–2992.

2. Hagihara K., Kinoshita A., Sugino Y., Yamasaki M., Kawamura Y., Yasuda H.Y., Umakoshi Y. "Effect of long-period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg₉₇Zn₁Y₂ extruded alloy", Acta Materialia, 58 (2010), pp. 6282–6293.

3. Hagihara K., Kinoshita A., Fukusumi Y., Yamasaki M., Kawamura Y. "High Temperature compressive deformation behavior of Mg₉₇Zn₁Y₂ extruded alloy containing a long period stacking ordered (LPSO) phase", Materials Science and Engineering A, 560 (2013), pp. 71–79.

4. Hagihara K., Yokotani N., Umakoshi Y. "Plastic deformation behavior of Mg₁₂YZn with 18R long-period stacking ordered structure", Intermetallics, 18 (2010), pp.267–276.

5. Kablov E.N., Volkova E.F., Filonova E.V. Effect of REE on the Phase Composition and Properties of a New Refractory Magnesium Alloy of the Mg–Zn–Zr–REE system. // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. № 7–8. P. 1–7.

6. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // *Интеллект и технологии*. 2016. № 2 (14). С. 16–21.

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. Abe E., Ono A., Itoi T., Yamasaki M., Kawamura Y. Polytypes of long-period stacking structures synchronized with chemical order in a dilute Mg-Zn-Y alloy // *Philosophical Magazine Letters*. 2011. Vol. 91, No. 10, pp.690–696.

9. Николас А., Рыльник С. Применение магниевых компонентов в аэрокосмической индустрии // *Аэрокосмический курьер*. 2011. № 1. С. 42–44.

10. [http:// www.magnesium-elektron.com](http://www.magnesium-elektron.com)

11. Садков В.В., Лапонов Ю.Л., Агеев А.П. и др. Перспективы и условия применения магниевых сплавов в самолетах ОАО «Туполев. // *Металлургия машиностроения*. 2007. № 4.

12. Волкова Е.Ф., Антипов В.В., Заводов А.В. Исследование тонкой структуры и фазового состава магниевых сплавов ВМД16 в литом и гомогенизированном состояниях.// *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019. №3. С. 3–8.

13. Е.Ф. Волкова, В.А. Дуюнова, Е.В. Филонова, А.В. Заводов. Эволюционные изменения тонкой структуры высокопрочного магниевых сплавов под влиянием технологических параметров деформации. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 10. С. 26–34.

14. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А., Мостяев И.В., Акинина М.В.. Закономерности формирования и особенности влияния тонкой структуры на свойства деформируемого магниевого сплава нового поколения.// Вестник Концерна ВКО Алмаз – Антей. 2020. № 1. С. 55–62.

15. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В. Пути повышения основных механических характеристик магниевых деформируемых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. № 10 (58), Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.06.2021). DOI:10.18577/2307-6046-2017-0-10-2-2.

УДК 621.742.487; 621.742.44.

Использование РЗМ как основной фактор, влияющий на повышение температуры воспламенения и механические свойства перспективного пожаробезопасного магниевого сплава

Трофимов Н.В.; Леонов А.А.; Дуюнова В.А., к.т.н.;
Мухина И.Ю., к.т.н.; Ростовцева А.С.; Токарев М.С.

lab24@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

В статье рассмотрены тенденции применения редкоземельных металлов с целью повышения безопасности при использовании магневых сплавов в различных отраслях за счет повышения их порога воспламеняемости.

Представлены экспериментальные составы магниевого сплава с повышенной температурой воспламенения, физико-механические характеристики и микроструктура при различных температурных режимах термической обработки.

Ключевые слова:

температура воспламенения, огнестойкость, жаропрочность, магневые сплавы, редкоземельные элементы.

Введение

Для создания новых изделий с повышенными надежностью и весовой эффективностью из металлических материалов необходимо использование сплавов с низкой плотностью и высокой удельной прочностью. Наилучшим материалам, удовлетворяющим данные требования, являются литейные магниевые сплавы [1–5].

Магниевые сплавы нашли достаточно широкое применение в авиационной промышленности, в большом количестве ответственных деталей, особенно работающих при повышенных нагрузках и температурах, в деталях агрегатов, двигателей, насосов, систем, работающих на воздухе в топливах и маслах [6–11].

В связи с этим перед разработчиками новых легких материалов, в частности на основе магния, стоит актуальная задача в разработке сплавов с высокими прочностными характеристиками, как при комнатной температуре, так и при повышенных температурах, а также обладающих огнестойкостью при воздействии прямого контакта пламени [15].

Ввиду повышенных требований к материалам на основе магния для их применения в более широком промышленном спектре необходимо повысить их механические свойства и порог воспламеняемости. Повышения температуры воспламенения материалов на основе магния возможно добиться путем введения редкоземельных металлов при легировании. Редкоземельные элементы могут повысить комплекс физико-механических характеристик, таких как прочность, жаропрочность, температуру воспламенения, а также снизить временной интервал горения при воздействии критически высоких температур для магниевых сплавов [12–14].

В настоящее время магниевые сплавы, одновременно обладающие высокими прочностными характеристиками и температурой воспламенения, отсутствуют. В случае легирования легкоплавкими

элементами магниевые сплавы системы Mg-Al-Zn способны работать при комнатной температуре с сохранением своих свойств до температуры (150 °С). Однако, при повышении температуры такие сплавы теряют свои свойства, в то время как сплавы системы Mg-Zn-Zr или Mg-РЗМ-Zr показывают высокие характеристики при температурах (200–250 °С), но имеют недостаточные свойства при комнатной температуре, которые не обеспечивают требования, предъявляемые к современным ответственным изделиям. Промышленные литейные магниевые сплавы, разработанные во ФГУП «ВИАМ», легированы различными РЗМ, такие как: МЛ9; (с цирконием, неодимом и индием), МЛ10 (с цирконием и неодимом); МЛ15 (с цирконием и лантаном); МЛ19 (с цирконием, иттрием и неодимом). При этом следует иметь в виду, что сплавы склонны к ликвационной неоднородности [16–20].

Материалы и методы проведения исследования

В работе проводились экспериментальные исследования образцов магниевых сплавов различного состава после выплавки. Выплавку проводили с использованием первичного магния и добавками основных и вспомогательных легирующих элементов таких как цинк, кадмий, кальций, цирконий, церий, неодим иттрий и др.

В работе поставлена задача, выявить влияние легирующих элементов на физико-механические свойства с целью их повышения. А также установить появление ликвационной неоднородности циркония и иттрия в печи с газовым обогревом и в установке индукционной плавильной. Плавки проводили в двух различных печах (в печи с газовым обогревом и в печи индукционной плавильной установки). Ликвационную неоднородность исследовали с помощью атомно-эмиссионного анализа, проводили отбор образцов в начале заливки, в середине, и в конце.

Исследование микроструктуры проводили методом определения локального элементного состава на растровом электронном микроскопе оснащённом энергодисперсионным спектрометром.

Механические свойства при комнатной температуре исследовали с использованием установки «ZWICK/ROELL», при повышенной температуре использовали установку «Карра».

Для проведения исследований температуры воспламенения использовали камеру по определению горючести фирмы «Noselab». Сущность метода заключалась в воздействии источника пламени в горизонтальном положении на горизонтально расположенный образец в течение времени экспозиции. Источником воспламенения была использована горелка типа Бунзена диаметром 10 мм. Температура пламени составила 1100 °С. На расстоянии 5 мм от нижней кромки образца в отверстии была установлена термопара для определения температуры в момент воспламенения образца.

Результаты исследований и их обсуждения

Для выбора основной системы магниевых сплавов среди существующих таких как Mg-Al-Zn, Mg-Zn-Zr, Mg-PЗМ-Zr для дальнейшего исследования проводили анализ научно-технической литературы и патентный поиск по результатам которого были выявлены основные тенденции в области повышения температуры воспламенения и горения магниевых сплавов, а также использования различных легирующих элементов в качестве комплексного легирования.

Наиболее востребованные системы для комплексного легирования – это системы Mg-Zn-Zr, Mg-PЗМ-Zr, имеющие высокую удельную прочность и плотность. Разработка сплавов на основе этих систем направлена на исследование и создание сплавов нового поколения, при комплексном легировании редкоземельными металлами.

Присутствие циркония в магниевых сплавах, как основного модификатора, обеспечивает значительное измельчение зерна, связывание и выведение из расплава таких вредных для магния примесей как железо, кремний, никель, резко снижающих коррозионную стойкость. Легирование цирконием способствует значительному повышению предела текучести, получению высоких стабильных физико-механических свойств.

Исследование механических свойств, при комнатной температуре проводили на отдельно отлитых образцах, для определения длительной прочности образцы вытачивались из заготовок. Для исследования микроструктуры изготавливали микрошлифы в литом и термически обработанном состояниях. Температуру воспламенения определяли на плоских заготовках размером (120×10×3).

Выбраны и выплавлены 3 экспериментальных состава на которых предварительно была определена плотность, присущая магниевым сплавам систем Mg-Zn-Zr, Mg-РЗМ-Zr (1850–1950 кг/м³).

Таблица 1

Экспериментальные составы сплавов

Маркировка образцов	Основные элементы, %				Сумма легирующих элементов, %						
	Mg	Gd	Nd	Y	Zr	Zn	Sc	Ce	Al	Mn	Cd
Состав №1	основа	1,5	5,0	1,0	3,0-5,0						
Состав №2	основа	5,0	4,0	0,5							
Состав №3	основа	6,0	4,0	0,5							

Приготовление осуществлялось в печи с газовым обогревом по флюсовой технологии с использованием флюса типа ВИ-2 и в печи индукционной плавильной установки в защитной атмосфере инертных газов.

По результатам плавки были изготовлены необходимые образцы для проведения исследований и испытаний.

Механические свойства определяли на 5 образцах каждого состава.

В табл. 2, 3 представлены минимальные значения по каждому экспериментальному составу.

Таблица 2

Минимальные значения механических свойств пожаробезопасного высокопрочного литейного магниевого сплава изготовленного в печи с газовым обогревом

№ состава	Механические свойства пожаробезопасного сплава		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
№1	275	200	2,1
№2	260	170	3,3
№3	270	190	2,8

Таблица 3

Минимальные значения механических свойств пожаробезопасного высокопрочного литейного магниевого сплава изготовленного в установке индукционной плавильной

№ состава	Механические свойства пожаробезопасного сплава		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
№1	300	205	2,5
№2	270	180	2,7
№3	280	190	1,9

Испытания на длительную прочность проводили при различном напряжении при температуре 250 °С, так же на трех экспериментальных составах. В таблице 4 представлены значения минимального и максимального значения времени, которое отстоял образец на испытании.

Таблица 4

Механические свойства при повышенной температуре экспериментальных образцов пожаробезопасного высокопрочного литейного магниевого сплава изготовленного в печи с газовым обогревом

№ состава	Напряжение, МПа	Время, ч
1	130	70-85
	125	98-105
	120	111-118
	115	125-146
2	130	37-55
	125	47-82
	120	66-95
	115	99-101
3	130	44-64
	125	73-89
	120	84-97
	115	96-98

Таблица 5

Механические свойства при повышенной температуре экспериментальных образцов пожаробезопасного высокопрочного литейного магниевых сплава изготовленного в печи индукционной плавильной установки

№ состава	Напряжение, МПа	Время, ч
1	130	86-95
	125	100-107
	120	110-124
	115	148-156
2	130	41-56
	125	57-82
	120	76-98
	115	100-110
3	130	54-75
	125	81-93
	120	95-102
	115	105-115

По результатам механических характеристик выявлено незначительное повышение механических свойств при использовании установки индукционной плавильной с использованием защитной газовой среды и индукционным перемешиванием жидкого металла во время выплавки по сравнению с использованием печи с газовым обогревом и флюсовой технологии ведения плавки. Повышение свойств обусловлено использованием постоянного индукционного перемешивания на протяжении всей плавки, в то время как при выплавке в печи с газовым обогревом перемешивание проводится только при введении легирующих элементов и при рафинировании флюсом.

Для проведения огневых испытаний была разработана и изготовлена оснастка для фиксации образцов при воздействии пламени. По результатам испытаний не выявлено влияние содержания в составе РЗМ на температуру воспламенения магниевых образцов.

По результатам испытаний определена температура воспламенения трех экспериментальных составов при воздействии пламени горелки 1100 °С без легирования РЗМ и после легирования РЗМ: для состава № 1 (770/890 °С), для состава №2 (680/830 °С), для состава № 3 (700/870 °С).

Дальнейшее исследование микроструктуры проводили на выбранном составе в качестве опытного состава № 1.

Микроструктура сплава в литом состоянии (рис. 1а) представляет собой твердый раствор цинка, гадолиния, неодима, иттрия а магнии и неравновесную эвтектику по границам зерен (рис. 2, спектр 47-52). Мелкодисперсные частицы интерметаллидов и циркония расположены внутри зерен, там же обнаружены колонии интерметаллидных пластин.

После термической обработки (рис. 1б) эвтектическая составляющая уменьшается, образуются мелкодисперсные интерметаллиды $Mg_9 Gd$, $Mg_2 [NdZn]$, $Zn_2 Zr$. Твердый раствор так же содержит внутри колонии тонких пластин (рис. 3, спектр 55-58).

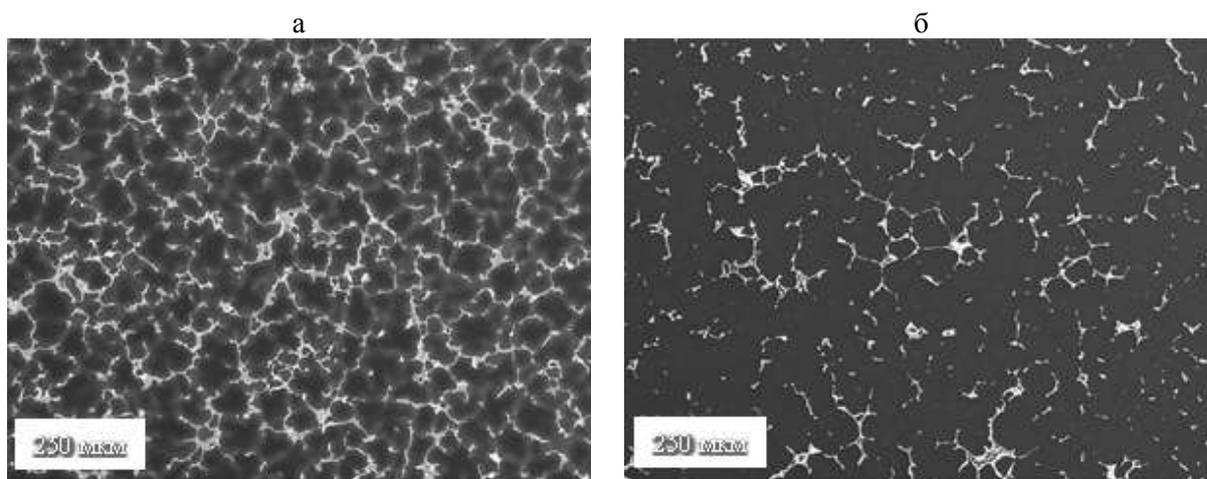


Рис. 1 – Микроструктура магниевого сплава в литом состоянии - а, и после термической обработки б

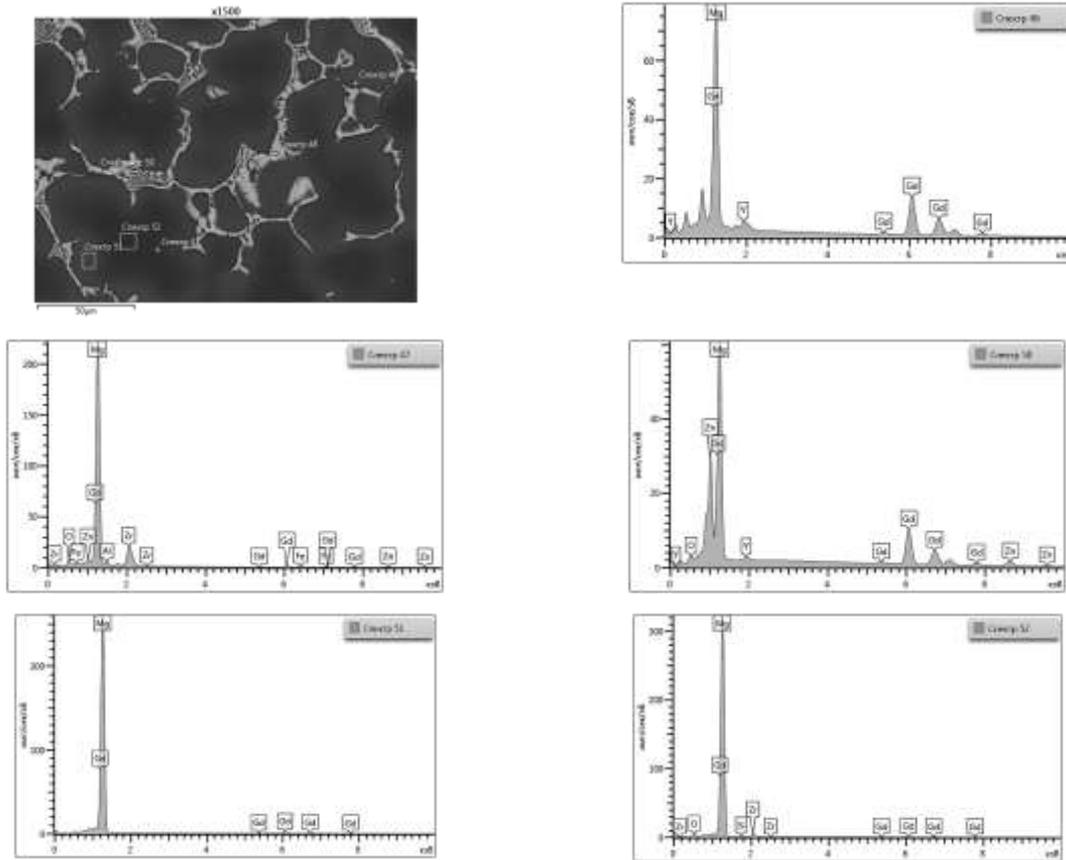


Рис. 2 – Результаты анализа локального элементного состава магниевого сплава (литое состояние)

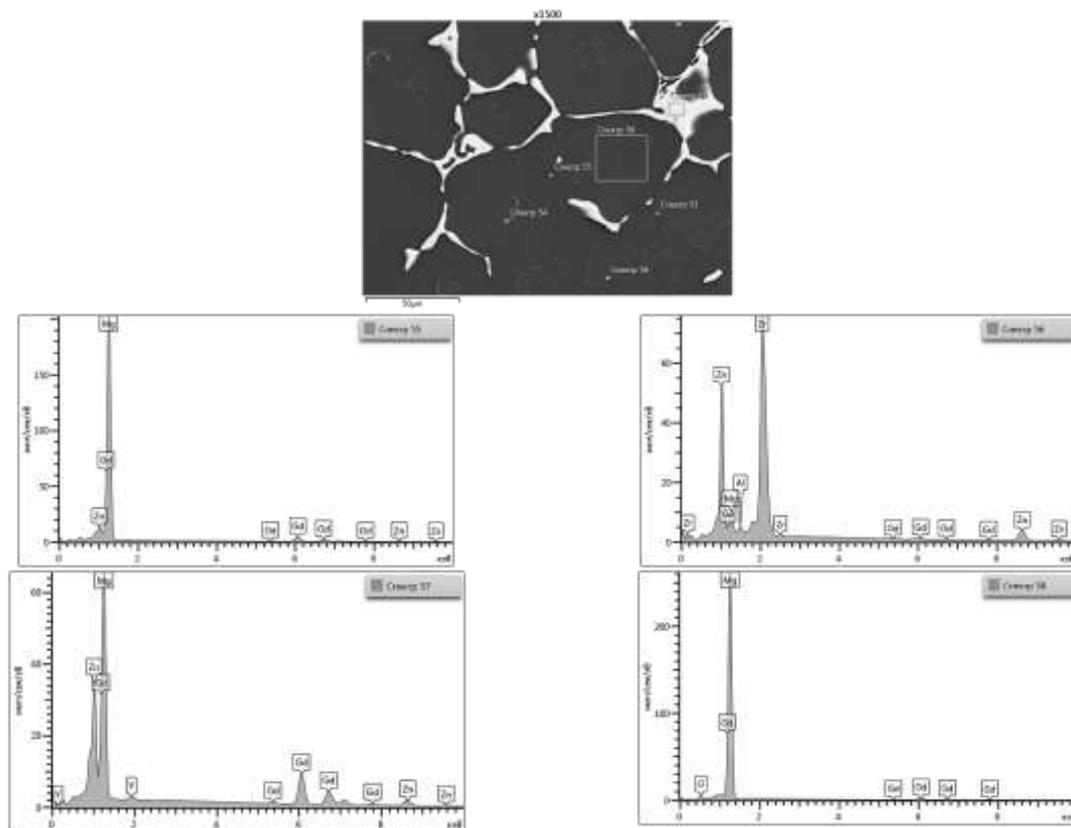


Рис. 3 – Результаты анализа локального элементного состава (после Т/О)

В результате отработки технологического процесса выплавки выбранного состава было проведено исследование ликвационной неоднородности таких легирующих элементов как цирконий и иттрий.

Для выявления ликвационной неоднородности проводили отбор стружки образцов момент начала заливки, в середине, и в конце, а также при сливе остатков металла. По результатам анализа образцов, отобранных при выплавке с использованием печи с газовым обогревом по флюсовой технологии (с перемешиванием при введении легирующих элементов и рафинировании) и с использованием установки индукционной плавильной (с постоянным индукционным перемешиванием) после выстаивания в течение 30 минут установлено, что содержание циркония и иттрия меняется.

Таблица 6

Содержание циркония и иттрия в процессе разлива.

Номер образца	Y		Zr	
	Ручное перемешивание	Индукционное перемешивание	Ручное перемешивание	Индукционное перемешивание
1-1	0,28	0,76	0,31	1,01
1-2	0,36	0,88	0,42	1,11
1-3	0,62	0,91	0,58	1,23
1-4	0,97	0,93	0,71	1,26

По результатам полученных результатов установлена зависимость не постоянного ручного перемешивания с использованием печи с газовым обогревом и с использованием установки индукционной плавильной и индукционного перемешивания на ликвационные процессы РЗМ. Для обеспечения сплава требуемым содержанием циркония и иттрия, равномерно распределенных во всем расплаве, необходимо стабильное перемешивание расплава (индукционное перемешивание), избежание резких потерь температуры жидкого металла, равномерное нагревание тигля по всему объему, исключение использования не соответствующих флюсов при выплавке сплавов с указанными легирующими элементами.

В таблице 7 приведены сравнительные свойства образцов выбранного состава с наиболее распространенными серийными сплавами аналогами по применению (минимальные значения)

Таблица 7

Сравнительные свойства нового пожаробезопасного высокопрочного литейного магниевого сплава ВМЛ26 с аналогами (минимальные значения)

Характеристика	Пожаробезопасный магниевого сплава	Сплавы аналоги			Квоты превосходства разрабатываемого сплава по отношению к сплавам-аналогам, %		
		МЛ10 (Т4) (Россия)	AZ91 (Т4) (США)	АК7ч (АЛ9) (Россия)	МЛ15 (Т4) (Россия)	AZ91 (Т4) (США)	АК7ч (АЛ9) (Россия)
σ_B , МПа	300	230	220	-	25	26	
$\sigma_{0,2}$, МПа	185	85	75	-	54	60	
$T_{\text{воспл}}$, °С	890	≤ 650	≤ 650	-	35	35	
σ_{100}^{250} , МПа	120	44	-	-			

Выводы

1. Проведенные исследования влияния комплексного легирования редкоземельными элементами матрицы магниевого сплава и технологии выплавки на ликвационные процессы, прочностные свойства и воспламеняемость позволили установить оптимальное соотношение легирующих элементов пожаробезопасного литейного магниевого сплава нового поколения и технологии его выплавки, обеспечивающие высокие физико-механические свойства, включая температуру воспламенения.

2. Разработанный пожаробезопасный литейный магниевого сплава системы Mg-РЗМ-Zr превосходит по аналогичным прочностным характеристикам сплавы МЛ10 (Россия), AZ91(США), по пределу прочности на 25 %, пределу текучести на 55–60 %, по температуре воспламенения на 35 % при плотности на 30% ниже по сравнению со сплавами АК7ч (АЛ9) (Россия).

Литература

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы-материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.06.2021).
2. Каблов Е.Н. ВИАМ: продолжение пути // Наука в России. 2012. № 3 С. 36–44.
3. Каблов Е.Н., Волкова Е.Ф., Филонова Е.В. Влияние РЗЭ на фазовый состав и свойства нового жаропрочного магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr-РЗЭ // Металловедение и термическая обработка металлов, 2017. №7(745). С. 19–26.
4. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // Металлы Евразии. 2012. № 3. С. 10–15.
5. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
6. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Молодцов С.В. Вклад ВИАМ в разработку легких сплавов и борьбу с коррозией изделий ракетно-космической техники // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2020. № 2. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 03.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-22-30.
7. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В. Исследование влияния редкоземельных элементов и термической обработки на структуру и свойства жаропрочного литейного магниевого сплава системы Mg-РЗМ-Zr // Металлы. 2020. № 5. С. 58–63.
8. Мухина И.Ю. Структура и свойства новых литейных магниевых сплавов // Литейное производство. 2011. №12. С. 12–14.

9. Трофимов Н.В., Леонов А.А. Исследование влияния легирующих элементов (Nb и Ti) на содержание примесей и механические свойства высокопрочного магниевых сплава системы Mg-Zn-Zr // *Металлы*. 2020. № 3. С. 14–18.

10. Уридия З.П., Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В. Исследование микроструктуры жаропрочных литейных магниевых сплавов // *Литейное производство*. 2021. № 2. С. 10–12

11. Леонов А.А., Трофимов Н.В., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Тенденции развития литейных магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2021. № 2. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2021). DOI:10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.

12. Фролов А.В., Мухина И.Ю., Леонов А.А., Уридия З.П. Влияние легирования редкоземельными металлами на свойства и структуру литейного магниевых сплава экспериментального состава системы Mg-Zr-Zn-Y-Nd // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. № 3 (39). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.06.2021). DOI 10.18577/2307-6046-2016-0-3-3-3.

13. Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Табачкова Н.Ю., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А. Возврат после старения в сплавах магния с двумя редкоземельными металлами, принадлежащими к разным группам // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 10 (784). С. 18–25

14. Барботько С.Л., Вольный О.С., Кириенко О.А., Шуркова Е.Н. Оценка пожаробезопасности полимерных материалов авиационного назначения: анализ состояния, методы испытаний, перспективы развития, методические особенности / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2018. 424 с.

15. Шаломеев В.А. Улучшение макро- и микроструктуры авиационного литья из магниевых сплавов/ Вестник двигателестроения, 2013. №1. С. 127–132.

16. Корнышева И.С., Волкова Е.Ф., Гончаренко Е.С., Мухина И.Ю. Перспективы магниевых и литейных алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии, 2012. №5. С. 212–222.

17. Волкова Е.Ф., Акинина М.В., Мостяев И.В., Трофимов Н.В. Исследование влияния малых добавок лантана на структуру, фазовый состав и механические свойства серийного магниевого сплава МЛ5пч в литом и термически обработанном состояниях // Металлы. 2020. № 2. С. 28–34.

18. Henry D., Kemp M. Development of a Lightweight Forged Magnesium Aircraft Seat Component // Eighth Triennial International Aircraft Fire and Cabin Safety Research Conference / 27th October 2016.

19. Marker T.R. Development of a Laboratory-Scale Flammability Test for Magnesium Alloys Used in Aircraft Seat Construction / Technical Report DOT/FAA/TC-13/52 / Federal Aviation Administration, US Department of Transportation. 2014. 228 p.

20. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии, 2012. №5. С.157–167.

УДК 666.715

Закалка с водо-воздушным охлаждением крупногабаритных заготовок алюминиевых сплавов системы Al-Li-Mg

Соколов С.А.

sokolov@vzavod.ru

Акционерное общество «Воткинский завод»

Аннотация:

В работе представлены основные результаты исследования динамики охлаждения полуфабрикатов из деформируемого алюминиевого сплава 1420, обеспечивающие стабильность получения требуемых физико-механических свойств и повышение производительности технологии термической обработки. Приведено описание конструкции стенда водо-воздушного охлаждения, разработанного для обеспечения требуемой скорости охлаждения при закалке

Ключевые слова:

алюминий-литиевые сплавы, термическая обработка, водо-воздушное охлаждение, механические свойства.

Российские алюминиевые сплавы и полуфабрикаты из них не уступают по уровню свойств зарубежным материалам, могут успешно и с определенной экономической выгодой применяться в разнообразных конструкциях. Однако в условиях машиностроительных предприятий требуется проведение работ, направленных на повышение качества полуфабрикатов, расширение их номенклатуры и размеров для обеспечения постоянно возрастающих требований к ресурсу, надежности, весовой эффективности авиационно-космической техники и транспортных средств.

Одним из широко используемых в авиационной и космической технике алюминиевых сплавов является сплав 1420 с высокой устойчивостью пересыщенного твердого раствора, способный закаливаться на воздухе при условии обеспечения регламентируемой скорости охлаждения 1–10 °С [1].

При скоростях менее 0,3 °С/сек наблюдается снижение механических свойств с потерей пластичности за счет выделения большого количества грубых (2–5 мкм) частиц фазы S_1 (Al_2MgLi), которые образуют почти сплошной каркас. При скоростях охлаждения более 10°С/сек происходит снижение коррозионной стойкости в искусственно состаренном состоянии в результате неравномерного распада твердого раствора при старении с образованием пограничных цепочек или прослоек из частиц S_1 – фазы, приграничных зон, свободных от выделений, и сравнительно гомогенного распределения в матрице фазы δ' (Al_3Li).

Основные положения, полученные в процессе изучения алюминиевых деформируемых сплавов, в том числе и для сплава 1420, отражены в руководстве по термической обработке полуфабрикатов и деталей из алюминия и алюминиевых деформируемых сплавов [3]. Кроме общих указаний к проведению термической обработки для всех алюминиевых сплавов в руководстве указаны особенности термической

обработки сплава 1420: для получения высоких механических свойств, повышения пластичности при удовлетворительной коррозионной стойкости закалку штамповок и поковок из сплава 1420 следует осуществлять: толщиной менее 15мм на воздухе с обдувом (сжатым воздухом или под вентилятором) с обеспечением скорости охлаждения 0,5–2,0 °C/с (состояния ТГ, ТГ1), толщиной от 15 до 120мм при охлаждении водо-воздушной смесью с обеспечением скорости 1,0-2,0°C/с (состояния ТВ, ТВ1).

Целью настоящей работы является исследование и реализация динамики охлаждения крупногабаритных заготовок из деформируемого алюминиевого сплава 1420 системы Al-Li-Mg, обеспечивающих стабильность получения требуемых физико-механических свойств и повышение производительности технологии термической обработки.

Методика исследования

Для определения скорости охлаждения при закалке воздушным и водо-воздушным охлаждением использовали натурные заготовки (далее – макеты), которые полностью идентичны заготовке для изготавливаемых изделий. Заготовки изготавливали методом горячей объемнойковки ил штамповки, в зависимости от конфигурации полуфабриката. Для нагрева под закалку использовали шахтные электрические печи с принудительной циркуляцией воздуха. После нагрева под закалку заготовки устанавливали в зону обдува двух аэраторов модели ПАМ-24-04 и подачу воздуха производили за счет вращения вентиляционного колеса аэратора. Производительность подачи воздуха одного аэратора в соответствии с его техническими характеристиками составляла 24000 м³/час.

Водо-воздушное охлаждение первоначально решено реализовать на аналогичной установке с подводом к аэраторам воды для создания водо-воздушной смеси (схема установки представлена на рисунке 1).

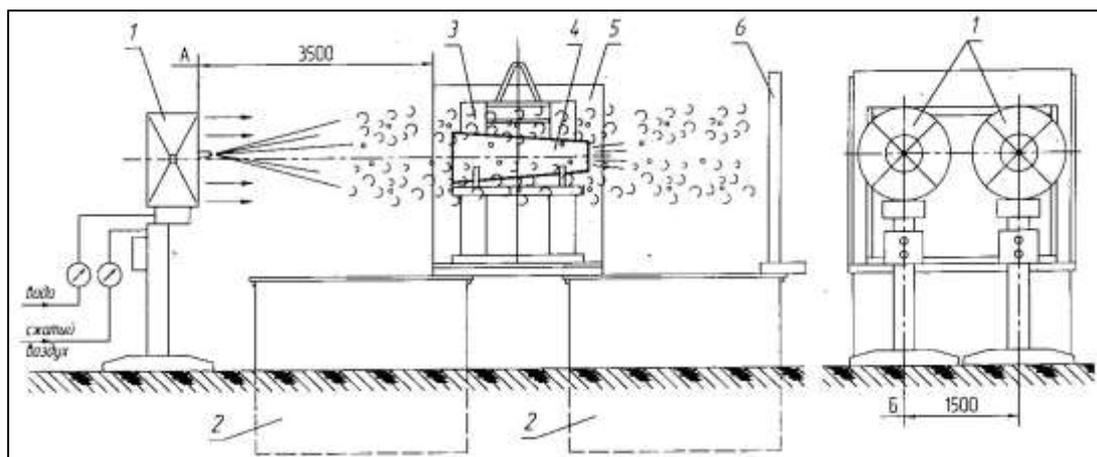


Рис. 1 – Схема установки водо-воздушного охлаждения при закалке:
1 – Аэратор ПАМ-24-04 (2 шт.); 2 – Закалочный бак с водой; 3 – Приспособление (этажерка); 4 – Штамповка (макет); 5 – Платформа с экранами; 6 – Защитный экран

Для водо-воздушного охлаждения при закалке подставку с заготовкой извлекали из печи и устанавливали над закалочными баками с водой. С момента открытия печи до установки штамповки на подставку проходило не более 1 минуты.

После установки заготовки в зону обдува включали подачу воды и сжатого воздуха в форсунки аэраторов и производили водо-воздушное охлаждение в течение 20–30 минут. Расстояние от вентилятора аэратора до торца штамповки и расстояние между аэраторами определяли экспериментально для достижения равномерного обдува штамповок и максимальной скорости охлаждения. Для определения скорости охлаждения и построения кривых охлаждения использовали макет заготовки и установленные в отверстия заготовки термомпары типа ТХА с компенсационными проводами и записывающий потенциометр типа КСП-4. Схема записи кривых охлаждения приведена на рисунке 2.

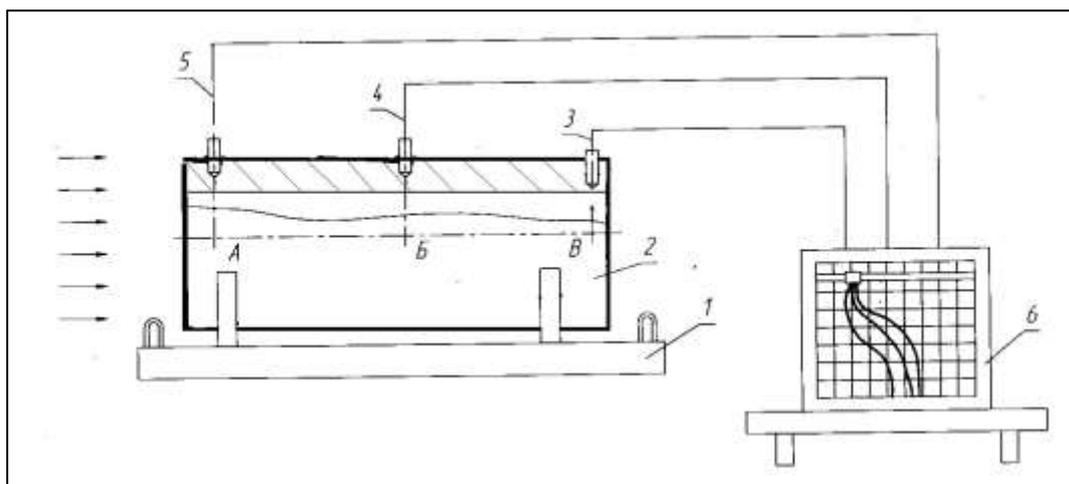


Рис. 2 – Схема записи кривых охлаждения: 1 – приспособление для нагрева и охлаждения; 2 – макет штамповки; 3–5 – термопары ТХА с комплектующим проводами; 6 – потенциометр записывающий многопозиционный КСП-4

На наружной поверхности макета вдоль образующей линии расположены три отверстия. Глубина сверления каждого отверстия составляет $\frac{1}{2}$ толщины штамповки в зоне сверления, рабочие спаи термопар контактируют с телом штамповки и надежно крепятся в штамповке специальными накладками. Для большей наглядности кривых охлаждения и возможности их анализа потенциометр КСП-4 настраивали на высокую скорость перемещения диаграммной ленты – 1800 мм/час (3 см/мин). Нагрев садки в составе макета осуществляли до температуры 460 ± 5 °С вместе с термопарами, подключенными к потенциометру, затем садку переносили из печи на подставку и включали охлаждение. Охлаждение садки с записью кривых охлаждения проводили в интервале температур от 460 до 80 °С, в котором проходят все основные фазы превращения [4].

Результаты исследований и их обсуждение

Охлаждение воздушным потоком в режиме термической обработки ТГ1. Кривые охлаждения воздушным потоком представлены на рисунке 3.

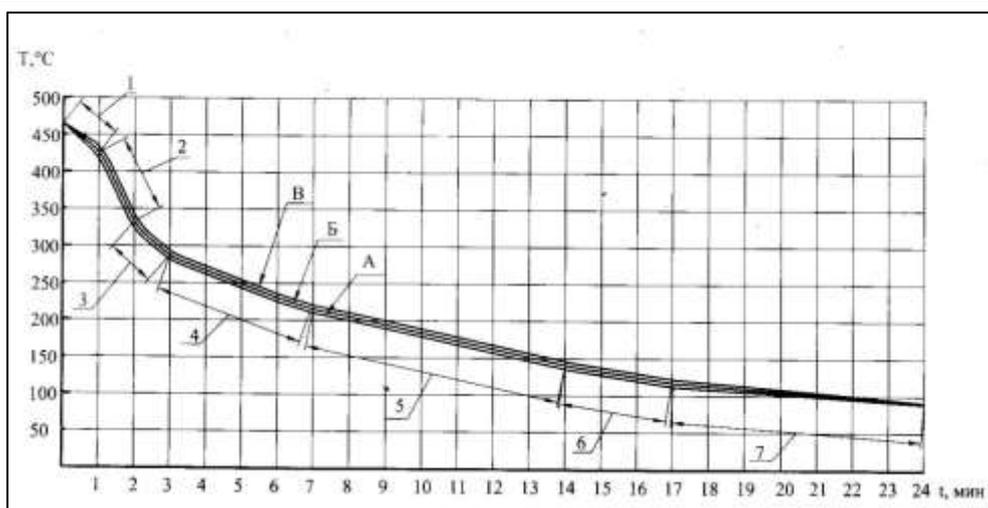


Рис. 3 – Кривые охлаждения штамповки воздушным потоком (режим ТГ1)

Время охлаждения штамповки в интервале от 465 до 80 °C составляет 24 минуты. Максимальная разница между кривыми А и В достигает 3 °C. Кривая А и Б отличаются друг от друга на 1,5 °C. Практически штамповка охлаждалась в точках А, Б и В почти одинаково.

Средняя скорость охлаждения штамповки воздушным потоком

$$V_{ТГ1} = \frac{(465 - 80)^\circ\text{C}}{24 \times 60\text{c}} = 0,26^\circ\text{C/c}$$

Кривую охлаждения можно разделить на 7 участков, близких к прямолинейным. На каждом таком участке скорость охлаждения можно принять постоянной и ее легко рассчитать. Скорость охлаждения в течение 24 минут на этих участках изменялась следующим образом:

I участок: Первая минута. Охлаждение с 465 до 430 °C.

$$V_1 = \frac{(465 - 430)^\circ\text{C}}{60\text{c}} = 0,58^\circ\text{C/c}$$

II участок: Вторая минута. Охлаждение с 430 до 335 °C.

$$V_2 = \frac{(430 - 335)^\circ\text{C}}{60\text{c}} = 1,6^\circ\text{C/c}$$

III участок: Третья минута. Охлаждение с 335 до 290 °C.

$$V_3 = \frac{(335 - 290)^\circ\text{C}}{60\text{c}} = 0,8^\circ\text{C/c}$$

IV участок: С четвертой по седьмую минуту. Охлаждение с 290 до 215 °С.

$$V_4 = \frac{(290 - 215)^\circ\text{C}}{4 \times 60\text{c}} = 0,31^\circ\text{C}/\text{c}$$

V участок: С 8-й по 14-ую минуту. Охлаждение с 215 до 140 °С.

$$V_5 = \frac{(215 - 140)^\circ\text{C}}{7 \times 60\text{c}} = 0,18^\circ\text{C}/\text{c}$$

VI участок: С 15-ую по 17-ую минуту. Охлаждение с 140 до 120 °С.

$$V_6 = \frac{(140 - 120)^\circ\text{C}}{3 \times 60\text{c}} = 0,11^\circ\text{C}/\text{c}$$

VII участок: С 18-ой по 24-ую минуту. Охлаждение с 120 до 80 °С.

$$V_7 = \frac{(120 - 80)^\circ\text{C}}{7 \times 60\text{c}} = 0,1^\circ\text{C}/\text{c}$$

Анализ кривой охлаждения показывает, что за первые три минуты достигается максимальная скорость охлаждения, изменяясь от 0,58 °С/с в первую минуту до 1,6 °С/с во вторую и до 0,8 °С/с – в третью. Начиная с четвертой минуты, скорость охлаждения плавно падает с 0,31 до 0,1 °С/с.

Охлаждение потоком водо-воздушной смеси в режиме термической обработки ТВ1. Кривые охлаждения воздушным потоком представлены на рис. 4.

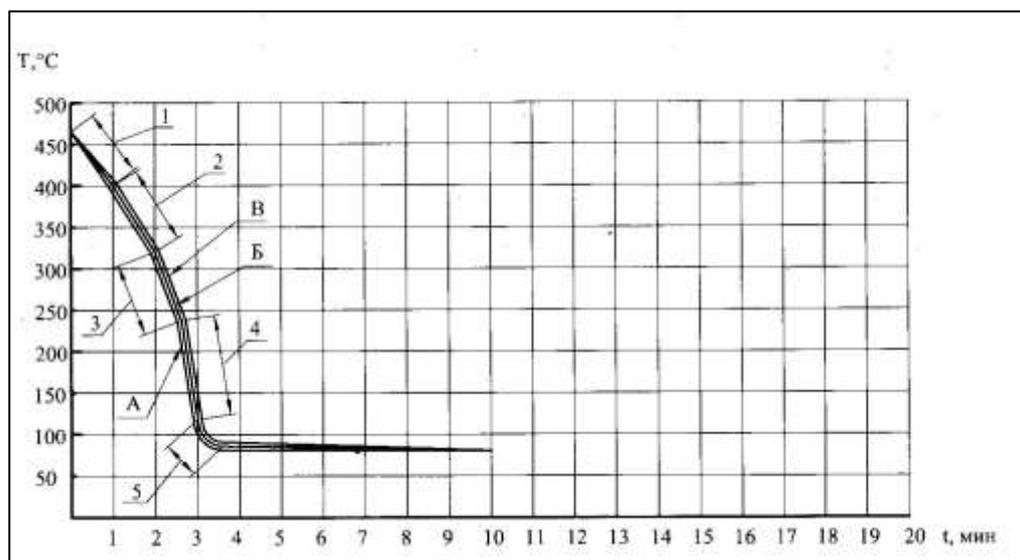


Рис. 4 – Кривые охлаждения штамповки водо-воздушной смесью (режим ТВ1)

Время охлаждения штамповки в интервале от 465°С до 80°С составляет 3,6 минуты. Скорость охлаждения значительно возросла по сравнению с охлаждением воздушным потоком. Кривые охлаждения, полученные в точках А, Б и В, стали ближе друг другу, разница между ними всего 0,8 до 1,0 °С/с.

Средняя скорость охлаждения штамповки воздушным потоком

$$V_{ТВ1} = \frac{(465 - 80)^\circ\text{C}}{3,6 \times 60\text{с}} = 1,8^\circ\text{C} / \text{с}$$

Кривую охлаждения можно разделить на 5 участков, близких к прямолинейным. Скорость охлаждения в течение 3,6 минуты на этих участках изменялась следующим образом:

I участок: Первая минута. Охлаждение с 465 до 400 °С.

$$V_1 = \frac{(465 - 400)^\circ\text{C}}{60\text{с}} = 1,1^\circ\text{C} / \text{с}$$

II участок: Вторая минута. Охлаждение с 400 до 320 °С.

$$V_2 = \frac{(400 - 320)^\circ\text{C}}{60\text{с}} = 1,3^\circ\text{C} / \text{с}$$

III участок: Первые 36 секунд 3-ей минуты. Охлаждение с 320 до 240 °С.

$$V_3 = \frac{(320 - 240)^\circ\text{C}}{36\text{с}} = 2,2^\circ\text{C} / \text{с}$$

IV участок: Вторые 24 секунды 3-ей минуты. Охлаждение с 240 до 120 °С.

$$V_4 = \frac{(240 - 120)^\circ\text{C}}{24\text{с}} = 5,0^\circ\text{C} / \text{с}$$

V участок: 36 секунд 4-ой минуты. Охлаждение с 120 до 80 °С.

$$V_5 = \frac{(120 - 80)^\circ\text{C}}{36\text{с}} = 1,1^\circ\text{C} / \text{с}$$

Сравнительный анализ кривых охлаждения показывает, что при обдуве воздушным потоком средняя скорость охлаждения равна 0,26 °С/с, при обдуве водо-воздушной смесью она равна 1,8 °С/с, то есть в 6,9 раза больше.

В процессе выполнения работ изготовлены 7 экспериментальных штамповок из 3-х плавов сплава 1420. Одна штамповка плавки 1 использована для изготовления макета с целью проведения исследования процесса охлаждения при закалке по режимам ТВ1 и ТГ1 и подвергнута всесторонним исследованиям. Образцы вырезались по 4 штуки каждого номера (по 2 образца из двух диаметрально противоположных мест штамповки).

Механические свойства заготовки плавки 1 обработанной по режиму ТГ1 представлена в таблице 1. На 14 образцах из 36 (39 %) предел текучести ниже требуемого уровня по ОСТ1 90296-2002 ($\sigma_{0,2} \geq 245$ МПа).

Механические свойства заготовки плавки 1 обработанной по режиму ТВ1 представлена в таблице 2. Только на одном из 4-х образцов №9 получено относительное удлинение 4,6 %, что ниже требуемого значения по ОСТ1 90296-2002 ($\delta \geq 5$ %). Изготовить удвоенное количество образцов для повторного испытания не представлялось возможным, так как после вырезки образцов № 8, 9 по 4 штуки не осталось фрагментов штамповки из этой зоны. Остальные показатели соответствуют требованиям ОСТ1 90296-2002 и НД.

Таблица 1

Механические свойства штамповки плавки 1. Режим ТГ1

Номер образца	Направление вырезки	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	441	286	9,6
1.2		436	268	9,6
1.3		448	260	12,0
1.4		441	277	10,0
2.1	Вдоль волокна	415	246	11,5
2.2		408	240*	9,3
2.3		407	234*	7,3
2.4		402	235*	8,0
3.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	450	267	9,3
3.2		428	253	9,3
3.3		437	256	9,6
3.4		429	266	10,0
4.1	Вдоль волокна	410	236*	8,6
4.2		395	240*	8,0
4.3		407	239*	7,3
4.4		406	237*	8,0
5.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	419	244*	8,6
5.2		417	253	8,6
5.3		429	249	10,5
5.4		420	254	10,5
6.1	Вдоль волокна	426	234*	8,3
6.2		419	244*	9,0
6.3		420	236*	13,5
6.4		429	246	10,0
7.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	413	240*	10,5
7.2		419	248	8,6
7.3		409	243*	9,0
7.4		414	243*	8,6
8.1	Вдоль волокна	435	270	8,3
8.2		433	264	8,3
8.3		446	266	9,0
8.4		428	248	9,3
9.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	397	231**	10,5
9.2		409	236**	7,6
9.3		403	241**	9,0
9.4		407	233**	8,6

* Значения ниже требуемых.
 ** Значения соответствуют примечанию 1 к таблице 1 ОСТ 1.90296-2002.

Таблица 2

Механические свойства штамповки плавки 1. Режим ТВ1

Номер образца	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	478	268	9,6
1.2		479	299	9,6
1.3		485	300	8,3
1.4		472	313	9,0
2.1	Вдоль волокна	454	285	7,3
2.2		453	294	8,3
2.3		414	275	6,6
2.4		429	271	6,6
3.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	465	293	8,6
3.2		446	316	8,3
3.3		449	339	7,0
3.4		495	288	7,0
4.1	Вдоль волокна	478	286	7,0
4.2		436	275	6,6
4.3		477	286	6,6
4.4		434	316	7,6
5.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	464	297	7,3
5.2		469	307	7,3
5.3		470	334	7,3
5.4		495	338	7,3
6.1	Вдоль волокна	476	294	8,0
6.2		420	284	7,0
6.3		447	298	8,3
6.4		483	288	8,0
7.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	437	317	6,3
7.2		431	316	6,3
7.3		445	306	6,6
7.4		434	289	6,6
8.1	Вдоль волокна	465	325	8,3
8.2		464	324	10,0
8.3		452	320	8,3
8.4		465	346	8,0
9.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	424	276	4,6*
9.2		424	270	6,3
9.3		427	271	6,3
9.4		416	254	6,6

* Значения ниже требуемых.

Механические свойства заготовки плавки 2 обработанной по режиму ТГ1 представлена в таблице 3. На одном образце № 2 предел прочности равен 382 МПа (по НД $\sigma_b \geq 392$ МПа). На одном образце № 9 предел прочности равен 365 МПа (по НД $\sigma_b \geq 392$ МПа). На двух образцах № 9

получены неудовлетворительные значения относительного удлинения 3,5 % и 4,6 %, что ниже требуемого значения по ОСТ1 90296-2002 ($\delta \geq 5$ %) для зоны со смешанным и перерезанным направлением волокна. Все остальные показатели соответствуют требованиям нормативной документации.

Таблица 3

Механические свойства штамповки плавки 2. Режим ТГ1

Номер образца	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	450	298	7,0
1.2		457	299	8,6
1.3		441	294	6,6
1.4		448	294	8,0
2.1	Вдоль волокна	422	272	6,6
2.2		422	284	6,6
2.3		382*	270	6,0
2.4		411	272	6,6
3.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	439	294	8,6
3.2		426	302	7,0
3.3		436	283	7,0
3.4		440	287	7,0
4.1	Вдоль волокна	415	275	8,0
4.2		411	258	6,0
4.3		422	259	6,6
4.4		426	263	6,6
5.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	416	264	6,6
5.2		415	277	6,6
5.3		429	272	6,6
5.4		425	277	7,0
6.1	Вдоль волокна	432	268	8,6
6.2		431	275	8,6
6.3		420	271	8,6
6.4		427	275	8,6
7.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	426	292	6,6
7.2		432	277	7,3
7.3		433	273	7,3
7.4		426	279	7,3
8.1	Вдоль волокна	433	292	6,6
8.2		448	296	8,3
8.3		422	275	8,3
8.4		451	296	8,3
9.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	365*	249	5,3**
9.2		403	264	3,3*
9.3		398	274	4,6*
9.4		401	262	6,6

* Значения ниже требуемых.

** Значения соответствуют примечанию 1 к таблице 1 ОСТ 1.90296-2002.

Механические свойства заготовки плавки 2 обработанной по режиму ТВ1 представлена в таблице 4. Лишь на одном образце № 9 предел текучести равен 229 МПа (по ОСТ1 90296-2002 $\sigma_{0,2} \geq 235$ МПа для зоны со смешанным и перерезанным направлением волокна). Все остальные показатели соответствуют требованиям нормативной документации.

Таблица 4

Механические свойства штамповки плавки 2. Режим ТВ1

Номер образца	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	452	275	12,0
1.2		453	279	12,5
1.3		451	282	12,5
1.4		442	265	9,3
2.1	Вдоль волокна	450	251	10,0
2.2		463	265	11,5
2.3		429	246	9,3
2.4		442	245	9,3
3.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	455	276	10,5
3.2		460	285	12,5
3.3		487	254	10,0
3.4		455	269	10,0
4.1	Вдоль волокна	428	262	9,3
4.2		421	254	9,3
4.3		429	251	9,3
4.4		423	259	9,3
5.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	445	254	11,5
5.2		438	258	10,5
5.3		439	259	10,5
5.4		433	263	10,0
6.1	Вдоль волокна	445	254	10,5
6.2		447	271	10,5
6.3		443	258	13,0
6.4		446	260	12,5
7.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	431	271	8,0
7.2		447	276	10,0
7.3		442	256	8,3
7.4		424	258	8,3
8.1	Вдоль волокна	438	254	12,5
8.2		427	255	12,5
8.3		432	246	12,5
8.4		442	261	15,3
9.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	412	229*	7,3
9.2		411	242**	7,3
9.3		418	242**	7,3
9.4		409	228**	10,0

* Значения ниже требуемых.

** Значения соответствуют примечанию 1 к таблице 1 ОСТ 1.90296-2002.

Механические свойства заготовки плавки 3 обработанной по режиму ТГ1 представлена в таблице 5. На трех образцах № 9 получены неудовлетворительные значения относительного удлинения 4,5 %, 4,0 %, 4,0 %. Это ниже требуемого по ОСТ1 90296-2002 значения 5 % для зоны со смешанным и перерезанным направлением волокна. Все остальные показатели соответствуют требованиям нормативной документации

Таблица 5

Механические свойства штамповки плавки 3. Режим ТГ1

Номер образца	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	438	265	7,0
1.2		438	288	8,0
1.3		446	291	9,5
1.4		439	285	8,0
2.1	Вдоль волокна	399	262	6,0
2.2		418	267	6,0
2.3		395	249	6,0
2.4		421	248	6,0
3.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	434	278	7,0
3.2		441	284	9,0
3.3		411	258	6,5
3.4		424	269	6,5
4.1	Вдоль волокна	427	262	7,0
4.2		413	262	6,5
4.3		393	248	6,0
4.4		404	251	6,5
5.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	415	254	6,5
5.2		414	277	6,5
5.3		431	280	7,5
5.4		434	266	6,5
6.1	Вдоль волокна	413	263	7,0
6.2		414	269	7,5
6.3		415	269	8,0
6.4		421	270	7,5
7.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	423	264	6,0
7.2		413	263	6,0
7.3		419	264	6,0
7.4		419	269	6,0
8.1	Вдоль волокна	409	261	8,0
8.2		411	259	8,0
8.3		412	257	8,0
8.4		416	263	9,0
9.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	385**	258	4,5*
9.2		386**	259	4,0*
9.3		404	256	5,0**
9.4		390**	255	4,0*

* Значения ниже требуемых.

** Значения соответствуют примечанию 1 к таблице 1 ОСТ 1.90296-2002.

Механические свойства заготовки плавки 3 обработанной по режиму ТВ1 представлена в таблице 6. Все показатели соответствуют требованиям ОСТ1 90296-2002.

Таблица 6

Механические свойства штамповки плавки 3. Режим ТВ1

Номер образца	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	436	267	7,0
1.2		443	261	9,0
1.3		438	251	9,0
1.4		433	258	9,0
2.1	Вдоль волокна	412	251	7,0
2.2		409	251	6,0
2.3		406	245	6,0
2.4		408	245	6,0
3.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	420	261	7,0
3.2		431	248	8,0
3.3		427	257	7,0
3.4		424	262	6,0
4.1	Вдоль волокна	397	245	6,0
4.2		405	245	7,0
4.3		404	260	7,0
4.4		410	252	7,5
5.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	422	259	8,0
5.2		436	266	7,0
5.3		419	245	8,0
5.4		405	251	6,5
6.1	Вдоль волокна	434	265	10,0
6.2		430	258	8,0
6.3		439	261	9,5
6.4		422	251	8,5
7.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	434	249	7,5
7.2		427	265	7,5
7.3		431	255	8,0
7.4		427	258	7,0
8.1	Вдоль волокна	422	258	9,0
8.2		413	257	9,0
8.3		417	253	9,0
8.4		424	255	9,5
9.1	Поперечное по ширине (тангенциальное)	404	250	6,0
9.2		392	253	5,3**
9.3		379**	235**	6,0
9.4		388**	241**	7,5

** Значения соответствуют примечанию 1 к таблице 1 ОСТ 1.90296-2002.

Микроструктура образцов всех штамповок удовлетворяет требованиям ОСТ1 90296-2002, признаков пережога нет. Макроструктура и излом штамповки не имеет трещин, ликвационных скоплений, крупных неметаллических включений, интерметаллидов и окисных плен. На всех макрошлифах «прострелов» нет. Макроструктура плотная. Направление волокон в макрошлифах соответствует конфигурации штамповки. В зоне вырезки образцов № 9, со стороны торца меньшего диаметра штамповки имеется смешанное направление волокон, обусловленное процессом деформации штамповки при течении металла из дна в стенку конусной части.

Сравнение уровней механических свойств штамповок плавки 1 обработанных по режимам ТГ1 и ТВ1 показывает, что при режимах ТВ1 предел прочности на 33,3 МПа (повышение на 8 %), предел текучести больше на 49,8 МПа (превышение на 20 %), относительное удлинение меньше на 1,8% (снижение на 19,4 %). Сравнение уровней механических свойств штамповок плавки 2 обработанных по режимам ТГ1 и ТВ1 показывает, что при режимах ТВ1 предел прочности на 14,6 МПа (повышение на 3,4 %), предел текучести меньше на 19,4 МПа (снижение на 7 %), относительное удлинение больше на 3,3 % (повышение на 46,5 %).

Описание конструкции стенда водо-воздушного обдува

Установка водо-воздушного охлаждения, на которой реализовано исследование динамики охлаждения, имеет ряд функциональных ограничений, так как не позволяет охлаждать полуфабрикаты другой конфигурации и размеров и требует проектирования специальных средств технологического оснащения. Для более равномерного охлаждения требуется также вращение заготовки в процессе охлаждения

Учитывая положительные результаты проведения термической обработки по режиму ТВ1 и необходимость совершенствования существующего варианта охлаждения принято решение о проектировании

и изготовлении принципиально другого по конструкции стенда водо-воздушного охлаждения. Режим работы стенда должен предусматривать регулируемое вращение полуфабрикатов (с габаритными размерами: диаметр Ø1650 мм (не более), высота 1500 мм (не более), масса: до 800 кг) в процессе охлаждения, возможность проведения охлаждения воздушным и водо-воздушным обдувом, возможность регулировки давления воды и воздуха, возможность регулировки направления потоков обдува.

Вновь изготовленный стенд (защищен патентом на полезную модель № 153607 от 07.10.2014) представляет собой металлический корпус цилиндрической формы, внутри которого имеется плоский перфорированный вращающийся стол для установки технологической оснастки с изделиями, а охлаждающая среда подается двумя боковыми вентиляторами через блок форсунок с направляющей решеткой и одним нижним вентилятором. Охлаждение деталей и сборочных единиц осуществляется в воздушном и водо-воздушном режиме. В режиме воздушного обдува воздух в рабочее пространство стенда подается двумя боковыми вентиляторами через направляющую решетку в горизонтальном направлении и одним нижним вентилятором, расположенным под поворотным столом, в вертикальном направлении.

Стенд водо-воздушного обдува представлен на рисунке 5.

В режиме водо-воздушного обдува в рабочее пространство стенда подается водо-воздушная смесь. Воздух подается двумя боковыми вентиляторами через блок форсунок, в котором по ходу движения воздуха происходит распыление воды из форсунок и направляющую решетку. При водо-воздушном обдуве на поворотный стол стенда дополнительно устанавливается герметичная крышка, которая предотвращает попадание разбрызгиваемой воды в кессон, на поворотный стол и нижний вентилятор подачи воздуха в вертикальном направлении (в режиме водо-воздушного обдува данный вентилятор отключен).

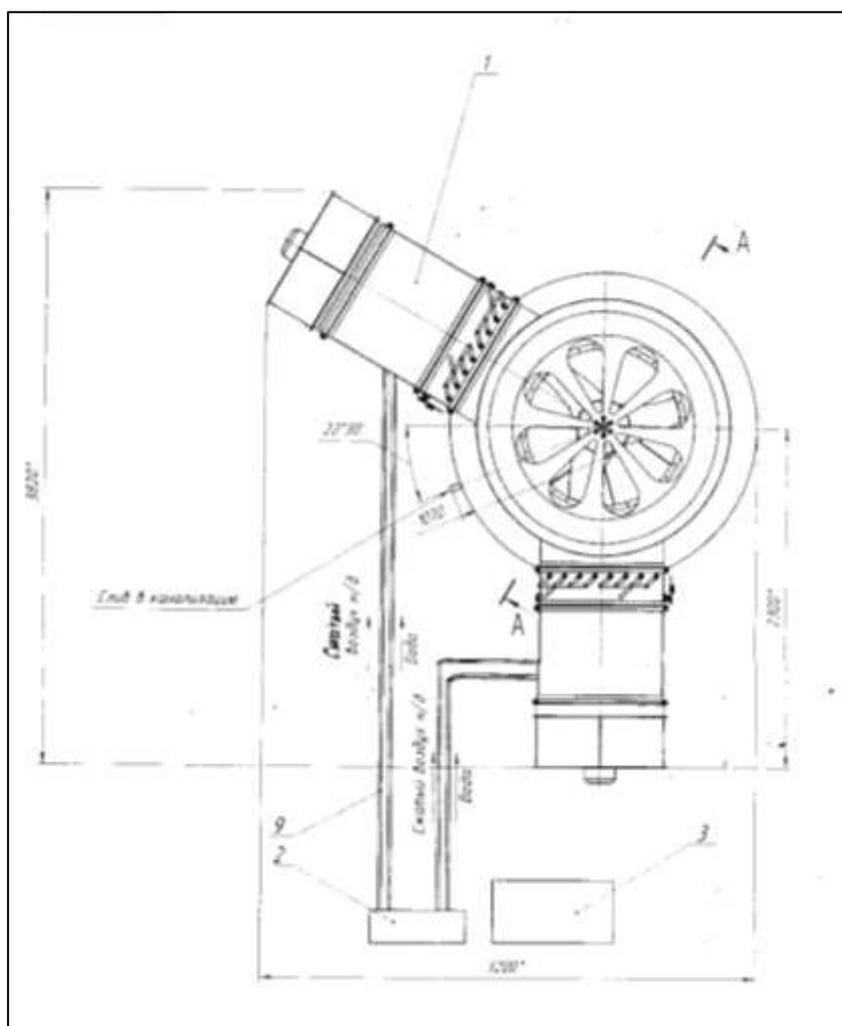


Рис. 5 – Стенд водо-воздушного обдува

Удаление воздуха из верхней части рабочего пространства стенда осуществляется местной вытяжной вентиляцией в виде поворотного зонта. Электропитание и управление стендом осуществляется с помощью пульта управления. Подача воды и сжатого воздуха для распыления воды осуществляется с помощью пульта пневмогидравлического.

Для регулировки направления движения воздуха, в горизонтальном направлении, по ходу движения воздуха от боковых вентиляторов установлены регулируемые направляющие решетки.

Выводы

На основании полученных результатов и сравнительного анализа можно сделать следующие выводы:

1. При режиме ТГ1 на штамповке для плавки 1 требуемый уровень механических свойств не обеспечивается.

2. При термической обработке ТВ1 на 4-х штамповках трех плавок механические свойства соответствуют требуемому уровню, кроме свойств на образцах №9 (со смешанным направлением волокна).

3. Установка водо-воздушного охлаждения при закалке по режиму ТВ1 обеспечивает требования к уровню механических свойств в соответствии с ОСТ1 90296-2002.

4. Усовершенствованная технология изготовления штамповок за счет вновь разработанной технологии термообработки в режиме ТВ1 с водо-воздушным охлаждением при закалке может быть рекомендована для серийного изготовления корпусных штамповок в состоянии материала 1420ТВ1 по ОСТ1 90296-2002.

5. В первые две минуты средняя скорость охлаждения при режимах ТГ1 и ТВ1 отличаются незначительно. По режиму ТГ1 она равна 1,08 °С/с, по режиму равна 1,21 °С/с. Это можно объяснить проходящими в сплаве структурными фазовыми превращениями с выделением из твердого раствора β -фазы (соединение Al_3Mg_2) с экзотермическим эффектом. При более интенсивном охлаждении экзотермический эффект проявляется сильнее, поэтому, и сильнее компенсируется охлаждающее влияние водо-воздушной смеси на штамповки по сравнению с воздушным обдувом.

6. После двух минут охлаждения кривые охлаждения по режимам ТГ1 и ТВ1 начинают резко отличаться. При обдуве воздушным потоком скорость охлаждения, начиная с третьей минуты, плавно снижается с 0,8 до 0,1 °С/с. При обдуве потоком водо-воздушной смеси на третьей минуте скорость охлаждения растет с 2,2 до 5,0 °С/с. Скорость охлаждения

5,0 °C/с зарегистрирована на протяжении последних 24 секунд третьей минуты, на четвертой минуте скорость охлаждения быстро снижается до 1,1 °C/с.

7. Выбранные параметры охлаждения водо-воздушной смесью обеспечивают среднюю скорость охлаждения 1,8°C/с, которая находится в рекомендуемом диапазоне 1–2,5 °C/с для массивных полуфабрикатов [1].

Литература

1. Машиностроение. Энциклопедия / Ред. Совет: К.В. Фролов (пред.) и др. М.: машиностроение. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II-3 / И.Н. Фридляндер, О.Г. Сенаторова, О.Е. Осинцев и др.; Под. общ. ред. И.Н. Фридляндера. 2001. 880 с., ил.

2. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. /Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. 528 с.

3. Производственная инструкция ПИ1.2.699-2007. термическая обработка полуфабрикатов и деталей из алюминия и алюминиевых деформируемых сплавов.

4. Шнейдер Г.Л., Шевелева Л.М., Капуткина Е.Я. Фазовые превращения при термической обработке сплава 1420. Цветные металлы, 1994, №2, с.49.

УДК 621.924.9

Применение горячего изостатического прессования для крупногабаритных отливок из алюминиевого сплава АЛ4МС

Трапезников А.В.; Леонов А.А.; Дуюнова В.А., к.т.н.;
Власова К.А.; Прохорчук Е.А.

lab24@viam.ru
trapeznicovav@gmail.com

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Рассмотрено влияние горячего изостатического прессования на крупногабаритные отливки из литейного алюминиевого сплава АЛ4МС, а также на структуру и свойства образцов. Повышение температуры ГИП с 520 до 530 °С способствует лучшему залечиванию пор, а также повышению механических свойств.

Ключевые слова:

силумин, пористость, горячее изостатическое прессование, крупногабаритные отливки.

Введение

Производство крупногабаритных отливок обычно сопряжено с различными трудностями. Продолжительность времени заливки требует перегрева расплава, большая протяжённость отливок и различия коэффициентов термического расширения сплава и формы приводит к затруднённой усадке. Также, для литья в песчано-глинистые формы и формы из холоднотвердеющих смесей характерна замедленная скорость кристаллизации. Всё это приводит к образованию пор в отливках – газовых и усадочных.

Наличие в отливках пористости приводит к снижению механических свойств, особенно при циклических нагрузках. К тому же отдельные поры могут сообщаться между собой, образуя сквозные дефекты, обуславливающие течь отливок даже при низких давлениях.

Снижение доли пористости способствует применению рациональной технологии плавки и литья – обязателен процесс рафинирования, использование холодильников и усиленного питания массивных узлов отливки. Также существенное влияние оказывают физико-механические методы воздействия на отливки – горячее изостатическое прессование, пропитка герметиками и пескоструйная обработка. Применение этих методов позволяет повысить плотность, механические свойства, качество структуры, а также герметичность отливок [1–6].

Герметизация отливок может быть обеспечена пропиткой различными составами в результате заполнения ими сквозных дефектов [7]. Использование пропитки для обеспечения герметичности различными составами в результате заполнения ими сквозных дефектов имеет существенный недостаток: пропитанные детали нельзя применять в сварных конструкциях. При сварке таких деталей происходит выгорание пропиточного состава, что приводит к образованию в сварном соединении крупных газовых раковин и неметаллических включений. При этом

механические свойства сварных соединений падают, а сварные конструкции в зоне сварного шва полностью теряют герметичность.

Горячее изостатическое прессование (ГИП), как известно, положительно влияет на плотность и механические свойства отливок из алюминиевых сплавов типа силумина, в которых имеются рассеянные газовые поры [8]. Эти поры, как правило, изолированы друг от друга и эффективно устраняются в процессе ГИП.

В настоящей работе рассмотрено влияние различных режимов ГИП на структуру и механические свойства образцов и крупногабаритных отливок из литейного алюминиевого сплава АЛ4МС. Данный сплав относится к медистым силуминам, содержит добавки Ti, Zr, Sc, при этом механические характеристики сплава в состоянии Т5 при литье в песчаные формы составляют: $\sigma_b \geq 275$ МПа, $\delta \geq 5$ % [9–10].

Методы исследований

Сплав АЛ4МС выплавляли в индукционной печи типа ИСТ-04. Все плавки шихтовали по средне-нижнему пределу легирования сплава. Содержание кремния было в пределах 8,5–9,0 %, меди – 1,5–1,65 %, магния – 0,37–0,45 %.

Отливали отдельно отлитые образцы $\varnothing 12$ мм в формы из холоднотвердеющих смесей (ХТС). Из них вытачивали образцы $\varnothing 6$ мм (№6, тип III по ГОСТ 1497). Рабочая длина $l = 5d$. Отливки отливали в песчано-полимерные формы, изготовленные на 3D-принтере ExOne S-Max. Габариты отливки «Корпус» – 1000×500×300 мм. Толщина стенок отливки – 4 мм.

Химический состав определяли атомно-эмиссионным методом на спектрометре Agilent 5100 ICP-OES.

Высокотемпературную газостатическую обработку проводили на газостате Quintus фирмы ASEA (Швеция).

Термическую обработку проводили в печах сопротивления «Накал».

Механические свойства испытывали на разрывной машине Zwick/Roell Z100.

Металлографическое исследование структуры сплавов проводили на оптическом микроскопе Olympus CX51.

Для исследования плотности литья и выявления возможных дефектов в ходе работы применяли неразрушающий радиографический метод контроля с использованием рентгеновского аппарата РУМ-7, негатоскопа НГС-1 и денситометра ДНС-2.

Проведение исследований

Горячее изостатическое прессование применяют для залечивания микропор в сплавах. Устранение не сообщающихся с поверхностью раковин и пор происходит, главным образом, за счет пластической деформации материала отливки в районе расположения этих пустот. Под воздействием всестороннего сжатия область вокруг поры деформируется, стенки поры или раковины смыкаются и диффузионно срачиваются (свариваются). В этой полости присутствует водород, который был растворен в жидком алюминиевом сплаве. Этот водород не будет препятствовать «захлопыванию» поры или раковины, поскольку под воздействием температуры и давления он будет диффундировать в материал отливки, частично растворяясь в нем, и уходить в рабочую среду газостата. Уменьшение пористости приводит к повышению однородности структуры и, следовательно, к повышению механических свойств, особенно пластичности [11, 12].

Одним из основных факторов горячего изостатического прессования является температура нагрева, которая не должна превышать температуру солидуса. Поэтому температурный режим обработки для отливок каждого сплава зависит от его химического состава. Ранее были получены положительные данные на образцах, прошедших ГИП на меньшем газостате при температуре обработки 525 °С [13]. Ввиду сложности

конфигурации отливок и их тонкостенности было принято проводить ГИП при температуре 520 °С – чтобы снизить вероятность искажения геометрии отливки. Из-за снижения прочности материала при повышенных температурах, наличие массивных частей отливки, окружённых тонкими стенками, а также выступающие части могут привести к потере геометрии.

Ввиду того, что камера газостата имеет большие размеры, в нём затруднена точная регулировка температуры, т. е. возможна неравномерность распределения температуры по объёму камеры. То есть существует риск пережога металла при баротермической обработке. Это является ещё одной причиной выбора температуры газостатирования 520 °С.

Эффективность горячего изостатического прессования оценивали по результатам анализа микроструктуры, рентгеновского просвечивания и испытаний механических свойств в сопоставлении с аналогичными данными без ГИП.

На рис. 1 представлена структура образцов при различных режимах ГИП и термической обработки. Данные образцы имеют диаметр 18 мм и взяты с головок отдельно отлитых образцов $\varnothing 12$ мм. Оценивали различие в структуре у поверхности образца и в его центре.

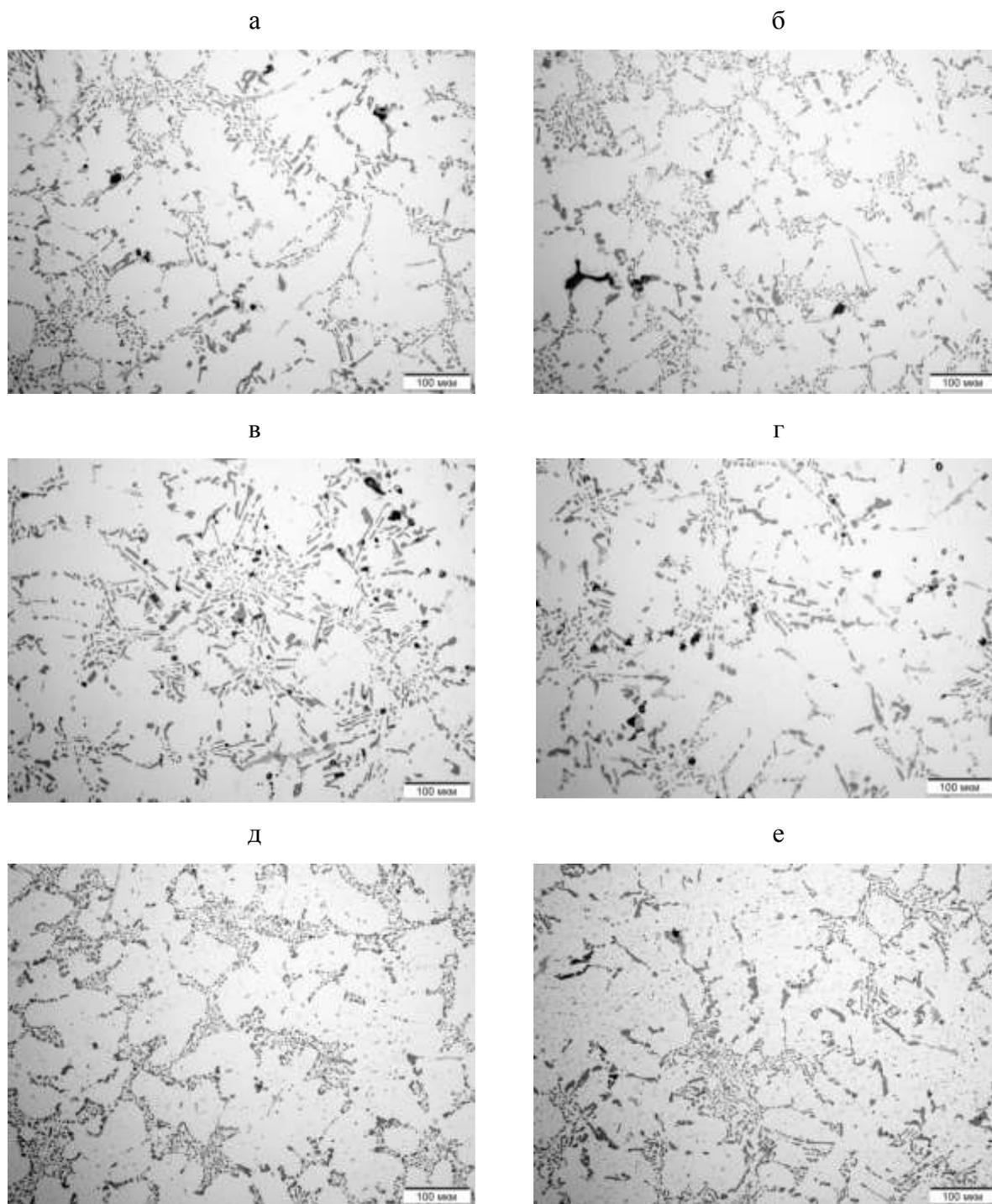


Рис. 1 – Микроструктура образцов сплава АЛ4МС после термической обработки по режиму: а, б – закалка + 2-ступенчатое старение (режим 1); в, г – закалка + ГИП (520 °С) + закалка + 2-ступенчатое старение (режим 1); д, е – закалка + ГИП (520 °С) + закалка + 2-ступенчатое старение (режим 2); а, в, д – центральная часть образцов; б, г, е – край образца.

Как видно из рис. 1, количество пор практически не зависит от места – присутствуют как в центре образца, так и на его периферии.

Отливка «Корпус», прошедшая данную баротермическую обработку, была отсканирована на системе ATOS. Отклонений, превышающих допуск равный 2,2 мм, не было обнаружено (рис. 2). Также по результатам испытаний отдельно отлитых образцов выявлено повышение механических свойств после ГИП, однако даже в этом случае было недостаточное относительное удлинение – менее 5,0 % (табл. 1).

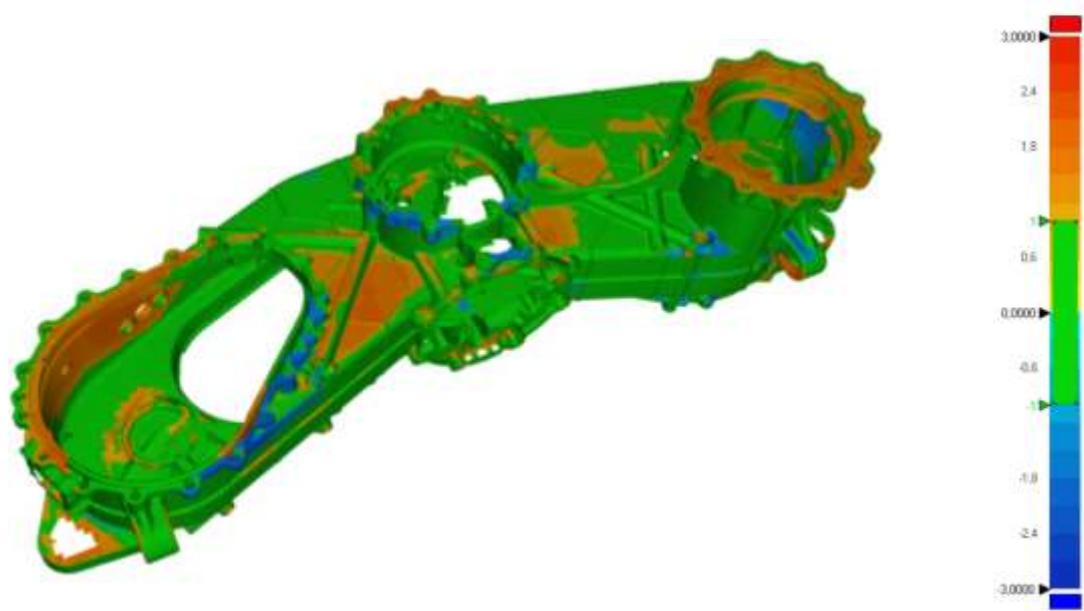


Рис. 2 – Результат геометрических измерений первой отливки «Корпус»

Таблица 1

Влияние горячего изостатического прессования на механические свойства отдельно отлитых образцов сплава АЛ4МС

№ п/п	Состояние обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	T4 + старение (режим 1)	250	210	1,6
2	Закалка + ГИП (520 °С) + закалка + 2 ступ. старение (режим 1)	280	245	2,2
3	Закалка + ГИП (520 °С) + закалка + 2 ступ. старение (режим 2)	305	225	4,2

Таким образом, ввиду того, что после ГИП сохранилась пористость в образцах, хоть и в меньшем объёме, механические свойства образцов не достигли желаемого уровня, а отливка сохранила геометрию, было решено увеличить температуру ГИП до 530 °С.

На рис. 3 представлена структура образца, обработанного по изменённому режиму ГИП, при различном увеличении.

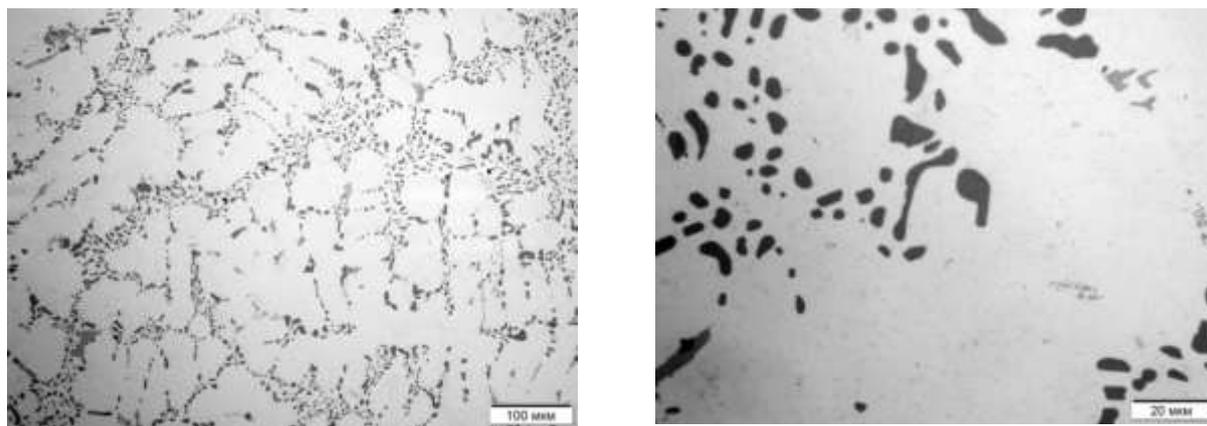


Рис. 3 – Микроструктура образцов сплава АЛ4МС после термической обработки по режиму закалка + ГИП (530 °С) + закалка + 2-ступенчатое старение (режим 2)

Образцы имеют плотную структуру, практически не имеют пор, что говорит о значительном эффекте, достигнутом при повышении температуры ГИП.

Геометрических отклонений второй отливки «Корпус», прошедшей баротермическую обработку при 530 °С, после сканирования на системе ATOS, не было обнаружено (рис. 4). Также по результатам испытаний отдельно отлитых и вырезанных образцов выявлено повышение механических свойств после изменения режима ГИП (табл. 2).

Методом рентгеновского контроля оценили влияние ГИП на пористость в отливках. В отливке «Корпус», обработанной при 530 °С, до ГИП наблюдалась пористость с III по V балла. После ГИП пористость не превышала III балл.

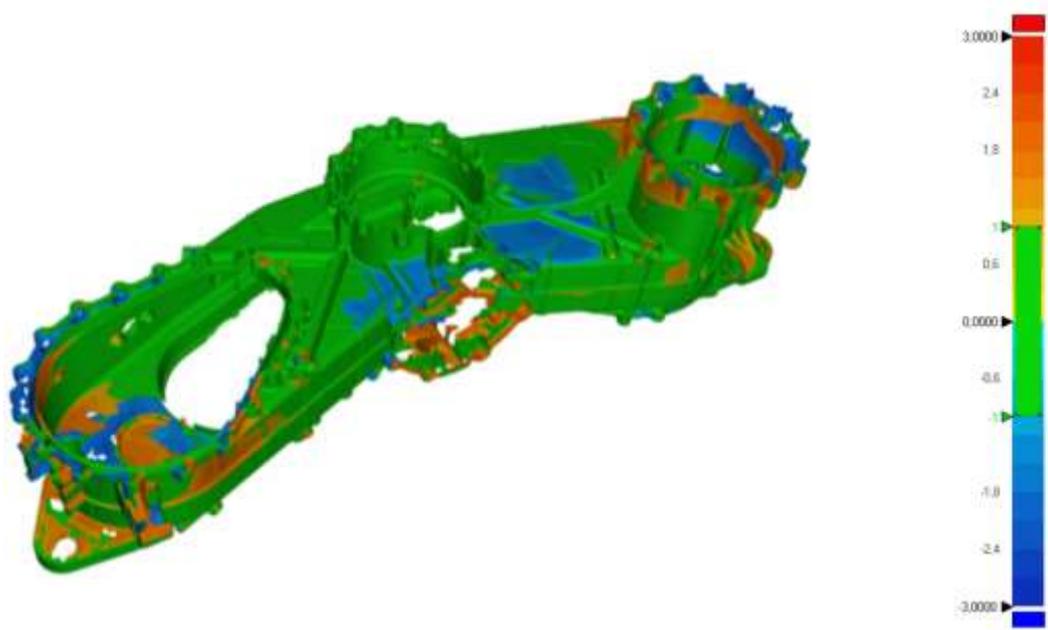


Рис. 4 – Результат геометрических измерений второй отливки «Корпус».

Таблица 2

Влияние горячего изостатического прессования на механические свойства образцов сплава АЛ4МС

№ п/п	Состояние обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Вид образца
1	Закалка + ГИП (530 °С) + закалка + 2 ступ. старение (режим 2)	300	215	5,1	Отдельно отлитые
2	Закалка + ГИП (520 °С) + закалка + 2 ступ. старение (режим 1)	315	200	7,0	Вырезанные
3	Закалка + ГИП (520 °С) + закалка + 2 ступ. старение (режим 2)	305	200	6,0	Вырезанные
4	Закалка + ГИП (530 °С) + закалка + 2 ступ. старение (режим 2)	335	220	8,6	Вырезанные

Заключение и выводы

Применение горячего изостатического прессования позволяет снижать пористость в отливках, что приводит к повышению механических свойств сплавов. Однако для большей эффективности необходимо газостатировать при возможно большей температуре, максимально приближенной к температуре закалки.

Для сплава АЛ4МС определена наилучшая температура ГИП – 530 °С, при которой значительно повышается плотность отливок и механические свойства. При этом не происходит искажений геометрии в отливках и пережога.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.4 «Высокопрочные коррозионностойкие свариваемые магниевые и литейные алюминиевые сплавы для изделий авиакосмической техники нового поколения («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [14].

Литература

1. Дуюнова В.А., Гончаренко Е.С., Мухина И.Ю., Уридия З.П., Волкова Е.Ф. Научное наследие академика И.Н. Фридляндера. Современные исследования магниевых и литейных алюминиевых сплавов // Цветные металлы, 2013. №9. С. 71–78.

2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и высоких технологий будущего // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2013. №2. С. 3–10. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения 13.02.2020).

3. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // Редкие земли, 2014. №3. С. 8–13.

4. Фридляндер И.Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов. Избранные труды / Под общ. ред. Каблова Е.Н. М.: Наука. 2013. 291 с.

5. Огородов Д.В., Трапезников А.В., Попов Д.А., Пентюхин С.И. Развитие литейных алюминиевых сплавов в ВИАМ (к 120-летию со дня рождения И.Ф. Колобнева) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.,

2017. №2. Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 25.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-12-12.

6. H.V. Atkinson, S. Davies Fundamental Aspects of Hot Isostatic Pressing: An Overview // Metallurgical and Materials Transactions A. Dec. 2000. Vol 31. Issue 12, pp 2981–3000.

7. Побежимов П.П., Нефедова Л.П., Белов Е.В. Металлургия коррозионностойких алюминиевых сплавов и отливок. М.: Металлургия, 1989. 150с.

8. Падалко А.Г. Практика горячего изостатического прессования неорганических материалов. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 267 с.

9. 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.

10. Дуюнова В.А., Волкова Е.Ф., Уридия З.П., Трапезников А.В. Динамика развития магниевых и литейных алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2017. №5. С. 225–241. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-225-241.

11. Каблов Е.Н., Орлов М.Р., Оспенникова О.Г. Механизмы образования пористости в монокристаллических лопатках турбины и кинетика ее устранения при горячем изостатическом прессовании // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 117–129.

12. Способ горячего изостатического прессования отливок из алюминиевых сплавов: пат. 2501880 Рос. Федерация; заявл. 26.11.2012; опубл. 20.12.2013 Бюл. №35. 7 с.

13. Каблов Е.Н., Белов Е.В., Трапезников А.В., Леонов А.А. Зайцев Д.В. Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al-Si-Cu-Mg //

Авиационные материалы и технологии, 2021. № 2. С. 24–34. DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.

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.

УДК 620.178.152.2

Оперативный контроль модуля нормальной упругости сплавов аэрокосмической техники

Матюнин В.М.¹, д.т.н.; Марченков А.Ю.¹, к.т.н.; Агафонов Р.Ю.², к.т.н.;
Данилин В.В.²; Горячкина М.В.¹; Жгут Д.А.¹

MatyuninVM@mpei.ru
MarchenkovAY@mpei.ru
Agafonov1989@gmail.com
v.v.danilin@mail.ru
GoryachkinaMV@mpei.ru
ZhgutDA@mpei.ru

¹*Национальный исследовательский университет «МЭИ»*

²*АО «Российские космические системы»*

Аннотация:

Работа посвящена анализу существующих и разработке новых методик определения модуля упругости сплавов на основе цветных металлов методом инструментального индентирования.

Ключевые слова:

модуль нормальной упругости, сферический индентор, диаграмма вдавливания, цветные сплавы.

Предложена методика определения модуля нормальной упругости материалов E_M по упругому участку кинетической диаграммы вдавливания сферического индентора в координатах «нагрузка F – упругое сближение в центре контакта α_0 ». Методика основана на теоретической зависимости F от α_0 , полученной Г. Герцем. Рассмотрена методика определения E_M по упругопластическому участку кинетической диаграммы вдавливания с учетом влияния пластической деформации. Выполнено практическое опробование этих методик по определению E_M алюминиевых, магниевых и титановых сплавов, используемых в аэрокосмической технике. Показано, что обе методики могут быть применены на практике. Однако, значения E_M , определенные по первой методике оказались более близки к значениям E_M , определенным растяжением образца с использованием экстензометра; максимальное относительное расхождение не превышает $\pm 7\%$, а по второй методике это расхождение не превышает $\pm 10\%$. Вместе с тем первую методику целесообразно использовать в лабораторных условиях, а вторую методику можно применить для безобразцового определения E_M материалов непосредственно в изделиях с использованием переносного прибора, позволяющего регистрировать кинетические диаграммы вдавливания.

Одним из фундаментальных физико-механических свойств конструкционных материалов является модуль нормальной упругости E_M . Научно-практическое значение E_M велико, и он широко применяется во многих технических дисциплинах. Например, в механике материалов и конструкций он необходим не только для расчетов на прочность, но и для установления связи между различными механическими характеристиками при разных видах нагружения и напряженно-деформированного состояния. По E_M можно оценить теоретическую прочность металла, к достижению которой стремятся многие исследователи, разрабатывая новые материалы и высокоэффективные технологии их обработки. Кроме

того, E_M является и диагностическим параметром повреждаемости материала в процессе нагружения и длительной эксплуатации. Снижение E_M по мере увеличения повреждаемости материала необходимо учитывать при оценке остаточного ресурса деталей и конструкций. Существует термин «дефект модуля упругости» [1], который определяется по разности исходного и текущего значений модуля упругости одного и того же материала.

Принято считать, что E_M является структурно нечувствительным свойством и незначительно реагирует на химсостав, строение и структурно-фазовое состояние для отдельных групп материалов, например, для сталей, алюминиевых, магниевых и титановых сплавов. А влияние режимов различных видов обработки материалов на E_M обычно не учитывается. Учитывается в основном только влияние температуры, заключающееся в снижении E_M при нагреве материала. Если обратиться к справочникам, то для магниевых сплавов указано значение $E_M = 42183 \text{ Н/мм}^2$ (4300 кГ/мм^2) независимо от марки сплава и старения, для алюминиевых сплавов $E_M = 69651 \text{ Н/мм}^2$ (7100 кГ/мм^2), для титановых сплавов $E_M = 103005 - 112815 \text{ Н/мм}^2$ ($10500 - 11500 \text{ кГ/мм}^2$).

Вместе с тем следует учитывать влияние не только режимов обработки сплава, но и многочисленных эксплуатационных факторов, приводящих к деградации материала. Поэтому необходимо располагать фактическими значениями E_M материала непосредственно в деталях и конструкциях на всех стадиях их изготовления и в процессе эксплуатации. Однако для этого надо располагать методикой безобразцового определения E_M , позволяющей без изготовления образцов и испытаний на разрывных машинах оперативно определять E_M .

Перспективной методикой для этих целей является упругое кинетическое индентирование материалов сферическим индентором с регистрацией диаграмм вдавливания в координатах «нагрузка - упругое

сближение в центре контакта». Эта методика основана на теоретическом решении задач о контакте твердых упругих тел, выполненных Г. Герцем [2-3]. Исходя из зависимости нагрузки вдавливания F от упругого сближения α_0 , полученной Г. Герцем, можно вывести формулу (1) для определения E_M :

$$E_M = \frac{1 - \mu_M^2}{\frac{4R^{12} \alpha_0^3 z}{3F} \frac{1 - \mu_I^2}{E_I}}, \quad (1)$$

где R – радиус индентора; E_I – модуль упругости материала индентора; μ_I и μ_M – коэффициенты Пуассона материала индентора и испытуемого материала соответственно.

Однако применение этой методики возможно при условии четкой регистрации упругого участка диаграммы вдавливания, что вызывает определенные трудности при использовании инденторов с малым радиусом R . Вместе с тем в ГОСТ 56232–2014 изложены рекомендации по определению модуля упругости E_{IT} при кинетическом индентировании в области упругопластической деформации, что позволяет использовать инденторы с меньшими R и избежать выявления упругого участка диаграммы вдавливания. Согласно этим рекомендациям, E_{IT} рассчитывают по формуле (2):

$$E_{IT} = \frac{E_R E_I (1 - \mu_M^2)}{E_I - E_R (1 - \mu_I^2)}, \quad (2)$$

где E_R – приведенный модуль упругости.

В упругопластической области индентирования E_R рекомендовано определять по формуле (3):

$$E_R = \frac{S}{2} \sqrt{\frac{\pi}{A_R}}, \quad (3)$$

где S – контактная жесткость, определенная по линии разгрузки диаграммы вдавливания; A_R – площадь проекции невозстановленного отпечатка, определенная по расчетной глубине индентирования.

Однако, как показали наши эксперименты, значения E_{IT} , определенные по E_R , получаются значительно заниженными по сравнению со значениями E_M , определенными испытаниями образцов на растяжение с использованием экстензометра. Это занижение E_M можно объяснить влиянием пластической деформации на приведенный модуль упругости E_R .

В работе [4] было предложено ввести поправку на влияние пластической деформации на упругое сближение α_0 , если его оценивать в предположении сохранения упругого контакта до заданной нагрузки вдавливания. С учетом этой поправки формулу (1) можно представить в следующем виде, формула (4):

$$E_M = \frac{1 - \mu_M^2}{\frac{4(\alpha-h)\sqrt{R(\alpha+h)}}{3F} - \frac{1 - \mu_M^2}{E_M}}, \quad (4)$$

где α – упругопластическое сближение с учетом упругой податливости прибора; h – остаточная глубина отпечатка при заданной нагрузке F .

Для практического опробования были выбраны две методики: первая при упругом индентировании с использованием формулы (1), а вторая – при упругопластическом индентировании с использованием формулы (4). Для испытаний были подготовлены шлифы из алюминиевых, магниевых и титановых сплавов разных марок, используемых в авиакосмической технике. Индентирование с регистрацией диаграмм вдавливания выполнялось на машине Instron 5982 в режиме сжатия и на автоматизированном приборе МЭИ-ТА [5]. При реализации первой методики был использован индентор с $R = 15$ мм, который позволял отчетливо регистрировать упругий участок диаграммы вдавливания. Подтверждением упругого вдавливания являлся возврат линии разгрузки диаграммы в начало координат. На рис. 1 показаны начальные упругие участки диаграмм вдавливания «нагрузка F – упругое сближение α_{ν} » для титанового алюминиевого и магниевого сплавов, а в таблице 1

представлены результаты определения E_M индентированием и растяжением образцов с использованием экстензометра.

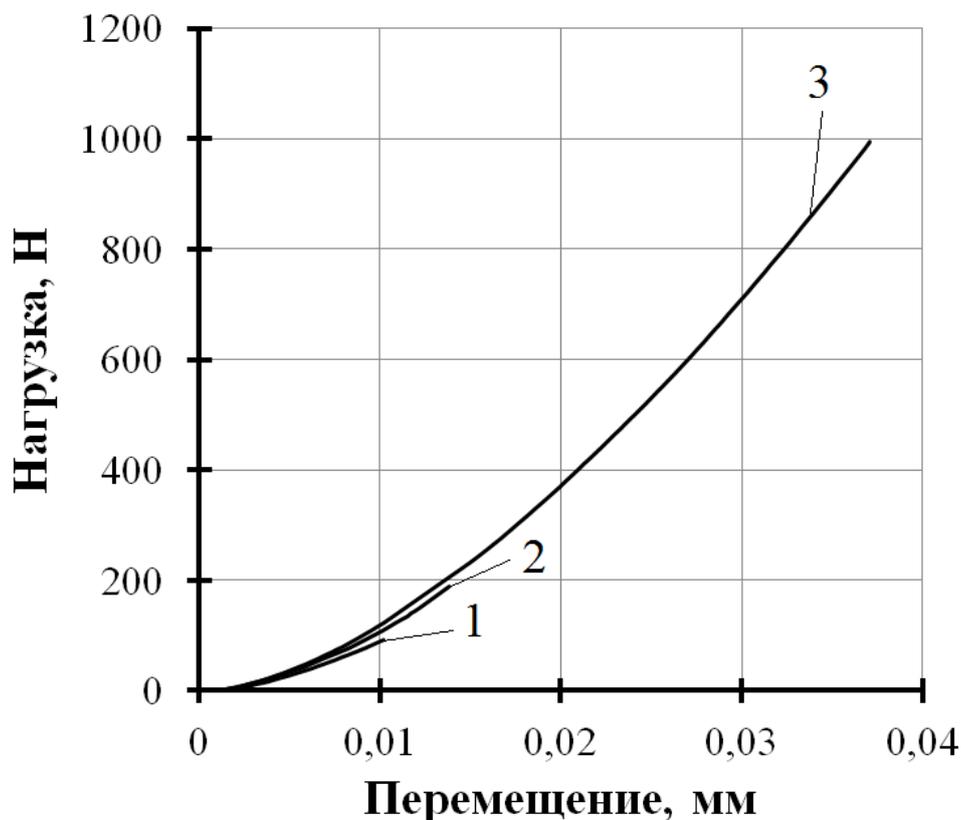


Рис. 1 – Упругие участки диаграмм вдавливания:
1 – МА20; 2 – В95Т1; 3 – 5В ($R = 15$ мм)

Таблица 1

Результаты определения E_M по упругим участкам диаграмм вдавливания ($R = 15$ мм) и диаграммам растяжения образцов

Материал	F , Н	α_y' , мм	$\Delta\alpha$, мм	α_0 , мм	E_M , Н/мм ²	
					вдавливание	растяжение
Магнийевый сплав МА2-1	100	0,010	0,00386	0,00614	44 323	42 968
Алюминиевый сплав В95Т1	195	0,0134	0,006	0,0074	73 135	71 430
Титановый сплав 5В	700	0,0280	0,0140	0,0140	115 099	114 583

Следует отметить, что для определения упругого сближения α_0 необходимо учитывать упругую податливость прибора, которая включает дополнительные упругие перемещения звеньев прибора под действием приложенной нагрузки. Поэтому экспериментальное упругое сближение обозначено, как α_y' . Несмотря на то, что известны различные методики

оценки упругой податливости прибора, при их использовании могут получиться различные результаты. Поэтому авторы настоящего доклада предложили методику определения упругой податливости прибора [6], также основанную на зависимости Г. Герца. Согласно этой методике дополнительное суммарное упругое перемещение $\Delta\alpha$ однозначно зависит от нагрузки вдавливания, а упругое сближения $\alpha_0 = \alpha_y' - \Delta\alpha$.

При опробовании второй методики определения E_M в упругопластической области индентирования выполнялась регистрация диаграммы вдавливания с использованием индентора радиусом $R = 1,25$ мм. На рис. 2 показаны диаграммы вдавливания в упругопластической области индентирования для тех же сплавов, которые представлены на рис. 1 и в табл. 1. А в табл. 2 представлены результаты определения E_M нескольких марок титановых, алюминиевых и магниевых сплавов, рассчитанных по формуле (5).

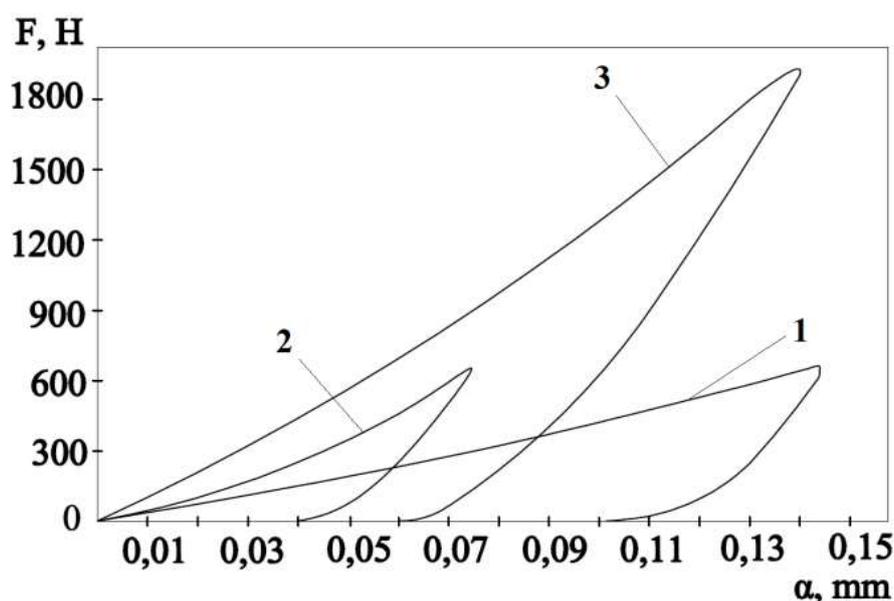


Рис. 2 – Упругопластические участки диаграмм вдавливания:

1 – МА20; 2 – В95Т1; 3 – 5В ($R = 1,25$ мм)

Результаты определения E_M по упругопластическим участкам диаграмм вдавливания

($R = 1,25$ мм)

Материал	F , Н	α , мм	h , мм	E_m , Н/мм ²
Магниевый сплав МА20	613	0,1255	0,102	39 677
Магниевый сплав МА2-1	1 030	0,208	0,18	43 478
Алюминиевый сплав АМц	613	0,228	0,218	76 381
Алюминиевый сплав АМг6М	613	0,0585	0,04	68 974
Алюминиевый сплав В95Т1	613	0,0612	0,04	75 302
Титановый сплав ВТ1-0	1 839	0,133	0,110	101 779
Титановый сплав ВТ16	1 839	0,0945	0,056	116 778
Титановый сплав 5В	1 839	0,0975	0,06	117 426

Заключение

Анализ полученных результатов определения E_M по двум методикам позволил сделать следующие выводы. Первая методика дает более высокую сходимость значений E_M , определенных вдавливанием и растяжением. Максимальное относительное различие значений E_M не превышает $\pm 7\%$. По второй методике это различие достигает $\pm 10\%$. Однако первая методика требует более тщательной подготовки поверхности (не хуже, чем при определении микротвердости), чем вторая. Кроме того, вторая методика более перспективна для безобразцового определения E_M переносным прибором непосредственно на деталях и конструкциях в цеховых условиях.

Исследование проведено в Национальном исследовательском университете «МЭИ» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания № FSWF-2020-0023.

Литература

1. Лебедев А.А. и др. Модель накопления повреждений в металлических материалах при статическом растяжении // Проблемы прочности. – 1995. – №.7. – С. 31–40.

2. Hertz H. Uber die Berührung fester elastischer Körper // *Jerne und angewandte Mathematik*. Bd. – 1881. – 92. – pp. 156–171.

3. Hertz H.R. Uber die Berührung fester elastischer Körper und Uber die Harte // *Verhandlung des Vereins zur Beforderung des Gewerbefleißes*, Berlin. – 1882. – pp. 449.

4. Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации // М.: Машиностроение. – 1986. – 244 с.

5. Матюнин В.М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов // М.: Издательский дом МЭИ. – 2015. – 288 с.

6. Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Абусейф Н., Стасенко Н.А. Оценка упругой податливости твердомера при кинетическом индентировании материалов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2020. – Т. 86. – №5. – С. 43–51.

УДК

Особенности изготовления опытно-промышленного слитка сплава ВТ47 для получения прутковых заготовок применительно к крепежным изделиям для авиационной техники

Злобин Г.С.¹; Зиганшин А.Г.¹, к.т.н.; Лапина Н.А.¹; Негодин Д.А.;¹
Хлобыстов Д.О.¹; Арисланов А.А.²; Путырский С.В.²

GSZlobin@rosatom.ru
AGZiganshin@rosatom.ru
NaALapina@rosatom.ru
DmANegodin@rosatom.ru
DOKhlobystov@rosatom.ru
secondesired@gmail.com
s.putirskiy@gmail.com

¹Акционерное общество «Чепецкий механический завод»

²Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Описана выплавка слитка титанового сплава ВТ47 и изготовление из него прутковых заготовок различных диаметров. Представлены результаты исследования слитка, полуфабрикатов, произведенных из него, и прутковых заготовок. Показано, что сочетание деформации и термической обработки позволяет достичь следующий уровень механических свойств: $\tau_{cp} \geq 750$ МПа, $\sigma_6 \geq 1200$ МПа.

Ключевые слова:

титан, титановый сплав, ВТ47, механические свойства, термическая обработка, прутковая заготовка.

Введение

Повышение требований к характеристикам современных летательных аппаратов ведет к необходимости повышения уровня свойств конструкционных материалов, в том числе используемых для производства соединительных элементов конструкции. Сплав ВТ16, относящийся к $\alpha+\beta$ -сплавам мартенситного класса с уровнем механических свойств $\tau_{cp} \geq 700$ МПа, $\sigma_b \geq 1040$ МПа и традиционно используемый для изготовления таких деталей, как болты, винты и др. [1, 2], не соответствует по характеристикам прочности и сопротивлению срезу требованиям, предъявляемым в настоящее время; при этом применяемый в США псевдо- β -сплав Timetal 21S (Ti-3Al-15Mo-2,7Nb-0,25Si) обладает свойствами на уровне $\tau_{cp} \geq 800$ МПа, $\sigma_b \geq 1300$ МПа.

Особенностью сплава ВТ16 является то, что его химический состав позволяет из отожжённого прутка, имеющего предел прочности около 850 МПа, осуществлять в холодном состоянии, без промежуточных отжигов, высадку головки болта, редуцирование стержня и хвостовика, а также накатку резьбы. Такая технология производства деталей в 2–3 раза экономичнее традиционной горячей высадки головки болтов.

Применение для изготовления крепежных изделий псевдо- β -сплава ВТ47 с высокой технологической пластичностью, необходимой для применения высадки, позволит достичь требуемого уровня прочностных характеристик, что в свою очередь повысит весовую эффективность конструкции современных летательных аппаратов.

В рамках настоящей работы изготовлены опытные партии прутков и выпущена нормативная документация ТУ 430-2021 «Прутковые заготовки из псевдо- β -титанового сплава марки ВТ47 с механически обработанной поверхностью».

Изготовление слитка

Сплав ВТ47 относится к классу псевдо- β -сплавов титана, характеризующихся большим количеством β -фазы. Уникальность данного сплава заключается в возможности изготовления и применения листовых деталей и конструкций в узлах газотурбинных силовых и энергетических установок, изделий авиакосмической техники, работающих длительно при температурах до 350 °С.

Сплав ВТ47 не является серийным сплавом, этим можно объяснить отсутствие на него нормативной документации отраслевого уровня. Требования к химическому составу сплава, предоставленные специалистами ФГУП «ВИАМ», приведены в таблице 1.

Таблица 1

Требования к химическому составу сплава ВТ47

Элемент	Допустимый уровень содержания, % масс.
Al	2,20-3,00
V	9,10-10,60
Cr	3,50-4,40
Sn	0,70-1,30
Mo	1,60-2,40
Zr	0,80-1,50
Fe	0,90-1,55
Y	0,04-0,08
O	Не более 0,150
C	Не более 0,100
N	Не более 0,050
H	Не более 0,015
Сумма прочих примесей	Не более 0,10

Следует отметить, что АО ЧМЗ имеет положительный опыт изготовления слитков из другого псевдо- β -сплава титана, а именно ВТ35. Учитывая схожий элементный состав двух сплавов, а также сопоставимый

уровень легирования, целесообразно выплавку слитка сплава ВТ47 проводить по уже отработанной на сплаве ВТ35 схеме и параметрам.

В основу изготовления слитка сплава ВТ47 заложен многократный вакуумно-дуговой переплав шихтовых материалов, предварительно скомпонованных в расходимые электроды. При этом, учитывая расчетную массу слитка, а также массогабаритные параметры плавильного и сварочного оборудования, определена следующая схема изготовления слитка: пять слитков 1ВДП → два слитка 2ВДП → один слиток 3ВДП.

Исходя из элементного состава сплава, определен следующий перечень исходных материалов для выплавки слитка:

- титановая губка марки ТГ-90м по ГОСТ 17746-96;
- лигатура ВнАл-65 Д по ТУ 24.45.30-022-25087982-2017;
- лигатура АМТ-1Д по ТУ 24.45.30-111-25087982-2019;
- лигатура Ал-Ит-5 по ТУ 1712-029-25087982-99;
- стружка после пробоотбора от прутков йодидного циркония по ТИ 140.01300.01151;
- электролитический хром металлический дегазированный по ТУ 24.45.30.220-16-05762312-2017;
- порошок оловянный марки ПО1 по ГОСТ 9723-73;
- стружка, полученная резкой слитков ванадия марки ВнМ-1 по ТУ 48-4-272-73;
- порошок железный ПЖРЗ по ГОСТ 9849-86;
- двуокись титана пигментная Р-05 по ГОСТ 9808-84.

На первом этапе для расчета шихтовки слитка необходимо определиться с расчетными значениями легирующих элементов. Исходя из имеющегося в АО ЧМЗ опыта производства титановой продукции, для таких тугоплавких элементов, как молибден и цирконий, выбраны значения, соответствующие середине соответствующего допустимого диапазона содержания. В случае с ванадием расчетный уровень смещен в

сторону верхней границы в связи с возможными его потерями в ходе технологического процесса (выкрашивание стружки с поверхности брикетов) в совокупности со значительным уровнем легирования. Для алюминия, хрома, олова и железа значения для расчета также смещены ближе к верхнему пределу в связи с угаром данных элементов в процессе многократного ВДП по причине высокой упругости паров. Что касается иттрия, то ввиду отсутствия в АО ЧМЗ опыта по его использованию в качестве легирующего элемента для титановых сплавов, соответствующими статистическими данными специалисты АО ЧМЗ не располагали. Однако, исходя из физико-химических свойств лигатуры Ал-Ит-5 и на основании анализа имеющихся данных [3], содержание иттрия в процессе изготовления слитка может измениться в меньшую сторону, было принято решение расчётное значение сместить ближе к верхнему пределу. Кроме обозначенных элементов, с целью достижения заданного уровня механических свойств конечной продукции проведено легирование сплава кислородом.

Слиток изготовлен тройным вакуумно-дуговым переплавом последовательно в изложницы диаметром 300 мм, 360 мм и 450 мм. Шихта была предварительно сбрикетирована и сформирована в расходимые электроды.

Для оценки соответствия слитка конечного переплава требованиям для сплава ВТ47 от его торцов и дополнительно пяти поясков боковой поверхности отобраны пробы для проведения химического анализа. Пробы отбирались после удаления поверхностного слоя на глубину не менее 5 мм.

Результаты химического анализа представлены в таблице 2.

Результаты химического анализа свидетельствуют о соответствии слитка ВДП требованиям для сплава ВТ47 по всем элементам.

Изготовление прутковых заготовок

На следующем этапе осуществлялся подбор режимов изготовления прутковых заготовок из псевдо- β -титанового сплава ВТ47, изготовление опытной партии катаных прутковых заготовок диаметрами 10,5 и 6,5 мм из псевдо- β -титанового сплава ВТ47.

Ковку слитка сплава ВТ47 выполняли на автоматизированном ковочном комплексе после нагревания в печах сопротивления до температур соответствующих β -области с поэтапным снижением, оставаясь при этом в β -области.

Таблица 2

Химический состав слитка сплава ВТ47, % масс.

Элемент	Место отбора проб							Требуемый состав	Расчётное значение
	ВТ	П1	П2	П3	П4	П5	НТ		
Al	2,80	2,79	2,78	2,73	2,76	2,74	2,76	2,20-3,00	2,70
V	10,345	10,340	10,427	10,495	10,530	10,415	10,387	9,10-10,60	10,10
Cr	3,99	3,82	3,96	4,00	4,05	3,98	3,97	3,50-4,40	4,10
Sn	1,14	1,18	1,16	1,15	1,19	1,07	1,15	0,70-1,30	1,10
Mo	1,99	2,11	2,06	2,01	2,05	2,01	2,04	1,60-2,40	2,00
Zr	1,32	1,21	1,24	1,22	1,21	1,20	1,31	0,80-1,50	1,15
Fe	1,36	1,18	1,25	1,25	1,22	1,22	1,30	0,90-1,55	1,30
Y	0,079	0,068	0,073	0,070	0,076	0,078	0,078	0,04-0,08	0,08
O	0,111	-	-	-	-	-	0,105	≤0,150	0,09
C	0,0057	0,0057	0,0056	0,0055	0,0052	0,0053	0,0051	≤0,100	-
N	0,0057	-	-	-	-	-	0,0060	≤0,050	-
H	0,00134	-	-	-	-	-	0,00108	≤0,015	-
Mn	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	-	-
Ni	0,0140	0,0120	0,0125	0,0123	0,0121	0,0125	0,0137	-	-
Cu	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	-	-
Si	0,0117	0,0111	0,0118	0,0114	0,0107	0,0133	0,0112	-	-
Сумма прочих примесей	0,036	0,033	0,034	0,034	0,033	0,036	0,035	≤0,10	-

После достижения диаметра поковок диаметром 120 мм заготовки были подвергнуты ковке на ротационно-ковочных машинах до промежуточной заготовки диаметром 35 мм. Деформация также выполнена в β -области.

Прутки диаметром 35 мм нагревали в электрических печах до температуры β -области и прокатывали на стане непрерывной прокатки в требуемый размер, с припуском под механическую обработку.

Металлографические исследования промежуточных поковок

На промежуточных размерах поковок диаметром 320, 245 и 160 мм осуществляли исследование макроструктуры, а также определяли температуру полиморфного превращения (ковка выполнена через промежуточный восьмигранник и здесь и далее под диаметром поковки понимается диаметр вписанной окружности).

В макроструктуре всех исследованных поковок не выявлены расслоения, трещины, пустоты, металлические и неметаллические включения, видимые невооруженным глазом.

Балл зерна на поковках диаметром 320, 245 и 160 мм представлен в таблице 3. Как видно из рисунка 1 и таблицы 5, с уменьшением промежуточного размера наблюдается уменьшение величины зерна.

Таблица 3

Балл макрозерна кованных заготовок сплава BT47
на размере диаметром 320, 245 и 160 мм

Диаметр, мм	Место измерений	Балл макрозерна по 10-балльной шкале для титановых сплавов
320, соответствует низу слитка	Периферия	5-6 балл
	$\frac{1}{2}$ радиуса	6-8 балл, наблюдаются вытянутые зерна, соответственно теплоотводу от поверхности
	центр	6-7 балл
245, соответствует середине слитка	Периферия	5-6 балл
	$\frac{1}{2}$ радиуса	6-8 балл, наблюдаются вытянутые зерна, соответственно теплоотводу от поверхности
	центр	6-7 балл
160, соответствует верху слитка	Периферия	4-5 балл
	$\frac{1}{2}$ радиуса	4-5 балл
	центр	4-5 балл

Определение температуры полиморфного превращения $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ ($T_{пп}$) произведено с использованием данных темплетов. Существенных различий значений $T_{пп}$ для материала трех темплетов не выявлено. Отмечено неравномерное выделение альфа-фазы в микрообъемах при отжиге и соответственно неоднородное растворение при закалке.

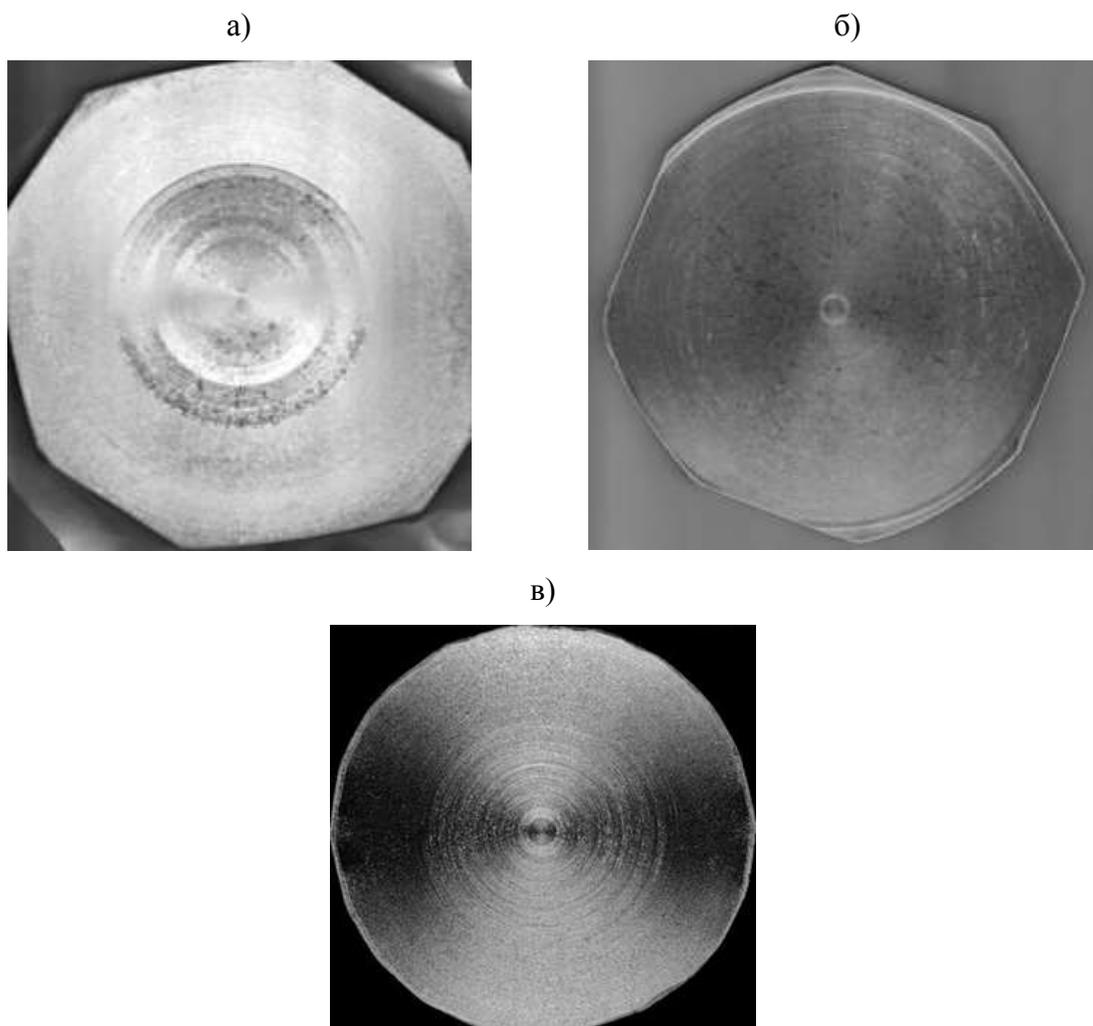


Рис. 1 – Макроструктура прутковых заготовок диаметром 320 мм (а), 245 мм (б), 160 мм (в). Масштабный отрезок 100 мм

Контроль свойств прутковых заготовок

На следующем этапе выполнен контроль механических свойств прутков проводили в двух состояниях:

- в отожжённом – после промышленного отжига;
- в термоупрочнённом – после промышленного отжига и старения.

Результаты контроля прутков диаметрами 6,5 мм и 10,5 мм представлены в таблицах 3–6. По результатам контроля прутковые заготовки диаметрами 6,5 мм и 10,5 мм соответствуют требованиям ТУ 430–2021.

Таблица 3

Результаты испытаний прутков после отжига

Размер	Механические испытания				Макроструктура, величина зерна
	σ_B МПа (кгс/мм ²)	δ , %	ψ , %	H, мм	
Ø10,5 мм (К)	828 (84)	20	53	70% от высоты образца, трещины и надрывов нет. Соответствует	Дефекты макроструктуры не выявлены, 3 балл
	828 (84)	20	55		
Ø10,5 мм (В)	809 (83)	19	57		
	812 (83)	19	57		
Ø6,5 мм (К)	803 (82)	20	56	Соответствует	
	804 (82)	18	58		
Ø6,5 мм (В)	795 (81)	17	56	Соответствует	
	779 (79)	18	59		
Требования ТУ 430-2021	—	Не менее 14	Не менее 25	Отсутствие трещин и надрывов	—*

* Не должна иметь расслоений, трещин, металлических и неметаллических включений, участков с грубой ликвационной неоднородностью и резко выраженных линий интенсивного течения металла видимых невооруженным глазом

Таблица 4

Результаты испытаний прутков в термоупрочненном состоянии

Размер	Механические испытания				Макроструктура, величина зерна
	σ_B МПа (кгс/мм ²)	δ , %	ψ , %	Сопротивление срезу, МПа (кгс/мм ²)	
Ø10,5 мм (К)	1315(134)	12	32	831 (85)	Дефекты макроструктуры не выявлены, 3 балл
	1279(130)	12	33	830 (85)	
Ø10,5 мм (В)	1286(131)	9	32	807 (82)	
	1265(129)	9	33	803 (82)	
Ø6,5 мм (К)	1288 (131)	8	27	819 (84)	
	1289 (131)	10	28	859 (88)	
Ø6,5 мм (К)	1233 (126)	10	34	859 (88)	
	1311 (134)	10	31	832 (85)	
Требования ТУ 430-2021	Не менее 1200 (122)	Не менее 7	Не менее 15	Не менее 750 (76)	—*

* Не должна иметь расслоений, трещин, металлических и неметаллических включений, участков с грубой ликвационной неоднородностью и резко выраженных линий интенсивного течения металла видимых невооруженным глазом

К—способ получения заготовки диаметром 35 мм под последующую прокатку выполнен ковкой, В — выдавливанием

Таблица 5

Результаты контроля качества, массы, геометрических параметров и внешнего вида прутковых заготовок диаметром 10,5 мм

Состояние	Диаметр	Овальность	Длина 1500÷3000, мм min÷max	Качество поверхности	УЗ контроль	Шероховатость поверхности не более Rz 10 мкм на базовой длине 0,8 мм	Кривизна не более 3,0 мм на 1 погонны й метр	Масса нетто, кг	Примечание, состояние
кованные	Диаметр соответст вует п.1.2 ТУ 430- 2021	Овальность соответств ует п.1.9 ТУ 430- 2021	1858÷2992	Соответствует п. 1.7; п. 1.8 ТУ 430-2021	Дефекты не обнаруже ны	Не более Rz 10	Соответс твует	15,6	Отожжённое, мех. обработанное
прессованн ые			1666÷2999	По всей поверхности прутков следы от механической обработки и следы зачистки				7,8	

Таблица 6

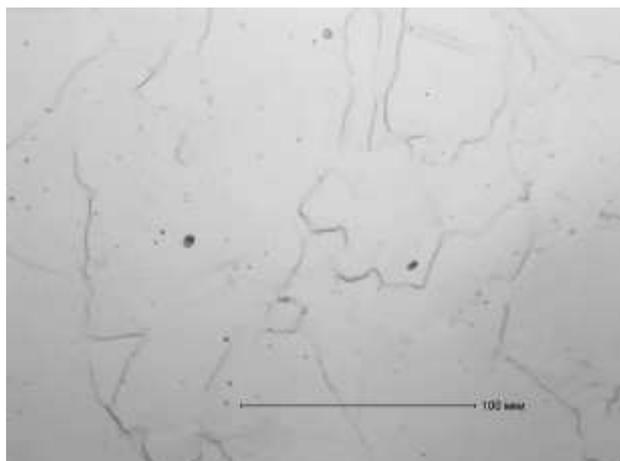
Результаты контроля качества, массы, геометрических параметров и внешнего вида прутковых заготовок диаметром 6,5 мм

Состояние	Диаметр	Овальность	Длина 1500÷3000, мм min÷max	Качество поверхности	УЗ контроль	Шероховатость поверхности не более Rz 10 мкм на базовой длине 0,8 мм	Кривизна не более 3,0 мм на 1 погонный метр	Масса нетто, кг	Примечание, состояние
кованные	Диаметр соответству ет п.1.2 ТУ 430-2021	Овальность соответствует п.1.9 ТУ 430- 2021	2501÷2679	Соответствует п. 1.7; п. 1.8 ТУ 430- 2021	Дефекты не обнаружен ы	Не более Rz 10	Соответств ует	3,3	Отожжённое, мех. обработанное
кованные			2605÷2845					3,4	

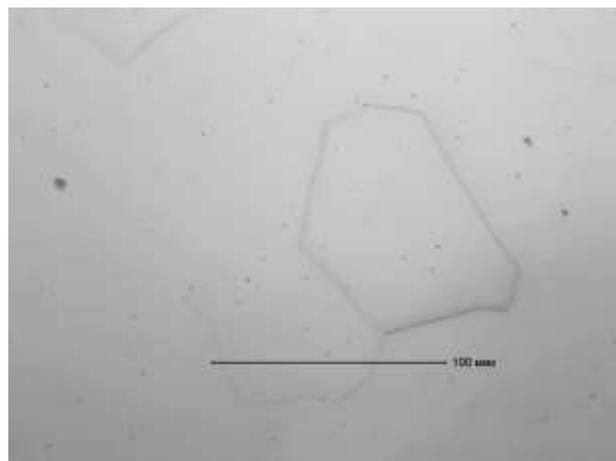
Металлографические исследования прутковых заготовок

Макроструктура материала прутков диаметром 35 мм соответствует 3-4 баллу десятибалльной шкалы для титановых сплавов, микроструктура материала прутков диаметром 10,5 мм и диаметром 6,5 мм соответствует 2-3 баллу. Результаты исследования макроструктуры прутков титанового сплава ВТ47 показывают, что технологические режимы изготовления прутковых заготовок обеспечили формирование практически равномерной макроструктуры. Микроструктура материала прутков титанового сплава ВТ47, полученная в результате применения режима отжиг (закалка) представлена исходными β -зернами с мелкодисперсными выделениями частиц вторичной α -фазы высокой однородности внутри β -зерна, рисунок 2, что обеспечивает достижение величины достаточной деформации при комнатной температуре более, чем на 70% при отсутствии поверхностных дефектов, что говорит о высокой технологической пластичности, достигнутой в результате применения данного режима термической обработки. В центральных участках материала термоупрочненных прутков наблюдаются отдельные участки с малой степенью распада метастабильной β -фазы.

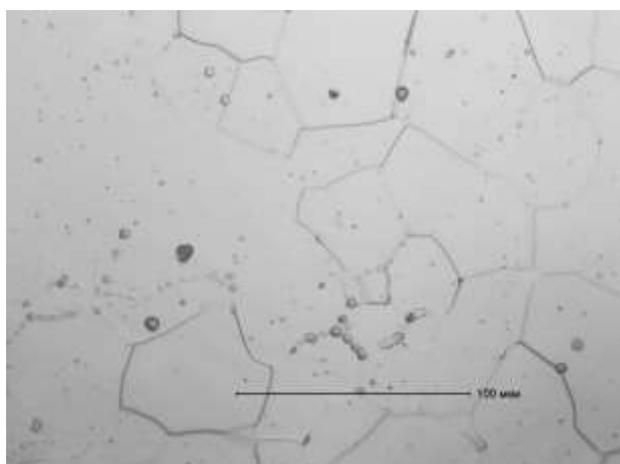
Микроструктура образцов титанового сплава ВТ47, полученная в результате применения режима упрочняющей термической обработки, обеспечивает высокий уровень прочностных свойств за счет наличия многочисленных мелкодисперсных выделений частиц α -фазы высокой однородности внутри исходного β -зерна.



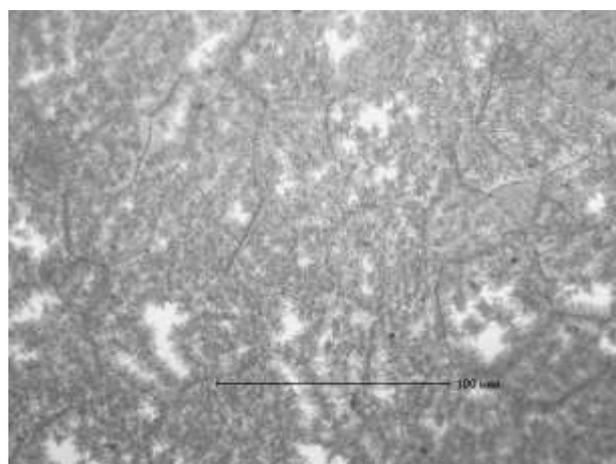
Ø 35 мм, послековки



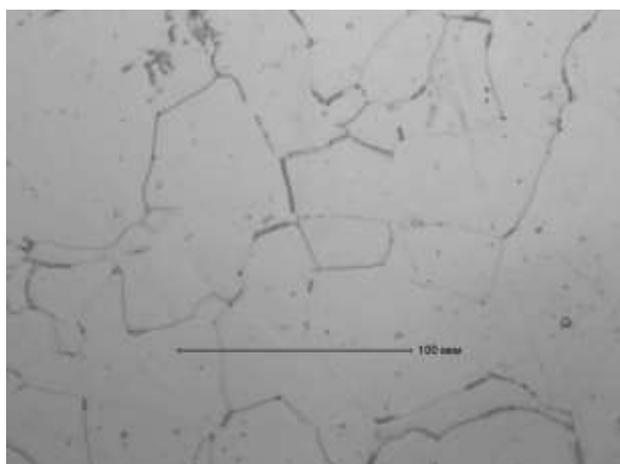
Ø 35 мм, послепрессования



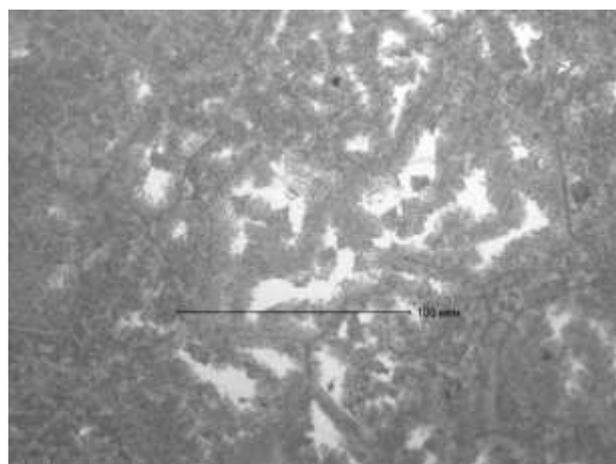
Ø10,5 мм, отожженное состояние



Ø10,5 мм, термоупрочненное состояние



Ø6,5 мм, отожженное состояние



Ø6,5 мм, термоупрочненное состояние

Рис. 2 – Микроструктура материала прутков, светлое поле, после травления

Выводы

В рамках настоящей работы изготовлен опытно-промышленный слиток сплава ВТ47, соответствующий заданному химическому составу. Разработан способ получения прутков диаметрами 6,5 мм и 10,5 мм, позволяющая достичь следующий уровень механических свойств: $\tau_{cp} \geq 750$ МПа, $\sigma_b \geq 1200$ МПа.

Изготовлены опытные партии прутков и выпущена нормативная документация ТУ 430-2021 «Прутковые заготовки из псевдо- β -титанового сплава марки ВТ47 с механически обработанной поверхностью».

Литература

1. Аношкин Н.Ф., Белов А.Ф., Глазунов С.Г., Добаткин В.И. и др. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов, М., Металлургия, 1980. 464 с.
2. Попов А.А. Структура и свойства титановых сплавов. Ч.1. Процессы формирования структуры. Екатеринбург, УГТУ-УПИ, 2008. 138 с.
3. Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Дзунович Д.А., Панин П.В. Исследование химического состава крупногабаритного опытно-промышленного слитка из нового высоколегированного псевдо- β -титанового сплава ВТ47. Труды ВИАМ, 2018. № 1. 7 с.

УДК 669

Эволюция структурно-фазового состояния синтезированного материала жаропрочного сплава ВЖЛ718 при термическом воздействии

Мин П.Г., к.т.н.; Сухов Д.И., к.т.н.; Вадеев В.Е.;
Рогалев А.М.; Раевских А.Н.; Зайцев Д.В.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Рассмотрены особенности изменения структурно-фазового состояния синтезированного материала жаропрочного сплава ВЖЛ718 при различном термическом воздействии. Предложен многоступенчатый режим термической обработки, обеспечивающий достижение высокого уровня механических свойств.

Ключевые слова:

жаропрочный никелевый сплав, аддитивные технологии.

Одним из самых актуальных вопросов современной промышленности является изготовление особо ответственных роторных деталей методами аддитивных технологий. Для этого необходимо разрабатывать технологии синтеза и постобработки синтезированного материала литейных сплавов, одним из самых перспективных из которых является жаропрочный никелевый сплав ВЖЛ718.

В представленной работе рассмотрены особенности изменения структурно-фазового состояния синтезированного материала жаропрочного сплава ВЖЛ718 при различном термическом воздействии: после процесса селективного лазерного сплавления, гомогенизации и старения, а также проведения испытаний на длительную прочность при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 620\text{ МПа}$. В работе показано, что микроструктура сплава ВЖЛ718 после процесса селективного лазерного сплавления состоит из дендритов, по границам которых локализованы фазы Лавеса. Формирование такого вида структурно-фазового состояния обусловлено высокими скоростями кристаллизации.

В работе синтезированный материал подвергали многоступенчатой термической обработке по двум схемам (ПТО). Первая схема представляла собой одноступенчатый гомогенизационный отжиг и двухступенчатое старение, вторая – двухступенчатый гомогенизационный отжиг и двухступенчатое старение. Исследования показали, что структуры синтезированного материала, обработанного по двум указанным схемам, после проведения гомогенизации сходны между собой, однако размер зерен при обработке по схеме 2 больше, чем после обработки по схеме 1. Также в структуре материала после гомогенизации по схеме 1 присутствуют частицы δ -фазы, которые не наблюдаются в структуре материала, обработанного по схеме 2.

После проведения ПТО в структуре материалов, обработанных по схемам 1 и 2, присутствуют частицы упрочняющей γ'' -фазы и карбиды. Структура материала, обработанного по схеме 1, текстурирована, в ней

присутствуют скопления δ -фазы избыточного выделения. Структура материала после ПТО, обработанного по схеме 2, зеренная, в ней присутствуют частицы δ -фазы, выделившейся в процессе старения.

Полученные результаты испытаний уровня свойств синтезированного материала сплава ВЖЛ718 превосходят уровень свойств литого материала: по прочностным характеристикам при комнатной температуре и по длительной прочности при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 620\text{ МПа}$, причем независимо от выбранной схемы обработки. Однако время до разрушения синтезированного материала сплава ВЖЛ718, обработанного по схеме 2 (386 ч), в несколько раз превышает время до разрушения, синтезированного материала сплава ВЖЛ718, обработанного по схеме 1 (93 ч). Кратковременные механические свойства синтезированного материала сплава ВЖЛ718 при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ не уступают свойствам синтезированного материала сплава Inconel 718.

Проведено исследование микроструктуры синтезированного материала сплава ВЖЛ718, обработанного по схемам 1 и 2 после проведения длительных испытаний при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 620\text{ МПа}$. Структура материала, обработанного по схеме 1, представляет собой фрагменты, состоящие из дендритных ячеек. Трещины в структуре локализованы по границам фрагментов. Структура материала сплава ВЖЛ718, обработанного по схеме 2 и прошедшего длительные испытания при температуре $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, является зеренной. Трещины в структуре локализованы в теле зерен.

Проведённое исследование эволюции структуры синтезированного материала сплава ВЖЛ718 позволило выбрать оптимальный многоступенчатый режим термической обработки (схема 2), который обеспечивает высокие механические свойства, в частности длительную прочность синтезированного материала сплава ВЖЛ718. Это позволяет применять данный сплав при получении методом селективного лазерного сплавления особо ответственных термонагруженных деталей, в частности, рабочих лопаток перспективных авиационных двигателей.

УДК 669.2/341

Опытно промышленные испытания получения натриетермического порошка циркония в плавильной печи без подовой зоны

Топорков А.В.; Редькин А.Н.; Зиганшин А.Г.;
Копарулина Е.С.; Штуца М.Г.

АО Чепецкий механический завод (АО ЧМЗ), г. Глазов

Аннотация:

Разработана технологическая схема получения натриетермического порошка циркония ПЦрН на базе существующего кальциевого производства. Показано, что использование фторцирконата калия (ФЦК), предварительно высушенного в ступенчатом режиме при температурах от 100 до 250 °С при выдержке 60 минут и измельченного в мельнице шарового типа, обеспечивает более стабильное получение гранулометрического состава порошка циркония ПЦрН. Был выбран оптимальный температурный режим процесса восстановления и вакуумной сепарации в плавильной печи без подовой зоны.

Методом натриетермического восстановления из фторцирконата калия производства АО ЧМЗ, с последующей обработкой реакционной массы получены образцы мелкодисперсного порошка циркония натриетермического (ПЦрН).

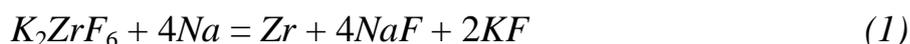
Установлено, что опытный образец порошка циркония ПЦрН АО ЧМЗ соответствует марке ПЦрН-Б ТУ 48-4-376.

Ключевые слова:

метод натриетермического восстановления, фторцирконат калия, металлический натрий, плавильная печь без подовой зоны, реакционная масса (далее РМ), удельная площадь поверхности порошков циркония.

Введение

Натриетермические порошки циркония широко применяются при изготовлении пиротехнических зарядов боеприпасов различного назначения. Производство таких порошков до распада СССР осуществлялось Донецким химико-металлургическим заводом (ДХМЗ) и было прекращено после отделения Украины. Порошки получали натриетермическим восстановлением по реакции (1):



из гексафтороцирконата калия, производимого на ДХМЗ.

В настоящее время в промышленном масштабе порошок циркония ПЦрН нигде не производится. Для удовлетворения нужд промышленности необходимо было разработать технологию получения натриетермического циркониевого порошка, отвечающим требованиям технических условий на порошок марок ПЦрН-А, ПЦрН-Б, ПЦрН-В из сырья АО ЧМЗ. Особая потребность у предприятий ОПК в порошках циркония марки ПЦрН-Б, являющейся универсальной для производства малогазовых составов (МГС). В АО ЧМЗ проведен комплекс научно-исследовательских работ по получению порошка циркония ПЦрН. В качестве исходных материалов использовались кристаллы фторцирконата калия (ФЦК) и хлорид натрия, подготовка которых (сушка в вибрационных сушилках СВТ-0,5) осуществлялась на участке электролиза гидрометаллургического цеха по производству электролитического порошка циркония. В качестве металла-восстановителя применялся металлический натрий, поставленный АО «Металлон» (г. Санкт-Петербург). В качестве основы для разработки планов проведения исследований по получению натриетермического порошка циркония принята информация, содержащаяся в описании к патенту ИХТРЭМС КНЦ РАН [1], а также в сообщениях о результатах работ по получению таких порошков, опубликованных в открытых источниках [2, 3].

Целью данной работы является разработка технологии получения порошка циркония ПЦрН из сырья АО ЧМЗ и создание промышленного участка по малотоннажному производству порошков натриетермического циркония производительностью 1000 кг/год.

Работа выполнена в рамках реализации проектного направления «Создание в АО ЧМЗ малотоннажного производства порошков циркония натриетермического и кальциетермического, объемом 1000 кг в год».

Характеристика исходных материалов и методик анализа

Характеристика исходных материалов представлена в таблице 1.

Таблица 1

Состав исходных материалов для натриетермического способа производства порошка циркония.

Наименование	Технические условия	Наименование показателя	Регламентируемое значение показателя
Фторцирконат калия (ФЦК)	Марка А, ТУ 95 2780-2001	1. Массовая доля циркония, % не менее	31,4
		2. Массовая доля примеси по отношению к массовой доли циркония, % не более: - гафния - кремния - железа - алюминия - титана - олова	0,11 0,12 0,04 0,004 0,004 0,005
		3. Массовая доля влаги, % не более	6,4
Натрий металлический	ГОСТ 3273-75	Массовая доля щелочи в пересчете на натрий, % не менее	99,7
		Массовая доля калия, % не более	0,1
		Массовая доля железа, % не более	0,001
		Массовая доля кальция, % не более	0,15
Натрий хлористый (соль поваренная пищевая сорта «Экстра»)	ГОСТ Р 51574-2018	Массовая доля хлористого натрия, % не менее	99,7
		Массовая доля кальций-иона, % не более	0,02
		Массовая доля магний-иона, % не более	0,01
		Массовая доля сульфат-иона, % не более	0,16
		Массовая доля калий-иона, % не более	0,02
		Массовая доля оксида железа (III), % не более	0,005
		Массовая доля сульфата натрия % не более	0,20
Массовая доля не растворимого в воде остатка, % не более	0,03		

Методики анализа

Анализ содержания химических элементов в порошке циркония натриетермического на соответствие ТУ 48-4-376 проводился по следующим методикам:

- железо - ОИ 001.656-2008 «Цирконий и его сплавы. Спектральная атомно-эмиссионная методика измерения содержания примесей»,
- кальций – спектральным атомно-эмиссионным методом;
- магний – спектральным атомно-эмиссионным методом;
- хлор (водорастворимый) – ОИ 001.434-2003. «Хлор. Методики турбидиметрического определения в цирконии и его сплавах»;
- фтор (водорастворимый) – определение содержания фтора по методике ТУ 48-4-376 (метод определения водорастворимого фтора основан на способности фторид – ионов образовывать в слабокислой среде (рН=3,5) устойчивое комплексное соединение с торием).
- углерод – ОИ 001.472-2006 «Углерод. Методика инфракрасно-абсорбционного определения в тугоплавких металлах»;
- водород – метод высокотемпературной экстракции из расплава в поток инертного газа-носителя (ВТЭИГ);
- цирконий общий и активный – определение содержания активного циркония по методике ТУ 48-4-376 (сжиганием циркония до двуокиси циркония в муфельной печи при температуре 800–850 °С);
- исследование нижнего концентрационного предела воспламенения аэрозвесей на анализаторе определения температуры самовоспламенения K4700, ASTM E659 (США);
- гранулометрический состав – определение на лазерном дифракционном анализаторе «Анализетте 22» производства фирмы FRITSCH (масса пробы 5,0–10,0 г). Обработка результатов с помощью программы MaScontrol;

– определение удельной площади поверхности (показатель не нормируется ТУ 48-4-376) на приборе ПСХ-12. Сравнительный анализ полученных результатов с результатами исследований 2009 г. и 2018 г. АО «ФНПЦ «НИИ прикладной химии» порошков циркония ПЦрН производства ОАО «Донецкий химико-металлургический завод».

Экспериментальная часть

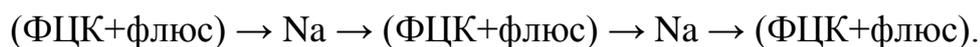
Для проведения процессов натриетермического восстановления циркония была выбрана плавильная печь без подовой зоны, действующего кальциевого производства. Выбор данной плавильной печи для проведения процессов восстановления по получению порошков циркония ПЦрН обусловлен, наличием двух зон охлаждения, при этом сбор щелочного плава при вакуумной сепарации избытка натрия, происходит в чугунную изложницу, которая подвешивается к нижней части тигля из стали 12Х18Н10Т и находится в холодной зоне. Возможность быстро изменять температурный режим и режим охлаждения на плавильной печи без подовой зоны обеспечивает снижение времени протекания процесса. Наличие вакуумной системы позволяет проводить вакуумную сепарацию до остаточного давления внутри реторты 1×10^{-3} мм рт. ст.

Для сушки исходных материалов: фторцирконата калия (ФЦК) и хлорида натрия (пищевой соли) использовали существующие вибрационные сушилки СВТ-0,5. Сушка ФЦК проводилась при температуре 250–300 °С, сушка хлористого натрия – при 400–450 °С. Данные режимы обеспечивают получение сухих солей с массовой долей остаточной влаги менее 0,02 %. При необходимости проводилась повторная сушка с целью более глубокого удаления влаги.

Перед загрузкой в реакционные стаканы из ФЦК на вибросите «Retsch» отсеивалась фракция с размером частиц менее 45 мкм. Хлористый натрий подвергался измельчению в шаровой мельнице до крупности частиц менее 45 мкм (продолжительность размолла составляла в среднем 30 минут).

Для послойной загрузки в реакционные стаканы исходные соли с размером частиц менее 45 мкм взвешивались на весах в количествах, необходимых для формирования смеси ФЦК с хлористым натрием (15 % от массы ФЦК). Затем приготовленные соли перемешивались в шаровой мельнице в течение не менее 30 мин. Далее подвергались сушке в сушильном шкафу при постепенном повышении температуры до 200–250 °С в течение 4–6 часов. После остывания в боксе с напуском аргона, подготовленные смеси упаковывались под вакуумом до момента использования.

На дно каждого реакционного стакана в качестве подложки засыпался слой флюса (хлорида натрия) толщиной 4-6 мм. Затем послойно, примерно в равных долях, загружалась подготовленная смесь и металлический натрий по схеме:



Сверху насыпался слой флюса толщиной 10-12 мм, шихта слегка уплотнялась, придавливанием сверху.

Подготовленные реакционные стаканы загружались в плавильную реторту (см. рисунок 1) для проведения процесса восстановления в плавильной печи без подовой зоны (см. рисунок 2).



Рис. 1 – Плавильная реторта

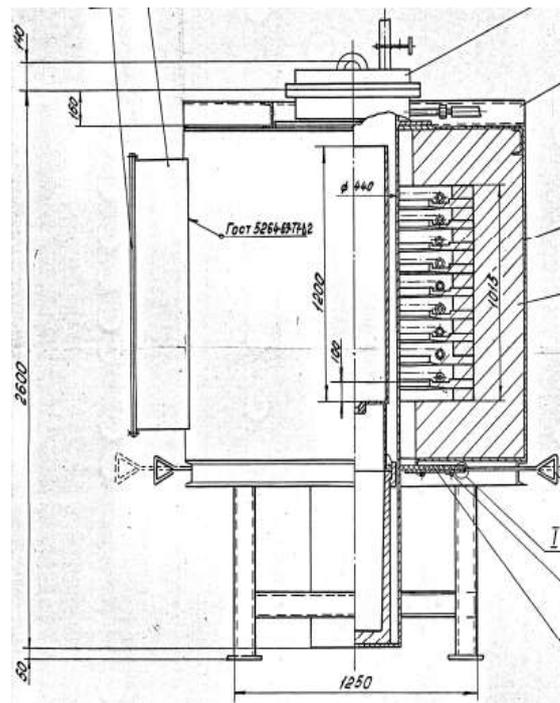


Рис. 2 – Печь без подовой зоны

Для предотвращения выделения в атмосферу продуктов горения натрия при нагреве шихты до температуры начала реакции, процесс проводили с открытым патрубком на крышке реторты, соединяющим объем реторты с атмосферой. Реторту опускали в разогретую до температуры 500–550 °С плавильную печь, далее ступенчато нагревали до рабочей температуры 700–730 °С.

В ходе проведения экспериментов по получению натриетермического порошка циркония был получен оптимальный температурный процесса восстановления в плавильной печи без подовой зоны (см. рисунок 3).

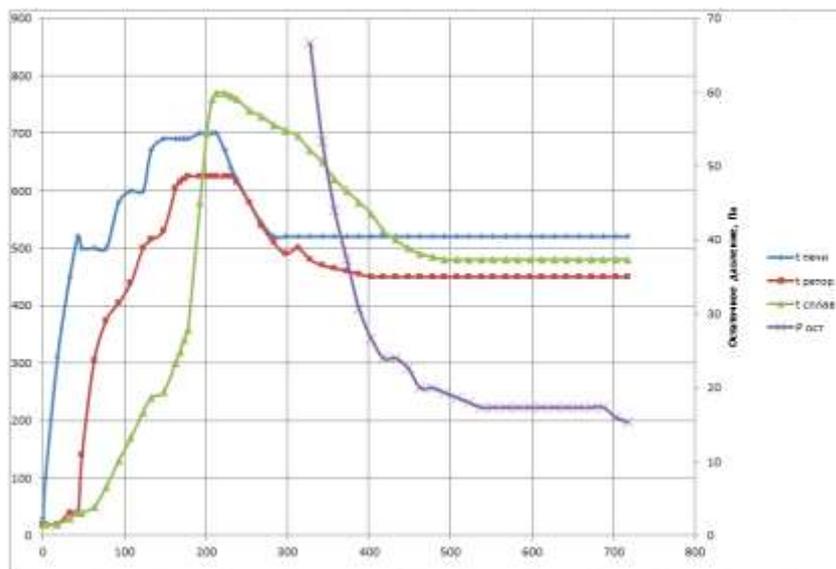


Рис. 3 – Температурный режим процесса натриетермического восстановления циркония в плавильной печи без подовой зоны.

По окончании процесса вакуумной отгонки щелочного плава реторту извлекали из печи для охлаждения на стенде в течение не менее 6 часов. Реакционная масса, представляющая собой плотный спек солей, содержащий порошок циркония, извлекалась из реакционного стакана путём механического воздействия (выколачивания и выдалбливания с помощью молотка и зубила).

Куски реакционной массы (РМ) после выдержки на воздухе подвергались сухому дроблению в щековой дробилке до крупности менее 1,2 мм. Для интенсификации выщелачивания измельченная на щековой дробилке реакционная масса загружалась на мокрое измельчение в барабан стержневой мельницы, предварительно заполненный дистиллированной водой для создания соотношения Т:Ж = 0,8–1,2. Масса загрузки РМ – 5,0 кг, масса стержней 15,0 кг, время измельчения от 120 до 180 минут. После измельчения пульпа, содержащая порошок циркония подвергалась выщелачиванию дистиллированной водой в течение 60 минут при соотношении Т:Ж=1:10 на лабораторной установке. Количество выщелачиваний – 3, температура дистиллированной воды $-(22\pm 3)^\circ\text{C}$. Затем порошок циркония дополнительно промывали в течение 90 минут горячей дистиллированной водой при температуре 70–80 °С (4-е выщелачивание) при соотношении Т:Ж=1:6. Основную часть раствора декантировали,

оставшийся раствор с порошком сливали на нутч-фильтр для фильтрации через двойной бумажный фильтр «синяя лента».

Результаты, полученные в ходе экспериментов по получению порошка циркония натриетермического (ПЦрН) в оптимальном температурном режиме процесса восстановления, представлены в таблице 2.

Таблица 2

Характеристики ПЦрН АО ЧМЗ, полученного в оптимальном температурном режиме

Наименование показателя	ТУ 48-4-376-76			ПЦрН АО ЧМЗ	
	ПЦрН-А	ПЦрН-Б	ПЦрН-В	Плавка 1	Плавка 2
Внешний вид	Однородный по цвету порошок без посторонних механических включений			Однородный порошок темно-серого цвета	Однородный порошок темно-серого цвета
Массовая доля циркония общего, %	93,0-94,0	92,5-93,1	91-92,5	93,2	93,7
Массовая доля циркония активного, %	73,0-76,9	71,1-73,5	65,5-71,1	73,6	76,0
Массовая доля водорода, %	Не более 0,2	Не нормируется	0,1-0,3	0,3	0,2
Массовая доля углерода, %	Не более 0,25	Не нормируется	0,1-0,3	0,10	0,13
Массовая доля железа, %	Не более 0,3			0,2	0,1
Массовая доля хлора, %	Не более 0,003			0,003	0,003
Массовая доля фтора, %	Не более 0,01			0,01	0,01
Массовая доля кальция, %, не более	0,15 (гарантируется технологией)			0,11	0,08
Массовая доля магния, %, не более	0,15 (гарантируется технологией)			0,01	0,01
Массовая доля серы (в пересчете на SO ₄), %, не более	0,7 (гарантируется технологией)			< 0,1	< 0,1
Реакция водной вытяжки	Нейтральная			Нейтральная	Нейтральная
Массовая доля влаги, %	Не менее 14			32,0	30,0
Температура воспламенения, °С	295-325	310-345	340-385	305-310	320-325
Гранулометрический состав: фракция, мкм	Массовая доля фракции, %				
-50+20	10-22	17-21	19-22	21,6	21,3
-20+10	20-47	29-39	31-38	29,0	33,9
<10	44-58	44-50	43-47	49,4	44,8

Проанализировав характеристики ПЦрН АО ЧМЗ полученного в оптимальном температурном режиме из таблицы 2, видно:

Опытный образец порошка циркония ПЦрН плавка 1 соответствует марке ПЦрН-Б ТУ 48-4-376.

Опытный образец порошка циркония ПЦрН плавка 2 соответствует марке ПЦрН-А ТУ 48-4-376.

Дополнительно проведен анализ газообразующих примесей (кислород, азот). При среднем содержании кислорода в ПЦрН 4,7 %, среднее количество основного вещества – циркония составляет 93,0 %, что соответствует маркам порошка циркония ПЦрН-А и ПЦрН-Б. Содержание азота в порошках ПЦрН в среднем составило 2,0 %, масс.

Выход ПЦрН по цирконию составил 73,0 %.

С целью снижения себестоимости порошка циркония ПЦрН дополнительно проведена исследовательская работа по возможности использования в качестве исходного сырья кристаллов ФЦК из маточных растворов перекристаллизации, взамен ФЦК марки А ТУ 95 2780-2001.

Для получения порошка циркония ПЦрН с регламентированным содержанием фракции менее 10 мкм, необходимым условием являлось предварительная ступенчатая сушка ФЦК для экстракции в температурном интервале от 100 до 250 °С, с выдержкой 60 минут и последующим измельчением до крупности менее 45 мкм.

Технологические испытания (плавка 2) с использованием в качестве исходного сырья кристаллов ФЦК из маточных растворов перекристаллизации, показали получение порошка циркония ПЦрН с требуемыми характеристиками в соответствии с ТУ 48-4-376 (см. таблицу 2).

Выводы

1. Впервые на базе существующего кальциевого производства в АО ЧМЗ получен натриетермический порошок циркония в соответствии с требованиями ТУ 48-4-376 с использованием в качестве исходного сырья фторцирконата калия собственного производства.

2. Определен способ подготовки исходного сырья и оптимальный температурный режим процесса восстановления в плавильной печи без подовой зоны.

3. Опытный образец порошка циркония (плавка № 1) на основании технической справки АО «ФНПЦ «НИИ прикладной химии» от 24.05.2021 № 23/34-21 по результатам исследования опытных порошков ПЦрН АО ЧМЗ соответствует марке ПЦрН-Б ТУ 48-4-376-76 с незначительным отклонением по показателям «массовая доля кальция», «массовая доля фракции (-50+20 мкм)».

4. Разработанная технология использована при подготовке исходных данных для проектирования промышленного участка по малотоннажному производству порошка циркония натриетермического в объеме 1000 кг в год. Выбрана производственная площадка, ведется предпроектная подготовка, разработана дорожная карта по созданию в АО ЧМЗ малотоннажного производства порошков циркония натриетермического и кальциетермического в объеме 1000 кг в год.

Литература

1. Пат. РФ № 230488 МПК В22F 9/18 С22В 34/14. Способ получения порошка циркония / Орлов В.М., Федорова Л.А., Калинин В.Т. и др. Ин-т химии и технологии редких элементов и минерального сырья Кол. науч. центра РАН. Заявл. 17.08.06. Оpubл. 20.08.07. Бюл..№ 23.

2. Зеликман А.Н. Меерсон Г.А. Металлургия редких металлов. М.: Металлургия, 1973. 608 с.

3. Орлов В.М., Федорова Л.А. Получение порошка циркония натриетермическим восстановлением из фторцирконата калия // Химическая технология. 2004. № 7. С. 26–29.

УДК 620.197

Неорганическое связующее ВАФ-66 как основа для создания новых покрытий

Демин С.А.; Козлов И.А., к.т.н.;

Никифоров А.А.; Петрова А.П., д.т.н.

admin@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Высокие адгезионные свойства связующих на основе алюмофосфатов, их совместимость с большим числом порошкообразных наполнителей позволяют формировать композиционные покрытия с различными функциональными свойствами, что позволяет применять их в различных отраслях машиностроения.

Ключевые слова:

алюмофосфаты, композиционные покрытия, изоляционные покрытия, антикоррозионные покрытия, теплозащитные покрытия, адгезия.

Введение

Композиционные покрытия наносятся из растворов, состоящих из неорганического связующего, обычно представляющего собой смесь на основе неорганических фосфатов и твердофазного металлического наполнителя.

Одной из отличительных особенностей неорганических фосфатов является их способность к образованию полисоединений, стойких в водных растворах.

Фосфаты поливалентных металлов образуют водные растворы высокой вязкости, содержащие растворимые полимеры, агрегированные благодаря высоким зарядам анионов и катионов. При добавлении в ортофосфорную кислоту ионов металлов с зарядом $+3$ (Cr^{+3} , Al^{+3}) получается чрезвычайно вязкий раствор, образующий при высушивании аморфное вещество [2].

Этот аморфный материал диспергируется в воде с образованием клейкого раствора, в котором взаимодействие между ионами алюминия и ортофосфата приводит к образованию пространственной структуры, стабильность и степень полимеризации которых зависят от pH среды.

Молекулы неорганических фосфатов при растворении распадаются на мономерные катионы и высокомолекулярные анионы, которые, гидролизуясь, расщепляются. При достижении высокой концентрации раствора возникают ассоциаты высокомолекулярных анионных частиц, находящихся в равновесии с мономерами (катионными и анионными) и полимерными анионами, содержащих множество гидроксильных групп. На рисунке 1.4А представлено схематическое изображение ассоциированной молекулы неорганического фосфата алюминия в водном растворе. По мере удаления кристаллизационной воды в процессе сушки, формируются многочисленные водородные связи между молекулами неорганических фосфатов (рисунок 1.4 Б) и гидроксильными группами, содержащимися на поверхности гидрофильной подложки (рисунок 1.4 В).

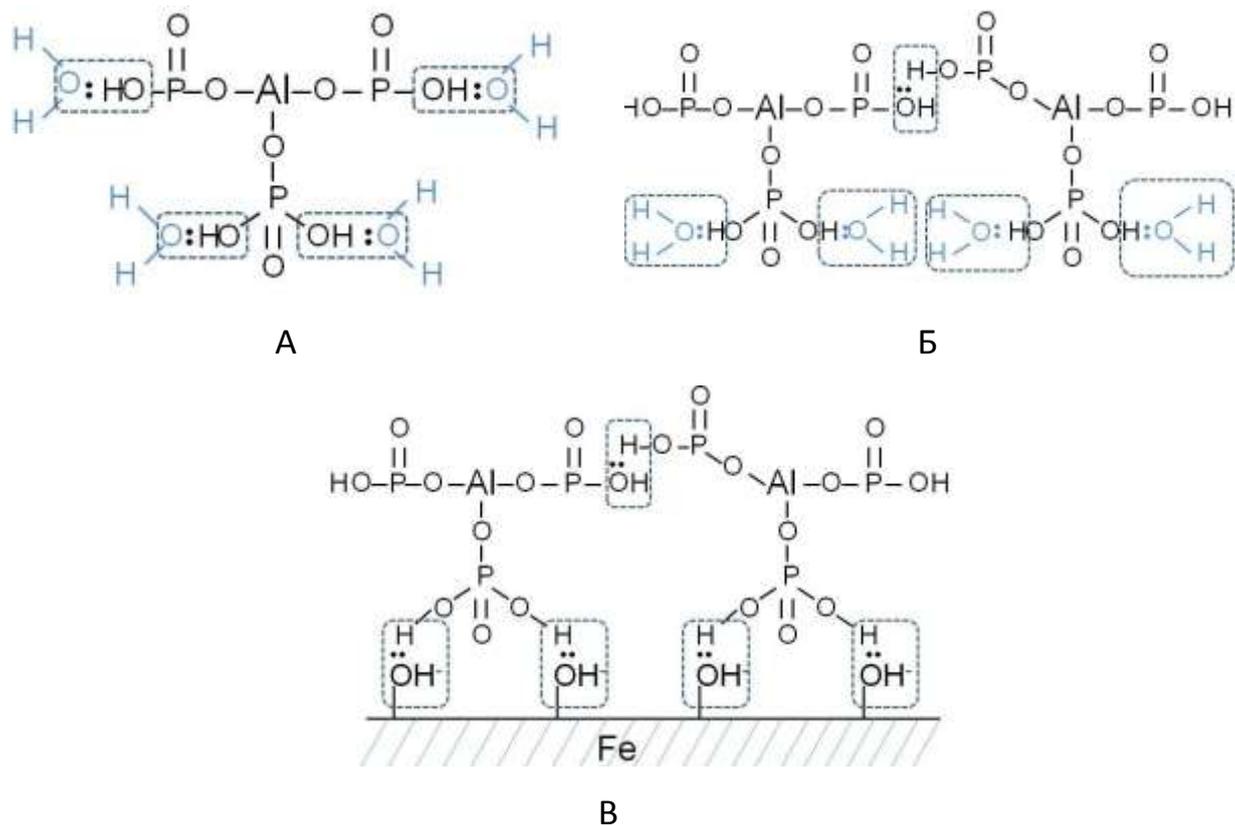


Рис. 1 – Схема формирования водородных связей между молекулами неорганического фосфата алюминия и гидрофильной поверхностью подложки (сталь)

Образование многочисленных водородных связей между молекулами неорганических фосфатов, содержащих ионы металлов с зарядом +3 и выше, объясняет высокую вязкость их водных растворов. Наличие гидроксильных групп на гидрофильной поверхности подложек и свободных гидроксильных групп в высокомолекулярных анионах также способствует образованию многочисленных водородных связей и формированию адгезионного соединения, что и объясняет применение неорганических фосфатов в качестве клеев для различных материалов [3].

Посредством водородных связей неорганические фосфаты взаимодействуют не только между собой, но и с молекулами полярных растворителей. В результате возникают вязкие метастабильные растворы, занимающие промежуточное положение между истинными и коллоидными.

Вследствие изменения pH, концентрации (сушка) или воздействия температуры такие растворы-связки превращаются сначала в коллоидные –

происходит выделение цементирующей фазы в аморфном состоянии, активирующей процесс конденсации.

Для таких систем отвердевание связано с поликонденсацией, которая может привести к стеклованию или сначала к выделению фазы в виде коллоидных частиц, а затем уже к межзерновой (межчастичной) конденсации.

Участие этой фазы в следующей ступени межзерновой конденсации приводит к отвердеванию. Движущей силой процесса межзерновой конденсации является избыточная поверхностная энергия цементирующей фазы, обладающей высокой удельной поверхностью. Метастабильность аморфного состояния способствует межзерновой конденсации. В ряде случаев образование коллоидных частиц не происходит, и система при изменении условий стеклует. Данный механизм отверждения неорганических фосфатов справедлив при наличии большого количества химически связанной кристаллизационной воды в структуре неорганического полимера или в вязких водных растворах [4].

В процессе сушки связующего происходит удаление несвязанной воды, а также удаление кристаллизационной воды, что приводит к росту числа водородных связей между молекулами фосфатов, и сопровождается значительным увеличением вязкости системы. Дальнейшая сушка приводит к стеклованию связующего с образованием аморфной структуры.

После первичного удаления воды в процессе сушки, по мере роста температуры отверждения в структуре связующего появляются нерастворимые кристаллические частицы ортофосфата алюминия. Процесс первичной термической кристаллизации начинается при температурах от 150 °С после удаления основной массы плохо связанной кристаллизационной воды. По мере роста температуры отверждения и увеличения доли кристаллических форм берлинита и кристабафита формируется аморфная структура.

На рисунке 2 представлены результаты дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термогравиметрического анализа (ТГА) образца неорганического алюмофосфатного связующего без наполнителей.

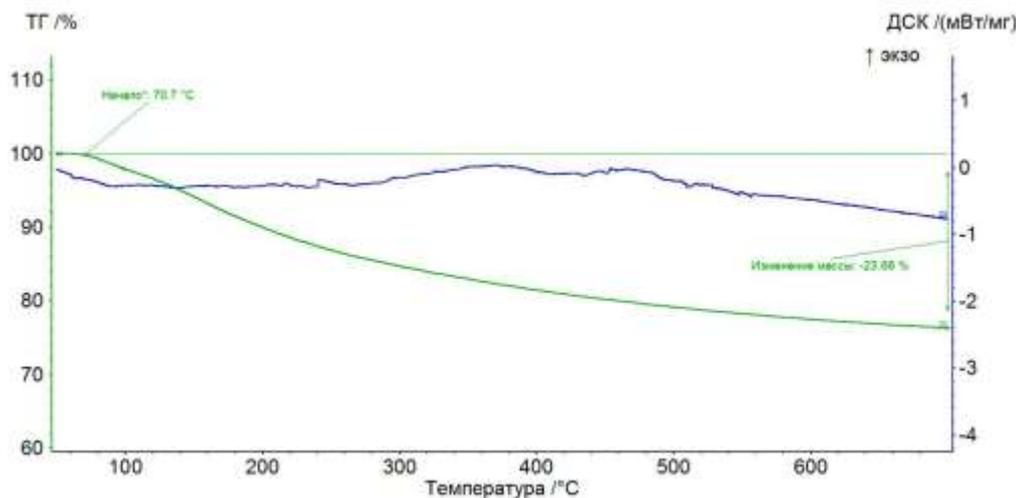


Рис. 2 – Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии и термогравиметрического анализа образца неорганического алюмофосфатного связующего

При постепенном увеличении температуры выше 70 °С наблюдается плавное отщепление кристаллизационной воды из полимерной матрицы связующего. Процесс значительно интенсифицируется при достижении температуры кипения воды. При дальнейшем увеличении температуры до 700 °С изменение массы полимерной матрицы составляет не более 25 % от первоначальной массы образца. Анализ кривой дифференциальной сканирующей калориметрии показывает, что поликонденсация и процесс стеклования полимерных неорганических фосфатов не приводят к существенному изменению энтальпии системы – тепловых эффектов в процессе поликонденсации связующего не наблюдается [5].

Таким образом, отверждение связующего заканчивается стеклованием с образованием аморфной полимерной матрицы, химически связанной с материалом подложки и металлическим наполнителем. Поведение фосфатных связующих при повышенных температурах являются одной из главных практических характеристик этих материалов, поскольку большинство из них предназначается для службы в специальных термических условиях в составе

жаростойких и огнеупорных объектов. Кроме того, благодаря превращениям при повышенных температурах происходит отвердевание самих связующих, а также их взаимодействие в составе вяжущих систем с наполнителями, с обеспечением монолитизации соответствующих композиционных составов, что сопровождается появлением повышенной водостойкости композиционных покрытий и увеличению адгезионных свойств покрытий [6].

Неорганические фосфаты поливалентных металлов с зарядом +3 и выше способны образовывать полисоединения, устойчивые в водных растворах, обладающие высокой вязкостью и адгезионной способностью ко многим материалам, за счет способности образовывать многочисленные водородные связи. Процесс отверждения фосфатных связующих связан с удалением кристаллизационной воды из структуры неорганического полисоединения, образованию метастабильного аморфного состояния и межзерновой конденсации аморфных частиц, выделяемых вследствие изменения рН, концентрации (сушка) или воздействия температуры на связующее [7].

Уникальные адгезионные свойства неорганических фосфатных связующих к любым гидрофильным поверхностям открывает многочисленные перспективы их применения не только в качестве клеев, но и созданию покрытий с заданными свойствами в зависимости от характеристик применяемых наполнителей [8–12].

Жаростойкие покрытия на никелевые сплавы

Суспензия алюминиевого наполнителя в фосфатных связующих может применяться также и для повышения жаростойкости различных материалов, включая неметаллические методом алитирования. По сравнению с порошковым насыщением, напыление суспензии имеет ряд преимуществ: сокращается термический цикл (отсутствие контейнеров с порошковой засыпкой), возможность проведения местного насыщения. Эксплуатация при высоких температурах приводит к уменьшению толщины и концентрации алюминия в диффузном слое, что приводит к снижению защитных свойств алюминидного покрытия.. Через 4000 часов эксплуатации при 850 °С концентрация Al уменьшается от 20% до 8%. Хромовые диффузионные покрытия обеспечивают существенно лучшую защиту лопаток из жаропрочных сплавов, как от сульфидной коррозии, так и от эрозии по сравнению с алюминидными. Особенности диффузионного насыщения хромом: - пониженная, по сравнению с Al скорость диффузии, в связи, с чем хромирование производится при более высоких температурах: 1100–1200 °С, преимущества: высокая поверхностная твердость и повышенная по сравнению с алитированной хрупкость слоя.

В настоящее время нет единой технологии, позволяющей создавать покрытия, покрытия которые бы достаточно эффективно защищали одновременно наружную и внутреннюю поверхности охлаждаемых лопаток от высокотемпературного окисления. Сложная конфигурация внутренней полости лопаток затрудняет, а в некоторых случаях делает невозможным использование традиционных методов нанесения покрытий, применяемых для защиты наружных поверхностей лопаток [13].

Шликерный метод по сравнению с порошковым насыщением имеет ряд преимуществ: сокращается термический цикл (отсутствие контейнеров с порошковой засыпкой), возможность проведения местного насыщения. Наиболее распространены в шликерной технологии порошки

интерметаллидов различного стехиометрического состава, порошки сплава, силицидов, металлического иттрия, РЗМ. Длительные выдержки при высоких температурах приводят к рассасыванию слоя и уменьшению защитных свойств алюминидного покрытия: увеличивается его толщина и уменьшается максимальная концентрация Al. Через 4000 часов эксплуатации при 850 °С концентрация Al уменьшается от 20 % до 8 %. Хромовые диффузионные покрытия обеспечивают существенно лучшую защиту лопаток из жаропрочных сплавов, как от сульфидной коррозии, так и от эрозии по сравнению с алюминидными.

Особенности диффузионного насыщения хромом:
- пониженная, по сравнению с Al скорость диффузии, в связи, с чем хромирование производится при более высоких температурах: 1100–1200 °С, преимущества: высокая поверхностная твердость и повышенная по сравнению с алитированной хрупкость слоя [14].

В настоящее время нет единой технологии, позволяющей создавать покрытия, покрытия которые бы достаточно эффективно защищали одновременно наружную и внутреннюю поверхности охлаждаемых лопаток от высокотемпературного окисления. Сложная конфигурация внутренней полости лопаток затрудняет, а в некоторых случаях делает невозможным использование традиционных методов нанесения покрытий, применяемых для защиты наружных поверхностей лопаток [15].

Антипирены, вспучивающиеся негорючие материалы

Действие неорганических фосфатов в конденсированной фазе заключается в том, что при разложении антипирена образуются остатки фосфорной кислоты, которые действуют как дегидратирующий агент, способствуя образованию карбонизированных структур. При этом также может образовываться аэрозоль, способствующая дезактивации радикалов за счёт эффекта стенки.

Оксид графита разлагается при быстром нагревании при умеренно высоких температурах (~280–300 °С) с образованием мелкодисперсного аморфного углерода, немного похожего на активированный уголь, состоящий из тончайших графитовых чешуек толщиной 2–5 нм, диаметр которых может достигать до нескольких сотых долей миллиметра.

Огнезащитные составы для древесины и металлических материалов, огнезащитные покрытия на полимерные материалы [16].

Каждая её стенка имеет атомарную толщину, а площадь поверхности «активированного» оксида графита достигает до 3100 м²/г.

Материал также отличается высокой удельной электропроводностью.

Диаметр большей части пор в готовых образцах попадает в интервал 0,6–5 нм. В экспериментах суперконденсатор, построенный с использованием нового электродного материала, показал очень хорошие гравиметрические ёмкость и плотность энергии, причём последняя приближалась к показателям свинцово-кислотных аккумуляторов.

После 10 000 циклов зарядки/разрядки «активированный» оксид графита продолжал работать на 97 % исходной ёмкости [17, 18].

Защита от фреттинг-коррозии

Фреттинг-коррозия представляет собой одну из разновидностей самопроизвольного разрушения металла. Этот процесс возникает на границе плотно соприкасающихся пар металл-металл или металл-неметалл. Характерной его особенностью является наличие колебательных перемещений малой амплитуды. Фреттинг-коррозии подвержены не только углеродистые стали, но и коррозионностойкие. Для возникновения данного явления достаточно циклической амплитуды величиной всего 0,025 мкм. Максимальное её значение может составлять 200–300 мкм. Внешне разрушение проявляется в появлении мелких язв, натиров, вырывов, цветных пятен, порошкообразного налета на контактной поверхности [19].

Фреттинг-коррозия представляет собой одну из разновидностей самопроизвольного разрушения металла. Этот процесс возникает на границе плотно соприкасающихся пар металл-металл или металл-неметалл. Характерной его особенностью является наличие колебательных перемещений малой амплитуды. Фреттинг-коррозии подвержены не только углеродистые стали, но и коррозионностойкие. Для возникновения данного явления достаточно циклической амплитуды величиной всего 0,025 мкм. Максимальное ее значение может составлять 200–300 мкм. Внешне разрушение проявляется в появлении мелких язв, натиров, вырывов, цветных пятен, порошкообразного налета на контактной поверхности [20].

Фреттинг-коррозия характерна для сборочных единиц, являющихся номинально неподвижными. Чаще всего разрушение металла наблюдается в следующих типах соединений: болтовые, заклепочные, шлицевые, контактные электрические, замковые, зубчатые хиртовые, фланцевые, детали с прессовой посадкой (подшипники, диски, колеса, муфты на валах, оси и ступицы колес), опорные поверхности пружин и другие.

Твердосмазочные материалы

Попадая на поверхность металла, молибденовая смазка образует слой толщиной около 5 мкм. Один атом серы прочно закрепляется на металле, а второй находится снаружи, между ними находится молибден.

В результате подобного взаимодействия образуется трехслойное нано-покрытие.

Первый слой – атомы серы, надежно сцепившиеся с металлической деталью. Второй слой – молибден. Снаружи вновь слой атомов серы [21].

Если говорить более детально, этот смазочный материал отлично справляется с защитой замков, петель, шарниров. Наибольший эффект получается, если применять дисульфид молибденовую смазку для обработки узлов, работающих с большими нагрузками динамического характера,

шаровые и U-образных шарниров; редукторов; червячных передач; клапанов высокого давления; подшипников [22].

Теплозащитные покрытия

Представляют собой полые, почти идеальной формы силикатные шарики с гладкой поверхностью, диаметром от 10 до нескольких сотен микрон, в среднем около 100 мкм. Стенки сплошные непористые с толщиной от 2 до 10 мкм,

Температура плавления 1400-1500 °С, плотность 580–690 кг/м³.

Внутренняя полость частиц заполнена в основном азотом и диоксидом углерода. Покрытые металлической оболочкой АСПМ используются для блокирования ИК и СВЧ излучения, Для защиты оборудования экранированием из покрытия из АСПМ от внешних помех, теплозащитные покрытия и светоотражающие покрытия [23, 24].

Заключение

1) Неорганические связующие обладают адгезионными свойствами практически к любым гидрофильным материалам и позволяют получать покрытия с высоким набором функциональных свойств в зависимости от применяемого наполнителя;

2) Нанесение покрытий на основе неорганических связующих обладает рядом преимуществ, таких как простота и доступность технологического оборудования, возможность нанесения покрытий на изделия сложной формы, практически неограниченные габариты покрываемых изделий, ремонтпригодность покрытия, широкий спектр защитных свойств;

4) Основными тенденциями разработок в области фосфатных связующих являются отказ от использования в процессе

синтеза соединений Cr^{+6} замена их на соединения Al^{+3} и модифицирование составов ионами бора B^{+3}

Литература

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. Копейкин В.А., Петрова А.П., Рашкован И.Л. Материалы на основе металлофосфатов // Москва, Издательство «Химия» 1976. С. 85–101.
3. Копейкин В.А. Технология и свойства фосфатных материалов // Москва, Стройиздат, 1974 С. 15–17.
4. Аппен А.А. Температуроустойчивые неорганические покрытия // Ленинград, Издательство «Химия» 1967. С. 44–60.
5. Фарафонов Д.П., Лещев Н.Е., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Артеменко Н.И. Абразивно-износостойкие материалы для уплотнений проточной части ГТД // Авиационные материалы и технологии, 2019. № 3. С. 67–74. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-67-74.
6. Бондаренко Ю.А. Тенденции развития высокотемпературных металлических материалов и технологий при создании современных авиационных газотурбинных двигателей. // Авиационные материалы и технологии, 2019. № 2. С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
7. Каблов Е.Н., Никифоров А.А., Дёмин С.А., Чесноков Д.В., Виноградов С.С. Перспективные покрытия для защиты от коррозии углеродистых сталей // Сталь, 2016. № 6. С. 70–81.
8. Виноградов С.С., Демин С.А. Термостойкое защитное неорганическое композиционное покрытие // Перспективные материалы, 2013. № 12. С. 19–24.
9. Виноградов С.С., Никифоров А.А., Дёмин С.А., Чесноков Д.В. Защита от коррозии углеродистых сталей // Авиационные материалы и технологии, 2017. № S. С. 242–263. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-242-263.

10. Виноградов С.С., Демин С.А., Кириллова О.Г. Электрохимическая защита от коррозии с помощью неорганического композиционного покрытия системы алюминий–фосфаты // Авиационные материалы и технологии, 2016. № S2 (44). С. 28–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-28-38.

11. Демин С.А., Петрова А.П. Композиционное покрытие на основе неорганических фосфатов (обзор) // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2020. № 6. С. 25–29.

12. Демин С.А., Петрова А.П. Отверждение неорганического композиционного покрытия системы алюминий-фосфаты // Практика противокоррозионной защиты 2020. Т. 25, №2 С. 26–33, doi: 10.31615/j.corros.prot.2020.96.2-3.

13. Пименова В.П., Ненахов С.А. Терминологические проблемы в области огнезащитных покрытий // Пожарная безопасность. 2012. № 10. С. 11–53.

14. Мубояджан С.А., Кашин Д.С., Дергачева П.Е., Стехов П.А. Жаростойкие покрытия, наносимые шликерным методом (обзор) // «Труды ВИАМ». 2018.

15. Жигунов К.В. Общие закономерности процессов диффузионного насыщения при химико-термической обработке // Машиностроитель. 2004. № 1, С. 26–27.

16. Астафьев В.В., Бродова И.Г., Виноградов Д.А., Голубев М.В., Зайков Ю.П., Ковров В.А., Пингин В.В., Ширинкина И.Г., Штефанюк Ю.М., Яблонских Т.И. «Структура и фазовый состав защитных покрытий на стали, полученных методами жидкофазного алитирования, Журнал «Расплавы». 2015. Выпуск № 1. С. 12–13.

17. Сеницына О.В., Ахметова А., Мешков Г.Б., Гончарова Т., Пылев И., Смирнова М., Белов Ю.К., Яминский И.В. «Влияние микроструктуры графита-прекурсора на процесс образования оксида графита» // Научно-технический журнал «Наноиндустрия». Выпуск 2. 2018.

18. Ткачев С.В. «Восстановленный оксид графена: получение, строение, свойства» // Диссертация на соискание степени кандидата химических наук, С. 24.

19. Шорин В.А., Смогунов В.В., Кочетков Д.В. «Методы защиты поверхностей деталей от фреттинга» // Электронный научно-практический журнал «Современные научные исследования и инновации» № 2 (58). 2016. С. 144.

20. Хаинг Мин «Повышение надежности малоподвижных соединений деталей авиационных двигателей, подверженных в эксплуатации влиянию фреттинг-коррозии» Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «МАТИ - Российский государственный технологический университет имени К. Э. Циолковского». С. 25.

21. Ахметзянов Р.Р., Фасхутдинов Х.С., Гималтдинов И.Х., Шайхетдинова Р.С. «Теоретическая оценка технологических свойств серосодержащих композиционных материалов» Вестник технологического университета. 2015. Т. 18. № 21.

22. Актуальные направления научных исследований XXI века: теория и практика: Сборник научных трудов по материалам международной заочной научно-практической конференции, 2015. № 7, (18-2).

23. Теряева Т.Н., Костенко О.В., Исмагилов З.Р., Шикина Н.В., Рудина Н.А., Антипова В.А. «Физико-химические свойства алюмосиликатных полых микросфер» Вестник Кузбасского государственного технологического университета, 2013. С. 44–45.

24. Чумадова Л.И., Скориков М.Ю., Степанян Т.Г., Морозов М.В., Вестников Д.М. «Теплотехнические характеристики жидкого керамического теплоизоляционного материала на основе алюмосиликатных и натриево-боросиликатных микросфер» Электронный научно-практический журнал «Современные научные исследования и инновации» 2018. № 1.

УДК 621.357.77

Сравнение гальванического и гальванотермического методов получения покрытия сплавами

Никифоров А. А.; Кравченко Д.В., к.т.н.; Хмелёва К.М.

admin@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Разработка способов получения гальванических покрытий с заданными функциональными свойствами в ряде случаев не может быть обеспечена применением однокомпонентных металлопокрытий. Вследствие чего применяется осаждение металлопокрытий сплавами.

В настоящее время разработано большое количество электролитов для осаждения функциональных покрытий двойными или тройными сплавами. Сплавы позволяют придать поверхности деталей различные свойства – повысить коррозионную стойкость, улучшить внешний вид и т. п.

В ряду методов нанесения гальванических покрытий сплавами существует гальванотермический метод, который заключается в нанесении слоёв различных металлов гальваническим методом и последующей термической обработкой. В результате взаимной диффузии слоёв покрытия возможно получение покрытия сплавами с уникальными свойствами.

Ключевые слова:

гальванические покрытия, гальванотермические покрытия, сплавы, диффузия.

Вводная часть

Гальванический метод нанесения металлических покрытий известен довольно давно, однако широкое распространение в различных областях промышленности он получил лишь около ста лет назад. Получаемые этим методом металлические покрытия можно условно разделить на следующие основные группы:

- защитные покрытия кадмием, цинком и сплавами на основе цинка с протекторным характером защиты конструкционных сталей;
- защитно-декоративные покрытия никелем, медью, хромом, оловом, кобальтом и сплавами с катодным характером защиты;
- износостойкие и повышающие поверхностную твёрдость покрытия сплавом никеля, хром, железо;
- антифрикционные покрытия оловом, медью, свинцом, индием и их сплавами;
- покрытия, повышающие электропроводность и отражательную способность поверхности – серебро, медь, золото, никель и их сплавы.

С целью расширения возможности использования металлических покрытий, кроме чистых металлов возможно применение сплавов состоящих из двух или более компонентов. Например, для повышения коррозионной стойкости в атмосферных условиях цинковые покрытия легируют другими элементами, такими как никель, олово, кобальт. Легирование цинковых покрытий кобальтом повышает защитную способность в 2 раза, а легирование никелем или оловом в 5 раз.

Помимо сплавов, наносимых на детали с целью защиты их от коррозии, широкое применение нашли сплавы для различных специальных целей: магнитные сплавы (никель-кобальт, железо-никель), антифрикционные (медь-свинец, свинец-олово, серебро-свинец), твёрдые (никель-бор, хром-молибден и др.).

При электрохимическом осаждении сплавов состав электролита должен обеспечивать осаждение сплава заданного состава, удовлетворяющего техническим требованиям, предъявляемым к покрытию. Для ряда сплавов наблюдается прямая или близкая к прямой зависимость между соотношением концентраций компонентов в сплаве и соотношением концентраций этих компонентов в растворе электролита.

С точки зрения механизма процесса совместное электроосаждение на катоде двух и более металлов гальваническим методом возможно в том случае, если потенциалы их разряда в данных условиях электролиза близки между собой или равны. При электроосаждении таких металлов из простых электролитов без введения комплексообразователей вначале будут восстанавливаться ионы более электроположительного металла, затем при сдвиге потенциала катода в сторону более электроотрицательных значений с учетом деполяризующего воздействия более благородного металла на менее благородный, на катоде начнется разряд более электроотрицательного металла. Полученное, таким образом, покрытие не имеет практического значения, поскольку структурно образуется два металлических слоя, а качество катодных осадков сильно ухудшается из-за диффузионных ограничений на стадии разряда.

Таким образом, если потенциалы выделения двух металлов различны, то для их сближения используют различные методы, сущность которых заключается в выборе оптимальной активности ионов осаждаемых металлов переводом их в комплексное состояние, величины поляризации катода, плотности тока или концентрации комплексообразователя в растворе.

Основными комплексообразователями служат высокотоксичные цианистый калий или натрий. Благодаря высокой адсорбционной активности комплексных цианид-ионов создается затруднение для адсорбции чужеродных ионов на поверхности катодного образца, что позволяет снизить вероятность электроосаждения крупнокристаллических покрытий.

Концентрация лиганда в электролите оказывает существенное влияние на состав электроосажденного сплава и качество покрытия, в частности при электроосаждении сплавов из комплексных цианистых электролитов получают мелкокристаллические металлические покрытия. Избыток лиганда в электролите может изменять ионное равновесие и образование разных комплексных форм тем самым оказывать влияние на состав сплава при осаждении.

Вместе тем введение органических добавок в электролиты для совместного осаждения двух компонентов может оказывать резкое торможение реакции электроосаждения более положительного компонента за счет адсорбции ПАВ в двойном электродном слое. Возникающее при этом повышение перенапряжения разряда этого компонента позволяет достичь равенства электродных потенциалов выделения, то есть основного условия для совместного осаждения на катоде двух или нескольких металлов.

Важными факторами, влияющими на концентрацию легирующего компонента в покрытии являются плотность катодного тока, температура электролита и отчасти скорость перемешивания.

При наличии в электролите комплексных форм металлов в первую очередь в разряде на катоде принимают участие комплексные соединения с низкими координационными числами и наименьшим числом отрицательных зарядов. Изменение условий электролиза может привести к участию в катодных реакциях комплексных соединений с более высокими координационными числами и большим числом электроотрицательных зарядов.

На рисунке 1 представлены зависимости содержания легирующего компонента в покрытии от плотности катодного тока. Из графиков видно, что плотность тока оказывает влияние на состав покрытия сплавами. Так в цианистом электролите для получения покрытия цинк-олово содержание цинка падает с 98 до 50 масс %, аналогичная картина и в электролите для

получения сплава никель-кобальт, содержание кобальта падает с 50 до 20 масс % в диапазоне от 0,2 до 5 А/дм². В разработанных в последнее время щелочных цинканных и кислых электролитах для получения сплавов цинк-никель наблюдается относительно небольшой разброс концентраций никеля в сплаве. В диапазоне плотности тока 0,2 до 5 А/дм² в щелочном электролите падает с 20 до 10 масс %, в кислом электролите концентрация практически не изменяются и составляют порядка 14 масс %.

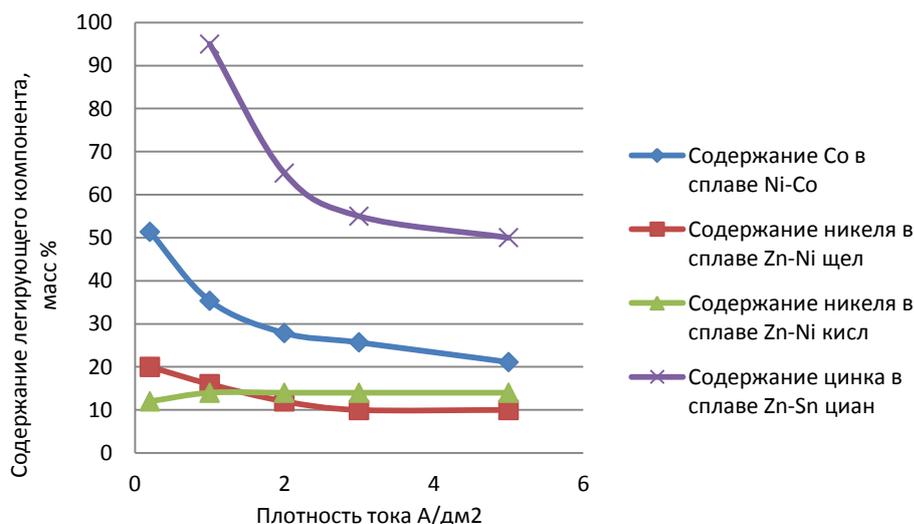


Рис. 1 – Зависимость содержания легирующих компонентов от катодной плотности тока

Увеличение катодной плотности тока сопровождается повышением содержания более электроотрицательного компонента в сплаве. Такая зависимость объясняется более интенсивным приращением скорости осаждения на катоде более электроотрицательного компонента сплава в исследуемом диапазоне приращения потенциала катода.

С другой стороны повышение температуры снижает содержание более электроотрицательного компонента сплава, причем с повышением плотности тока влияние температуры электролита снижается, что может быть объяснено снижением поляризации при разряде более электроположительных ионов металлов осаждающихся на катоде.

Перемешивание электролита также оказывает влияние на состав катодного осадка. При перемешивании преимущественно возрастает содержание более электроположительного компонента сплава, что вероятно вызвано изменением поляризации в процессах электроосаждения, скорость которых лимитирована преимущественно концентрационными затруднениями.

Анодный процесс при электроосаждении сплавов осложняется тем, что растворение анодов и пополнение электролита ионами металлов происходит не равноценно скорости их осаждения на катоде из-за разницы между анодным и катодным выходами по току. Показано, что анодное растворение протекает с предпочтительным растворением более электроотрицательного компонента.

Таким образом, для получения сплава заданного состава необходимо регулировать площадь анодного материала, либо применять нерастворимые аноды учитывая необходимость периодической корректировки химического состава электролита по ионам металлов, осаждаемых на катоде.

Несмотря на преимущества метода нанесения покрытий сплавами электролитическим методом в ряде случаев технология электролитического осаждения сплавов имеет те или иные существенные недостатки, среди которых можно отметить:

- невысокую химическую стабильность компонентов электролита;
- токсичность и коррозионную агрессивность компонентов электролита;
- сравнительно узкий интервал допустимых катодных плотностей тока;
- низкий катодный выход по току;
- малую рассеивающую способность по току и по металлу;
- затруднения вызванные поддержанием химического состава электролита.

Другим способом создания покрытия в виде сплава является гальванотермический метод, который заключается в нанесении слоя или слоёв различных металлов и последующим термодиффузионным отжигом. В результате отжига слои покрытия диффундируют друг в друга образуя при этом переходный диффузионные зоны или диффузионный сплав. Такой способ получения покрытий имеет ряд преимуществ по сравнению с гальваническим методом нанесения сплава. Способ достаточно простой т. к. нет необходимости следить за концентрацией легирующего компонента в составе электролита, использовать комбинированные аноды или применять аноды из сплава, легче контролировать толщину слоёв покрытия на различных участках детали. Возможно использовать более широкий интервал допустимых катодных плотностей тока на нанесения слоёв покрытия. Толщина диффузионного слоя зависит от природы материалов (коэффициентов диффузии друг в друге), температуры, продолжительности термодиффузионного отжига.

Толщину диффузионного слоя можно выразить уравнением:

$$h = 2\sqrt{D * t},$$

где h – толщина диффузионного слоя, см; t – время отжига, ч; D – коэффициент диффузии.

В свою очередь коэффициент диффузии по Френкелю зависит от температуры следующим образом:

$$D = A * e^{-Q/RT},$$

где A – предэкспотенциальный фактор; Q – теплота диффузии; R – газовая постоянная; T – абсолютная температура.

В настоящее время в авиационной промышленности используется гальванотермическое покрытие никель-кадмий, которое защищает от коррозии детали, работающие при температуре 500 °С. Суммарная толщина покрытия составляет 9–15 мкм, при этом толщина кадмия составляет 2–3

мкм. Термодиффузионный отжиг проводится в воздушной печи при температуре 330–360 °С. Еще одним примером гальванотермического покрытия является антифрикционное покрытие свинец-индий. На освинцованную деталь наносится гальванический индий, а затем производится термодиффузионный отжиг в масле по режиму 150 °С в течении часа, а затем температура повышается до 165 °С и отжиг продолжается 2 час. После охлаждения в течении часа детали извлекаются и промываются от остатков масла.

Во ФГУП «ВИАМ» разработаны и запатентованы способы нанесения термоиммерсионного [1, 2] и модифицированного [3, 4] цинкового покрытий. По первому способу на цинковое покрытие наносят иммерсионный слой олова, после чего проводят термическую обработку для диффузионного легирования цинка оловом. По второму способу на стальные детали наносят цинковое покрытие, легированное небольшим количеством олова, после чего проводят фосфатирование в фосфатирующем растворе повышенной концентрации. Как термоиммерсионное, так и модифицированное покрытия в качестве защиты сталей от коррозии не могут заменить кадмиевое покрытие. Проведенные сравнительные испытания [5] показали, что модифицированное покрытие по защитной способности превышает термоиммерсионное покрытие, но оба они по защитной способности значительно уступают кадмиевому покрытию. Кроме того, модифицированное цинковое покрытие снижает усталостную прочность высокопрочной стали 30ХГСН2А в значительно большей степени, чем термоиммерсионное и кадмиевое покрытия.

В течение последних пяти лет во ФГУП «ВИАМ» была разработана новая концепция создания защитного покрытия, альтернативного кадмиевому [6-8]. Суть этой концепции состоит в создании слоистого покрытия, в котором чередуются цинковые и оловянные слои, начиная с цинка от стальной основы. Для уменьшения скачка потенциалов между

цинком и оловом и, следовательно, исключения причины контактной коррозии цинковых слоёв проводят термообработку, при которой происходит взаимная диффузия цинка и олова, и границы между металлами размываются. Покрытие, названное гальванотермическим системы цинк–олово, приобретает двойственную природу: покрытие защищает сталь электрохимически благодаря цинку, в тоже время обладает высокой коррозионной стойкостью благодаря олову.

Разработанное гальванотермическое покрытие состоит из трёх или четырёх слоёв толщиной по несколько микрометров последовательно нанесённых цинка и олова. В условиях влажной атмосферы слои цинка являются анодами по отношению к стали и олову, а оловянные слои – катодами по отношению к цинковым слоям: стандартные электродные потенциалы цинка $-0,76$ В, железа $-0,44$ В, олова $-0,14$ В; потенциалы в морской воде цинка $-0,80$ В, железа $-0,50$ В, углеродистой стали $-0,40$ В, олова $-0,25$ В [10]. Из-за пористости каждого слоя вследствие скачков электродных потенциалов контактирующих металлов возникает контактная коррозия: слои цинка усиленно растворяются. Скорость коррозии всего покрытия будет больше скорости коррозии цинкового покрытия. Следовательно, покрытие, состоящее из слоёв цинка и олова, не может служить альтернативой не только кадмиевому покрытию, но и цинковому. Для исключения контактной коррозии предложено проводить термическую обработку покрытия, при которой происходит взаимная диффузия цинка и олова. Это приведёт к размыванию резкой границы между слоями цинка и олова, а также снизит разницу между электродными потенциалами этих слоёв.

Режимы термообработки существенным образом определяют коррозионные свойства гальванотермического покрытия. Из рисунка 2 видно, что система олово–цинк относится к эвтектическому типу без образования промежуточных фаз. Растворимость олова в цинке составляет

~0,06 %(ат.) при 400 °С, ~0,06-0,10 %(ат.) при 200 °С; растворимость цинка в олове составляет 0,36 %(ат.) при 25 °С, >1,1 %(ат.) при 156 °С, 0,582 %(ат.) при 199 °С. Эвтектика образуется при температуре 198,5 °С и концентрации 85,1 %(ат.) олова [11].

Практически отсутствие взаимной растворимости олова и цинка, а также слабые межатомные связи и повышенная концентрация межузельных атомов в электроосаждённых цинке и олове приводят при взаимной диффузии олова и цинка к образованию сплавов внедрения [12].

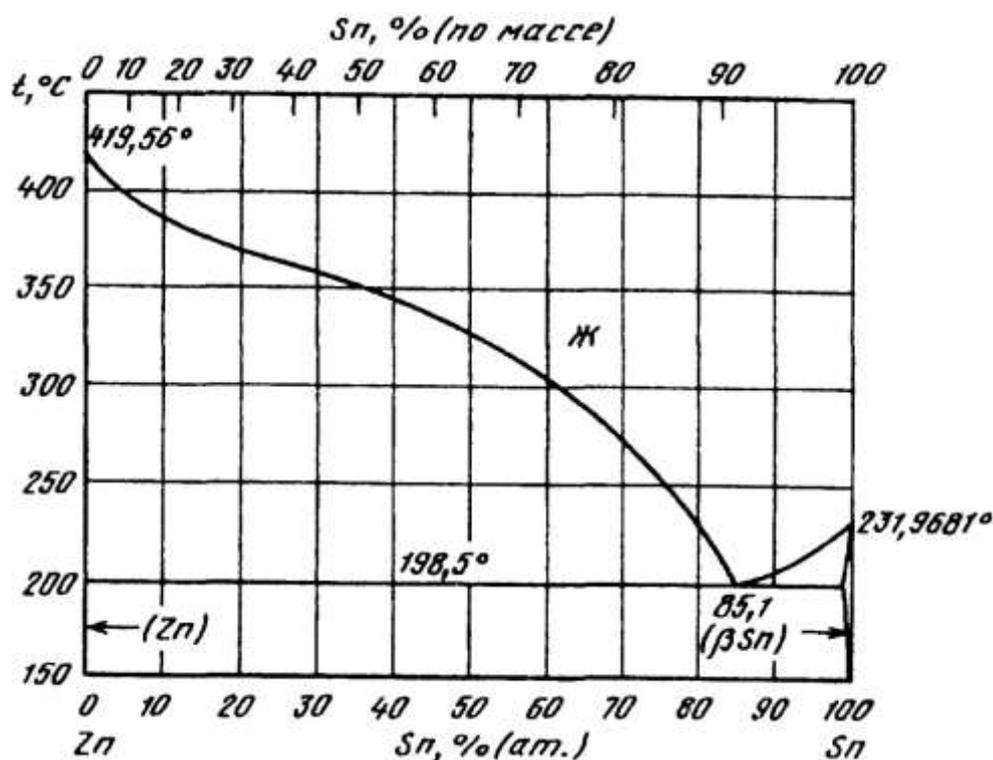


Рис. 2 – Диаграмма состояния олово–цинк [11]

Из анализа диаграммы состояния олово–цинк можно сделать следующие два вывода. Во-первых, при термической обработке слоистого покрытия за счёт диффузии цинка в олово до 0,36 %(ат.) образуется сплав типа твёрдого раствора цинка в олове; дальнейшее увеличение количества цинка в оловянном слое образуется сплав внедрения доэвтектического состава; при достижении концентрации цинка около 15 %(ат.) образуется эвтектика; последующее увеличение концентрации цинка в оловянном слое приводит к образованию сплава внедрения заэвтектического состава; при достижении концентрации цинка до 99,9 %(ат.) образуется сплав типа твёрдого раствора олова в цинке. Во-вторых, термическую обработку слоистого покрытия необходимо вести при температуре ниже температуры плавления эвтектики, то есть ниже 198,5 °С. В противном случае образующаяся эвтектика плавится, перемешивая все слои, что негативно сказывается на защитных свойствах покрытия.

Для подтверждения этого вывода были сформированы четырёхслойные гальванотермические покрытия с различной продолжительностью термообработки при температуре 185 °С. На рисунке 3 представлено распределение компонентов четырёхслойного покрытия после термической обработки при температуре 185 °С в течение 2 и 24 часов. При термической обработке происходит главным образом диффузия цинка в олово, и чем дольше происходит термообработка, тем в большей степени происходит обогащение цинком слоёв олова. С увеличением времени термической обработки граница раздела между слоями покрытия становится более извилистой и размытой за счёт формирования новой фазы, содержащей сплав олова и цинка (рис. 3 а). Новая фаза образуется на границе раздела слоёв олова и цинка не равномерно (рис. 3 б), а локализуется на дефектах гальванических покрытий, в нашем случае главным образом на дефектах поверхности цинкового покрытия, и растёт в нормальном к поверхности раздела слоёв направлении, «прорастая» через слой олова (рис. 3 в).

Микрорентгеновский анализ показал, что при продолжительном температурном воздействии диффузия цинка и олова происходит по-разному. Олово в цинк диффундирует равномерно. Цинк в олово до эвтектической концентрации также диффундирует равномерно, но при дальнейшей диффузии излишнее количество цинка концентрируется в новой фазе заэвтектического состава, которая, как уже выше отмечалось, растёт в нормальном к поверхности раздела слоёв направлении, «прорастая» через слой сплава олова с цинком эвтектического состава.

Образование в оловянных слоях двух фаз – сплавов эвтектического и заэвтектического составов – приводит к появлению в поверхностном оловянном слое областей с разными стационарными потенциалами, что провоцирует коррозионный процесс. При этом фаза заэвтектического состава будет играть роль анода с растворением цинка, а фаза эвтектического состава – роль катода, на котором будет происходить восстановление кислорода. Ускоренные коррозионные испытания в КСТ стальных образцов с четырёхслойным гальванотермическим покрытием, сформированном при температуре 185 °С в течение 24 ч, подтверждают данный тезис (рис. 3 б).

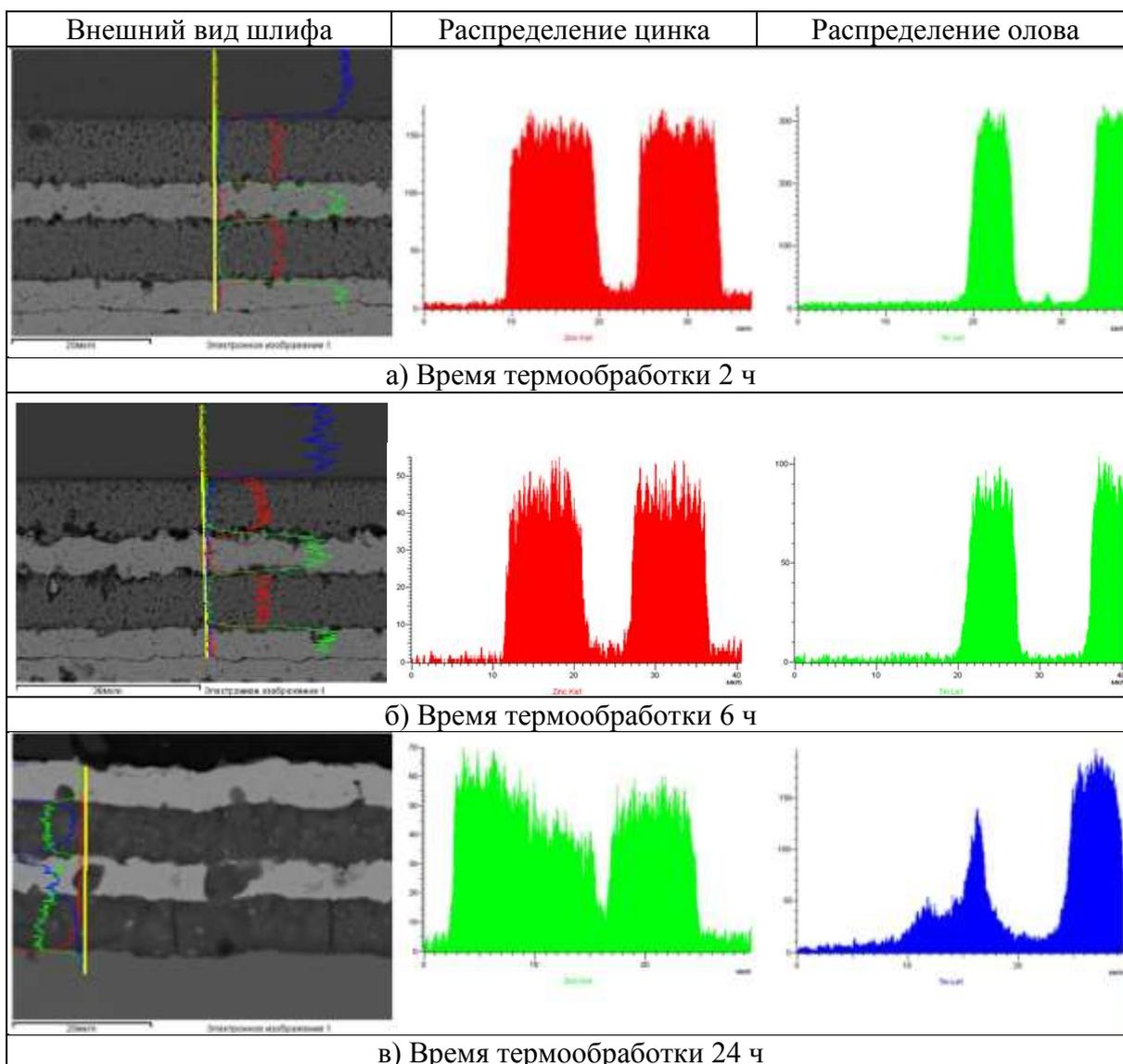


Рис. 3 – Распределение компонентов четырёхслойного покрытия после термической обработки при температуре 185 °С

Из рисунка 4 видно, что четырёхслойное гальванотермическое покрытие, сформированное с учётом ограничений по максимальному значению температуры и продолжительности термообработки, обладает высокой защитной способностью: более 13000 ч в КСТ. Тот факт, что с надрезом до стальной основы покрытие защищает сталь более 6000 ч в КСТ, говорит о том, что покрытие является анодным по отношению к стали. В натуральных испытаниях в течение четырёх лет экспозиции в ГЦКИ и МЦКИ появления продуктов коррозии стали (основы) не выявлено.

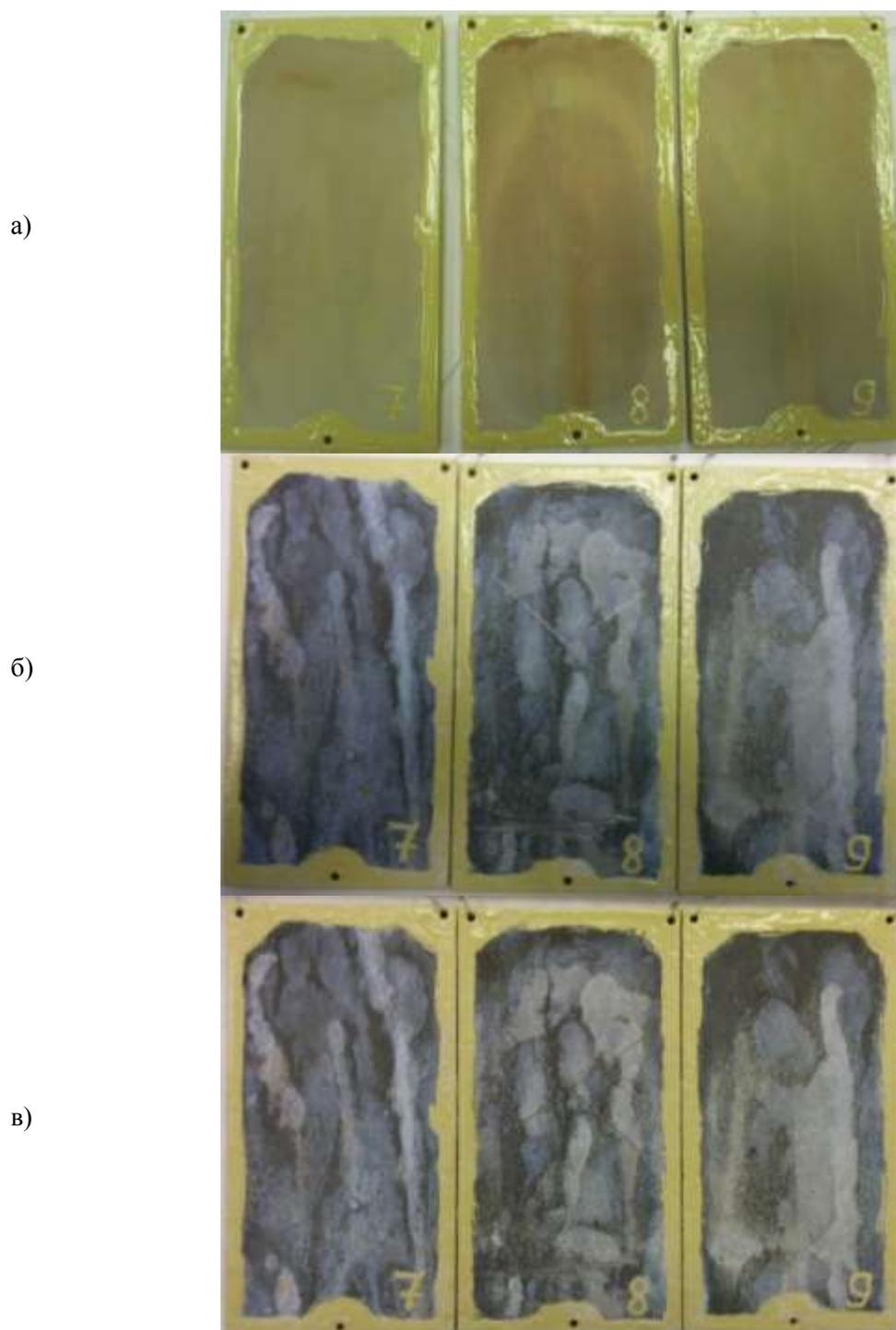


Рис. 4 – Результаты коррозионных испытаний в КСТ образцов на стали 30ХГСА с покрытием Ц4.О4.Ц2.О1.хр, сформированным при температуре 170 °С в течение 8 ч:
а – исходный вид, б – через 7000 ч сделан надрез до стали в образце № 8,
в – после 13000 ч (6000 ч после надреза)

Заключение

Выбор метода нанесения покрытия сплавом будет зависеть от свойств, которые необходимо придать поверхности детали. Проведя сравнительный анализ гальванического и гальванотермического методов получения покрытия сплавами можно констатировать, что гальванический метод требует повышенной культуры производства для своевременного контроля состава электролитов, работы ванны и анодов. Необходимо своевременно корректировать состав ванны по легирующему компоненту и производить контроль химического состава покрытия на различных участках детали.

Гальванотермический способ получения покрытий сплавами более прост, но в тоже время требует увеличения количества используемых ванн для нанесения покрытий. Также увеличивается время нанесения покрытий на детали за счёт проведения термодиффузионного отжига, который может составлять десятки часов.

Литература

1. Способ нанесения комбинированного защитного покрытия на стальные детали: пат. 2427671 Рос. Федерация; опубл. 27.08.2011. (Жирнов А.Д., Каримова С.А., Овсянникова Л.В., Мамонтова Н.Н., Никифоров А.А.)

2. Никифоров А.А., Закирова Л.И., Виноградов С.С. Термоиммерсионное покрытие цинк + олово контактное // Коррозия: материалы, защита. 2016. №8. С. 34–41.

3. Способ получения покрытия для защиты от коррозии стальных деталей: пат. 2177055 Рос. Федерация; опубл. 20.12.2001. (Жирнов А.Д., Пласскеев Е.В., Прибылова Л.И., Мамонтова Н.Н., Логачева З.В., Овсянникова Л.В., Губенкова О.А.).

4. Виноградов С.С., Губенкова О.А., Мамонтова Н.Н., Никифоров А.А., Балахонов С.В. Свойства модифицированного цинкового покрытия //

Коррозия: материалы, защита. 2015. № 3. С.24–30.

5. Виноградов С.С., Никифоров А.А., Балахонов С.В. Замена кадмия. Этап 1. Повышение защитной способности цинковых покрытий: термоиммерсионное и модифицированное покрытия //Авиационные материалы и технологии. 2015. № 4 (37). С. 53–60. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-53-60.

6. Способ получения защитного покрытия; пат. 2606364 Рос. Федерация; опубл. 10.01.2017. (Каблов Е.Н., Виноградов С.С., Никифоров А.А., Закирова Л.И.).

7. Каблов Е.Н., Никифоров А.А., Дёмин С.А., Чесноков Д.В., Виноградов С.С. Перспективные покрытия для защиты от коррозии углеродистых сталей // Сталь. 2016. № 6. С. 70–81.

8. Виноградов С.С., Никифоров А.А., Дёмин С.А. Пути решения проблемы замены кадмиевого покрытия // Гальванотехника и обработка поверхности. 2018. Т. 26. № 2. С.13–25.

9. Виноградов С.С., Никифоров А.А., Дёмин С.А., Чесноков Д.В. Защита от коррозии углеродистых сталей. // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 242–263. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-242-263

10. ГОСТ 9.005-72. Допустимые и недопустимые контакты металлов. Общие требования. 27 с.

11. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3 т. / под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2000. Т. 3. Кн. 2. С. 340–341.

12. Ковенский И.М. Отжиг электроосаждённых металлов и сплавов. Тюмень. ТюмГНГУ. 1995. 92 с.

УДК 539.3

Разработка расчетного кода для моделирования физических процессов при лазерном упрочнении материалов

Улыбышев К.Е.¹, к.ф.-м.н.; Лиханский В.В.^{1,2}, д.ф.-м.н.;

Алиев Т.Н.^{2,1}, к.т.н.; Зборовский В.Г.^{2,1}, к.ф.-м.н.

ulibyshevkonstantin@yandex.ru

likhanskiy2020@mail.ru

aliev_tn@nrcki.ru

vzborovsky@gmail.com

¹НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва

²Физический институт им. П. Н. Лебедева РАН, г. Москва

Аннотация:

Обработка поверхности изделия короткими высокоэнергетическими лазерными импульсами является эффективной современной технологией повышения его надежности и увеличения срока эксплуатации. Широкое применение данной технологии в промышленности требует наличия теоретических моделей и расчетных средств, позволяющих прогнозировать результаты обработки в зависимости от свойств обрабатываемого материала, длительности и энергии лазерного импульса и других факторов. В настоящей работе предлагается физическая модель, описывающая динамику развития давления на образце в результате испарения (абляции) его поверхностного слоя. Разработан конечно-элементный расчетный код для моделирования распространения упругих волн и определения механических напряжений в упрочняемом образце.

Ключевые слова:

лазерное упрочнение, ударные волны, абляция, метод конечных элементов.

Лазерная ударно-волновая обработка материалов заключается в воздействии на обрабатываемую поверхность коротким лазерным импульсом с максимальной плотностью потока энергии более 1 ГВт/см^2 [1]. Вследствие поглощения энергии лазерного излучения поверхностным слоем образца либо слоем защитного покрытия, происходит его переход в газообразное состояние и связанное с ним значительное увеличение объема. Поскольку обрабатываемый образец обычно помещают в среду воды или иной жидкости, расширение испарившегося поверхностного слоя сдерживается инерцией водяного столба, в результате чего возникает избыточное давление внутри испарившегося слоя, и распространяющиеся в противоположных направлениях ударные волны в воде и образце (рисунок 1).

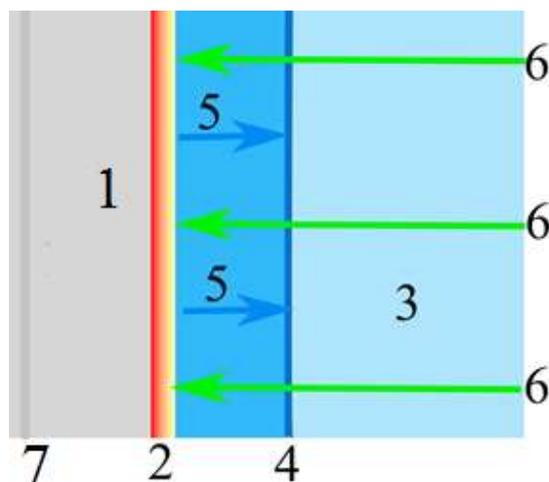


Рис. 1 – Схема лазерного упрочнения материала: 1 – обрабатываемый материал, 2 – нагретый расширяющийся слой обрабатываемого материала, 3 – вода при н. у., 4 – ударная волна в воде, 5 – скорость воды за ударной волной, 6 – лазерное излучение, 7 – ударная волна в обрабатываемом материале

Прохождение ударной волны через образец порождает остаточные сжимающие напряжения и приводит к увеличению плотности дислокаций, что сказывается в увеличении прочности и износостойкости.

Ударное упрочнение материалов лазерным импульсом является результатом протекания множества сложных взаимосвязанных физических процессов. Детальное описание каждого из них представляет значительные трудности. В опубликованных на сегодняшний день работах авторы, как

правило, делают акцент на каком-либо одном аспекте проблемы. В частности, в [2] предложена методика расчета остаточных напряжений и пластических деформаций в упрочняемом образце в предположении, что давление в испаряемом поверхностном слое известно и задается в виде кусочно-линейной функции от времени. В [3, 4] рассматривается процесс формирования нанокристаллов испарившегося вещества поверхностного слоя при лазерной абляции под слоем воды. При этом приводятся полуэмпирические формулы для максимальной величины давления испарившегося слоя. В настоящей работе приводятся результаты по созданию физико-математической модели и разработке расчетного кода для моделирования напряжений в обрабатываемом образце при упрощающих предположениях:

- выделение энергии лазерного излучения происходит в бесконечно тонком слое на границе раздела воды и нагретого слоя материала;
- вся выделяющаяся энергия уходит на нагрев материала, поскольку теплопроводность воды более чем на порядок ниже теплопроводности металла;
- затраченная на плавление материала энергия намного меньше энергии, идущей на его последующий нагрев до температур $\sim 10^4$ К;
- задача предполагается квазиодномерной вследствие малой толщины нагретого слоя по сравнению с диаметром лазерного луча;
- давление на границе упрочняемого материала является функцией только времени и определяется инерцией водяного столба.

При сделанных предположениях основные уравнения, описывающие задачу расширения нагретого слоя, имеют вид:

– уравнение энергии:

$$\rho T \left(\frac{\partial s}{\partial t} + u \frac{\partial s}{\partial x} \right) = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) \quad (1)$$

Здесь s – энтропия единицы массы. Записав приращение энтропии через приращения температуры и давления, получим:

$$ds = \left(\frac{\partial s}{\partial T}\right)_p dT + \left(\frac{\partial s}{\partial p}\right)_T dp = \frac{c_p}{T} dT + \left(\frac{\partial s}{\partial p}\right)_T dp \quad (2)$$

Подставляя (2) в (1) получаем:

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + u \frac{\partial T}{\partial x}\right) = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right) - \rho T \left(\frac{\partial s}{\partial p}\right)_T \frac{dp}{dt} \quad (3)$$

– уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial \rho u}{\partial x} = 0 \quad (4)$$

Для численного моделирования задач в областях с изменяющейся геометрией удобно использовать подход, описанный в [5], связанный с переходом к лагранжевым переменным. При этом уравнения (3)–(4) примут вид:

$$\rho C_p \frac{dT}{dt} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right) - \rho T \left(\frac{\partial s}{\partial p}\right)_T \frac{dp}{dt} \quad (5)$$

$$\frac{d\rho}{dt} + \rho \frac{du}{dx} = \left(\frac{\partial \rho}{\partial T}\right)_p \frac{dT}{dt} + \left(\frac{\partial \rho}{\partial p}\right)_T \frac{dp}{dt} + \rho \frac{du}{dx} = 0 \quad (6)$$

с граничными условиями:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=x_0} = -q(t), u|_{x=+\infty} = 0, u|_{x=x_0} = -U(p) \quad (7)$$

Здесь x_0 – текущая координата границы нагретого слоя материала с водой. Проинтегрировав (6) с учетом (7), получим:

$$U(p) = -\frac{dp}{dt} \int_0^l \frac{1}{\rho} \left(\frac{\partial \rho}{\partial p}\right)_T dx - \int_0^l \frac{1}{\rho} \left(\frac{\partial \rho}{\partial T}\right)_p \frac{dT}{dt} dx \quad (8)$$

Предположим, что состояние испаряемого вещества описывается уравнением Ван-дер-Ваальса:

$$\left(p + \frac{a}{V^2}\right)(V - b) = RT, V = \frac{M}{\rho} \quad (9)$$

Здесь a и b – постоянные для испаряемого материала, V , M – объем и масса одного моля испаряемого вещества. Приращение энтропии единицы массы относительно некоторого начального состояния при этом выражается формулой:

$$s - s_0 = C_v \ln \frac{T}{T_0} + R \ln \frac{V-b}{V_0-b}, C_v = \frac{3}{2} R \quad (10)$$

Величины a и b связаны с критическими температурой и давлением соотношениями:

$$b = \frac{RT_c}{8p_c}, a = 27b^2p_c \quad (11)$$

В [6] приведены оценки критических параметров для алюминия: $T_c \approx 6000$ К, $p_c \approx 400$ МПа. На основании численного моделирования процессов переноса в плотной плазме в [7] получены расчетные величины коэффициента теплопроводности алюминия в широком диапазоне температур. При равенстве электронной и ионной температур коэффициент теплопроводности имеет следующие значения:

Таблица 1

Теплопроводность алюминия в зависимости от температуры

$T, \text{ К}$	$\lambda, \text{ Вт/м/К}$
3000	297
5000	411
7000	538
10000	712
15000	931
20000	1062
50000	1493

Для нахождения зависимости скорости изменения давления в нагретой области от скорости ее расширения воспользуемся приведенными в [8] экспериментальными данными по ударной адиабате для воды. На рисунке 2 показана зависимость скорости ударной волны в воде от скорости воды за ударной волной $D(U)$:

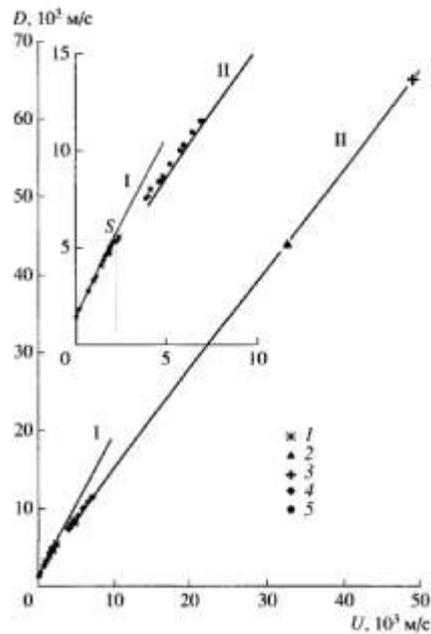


Рис. 2 – Ударная адиабата для воды по данным [8]

Указанная зависимость может быть пересчитана в переменные давление за ударной волной – скорость за ударной волной по приведенной в статье [8] формуле:

$$p = p_0 + \rho_0 D U \quad (12)$$

Зависимость (12) имеет вид, представленный на рисунке 3:

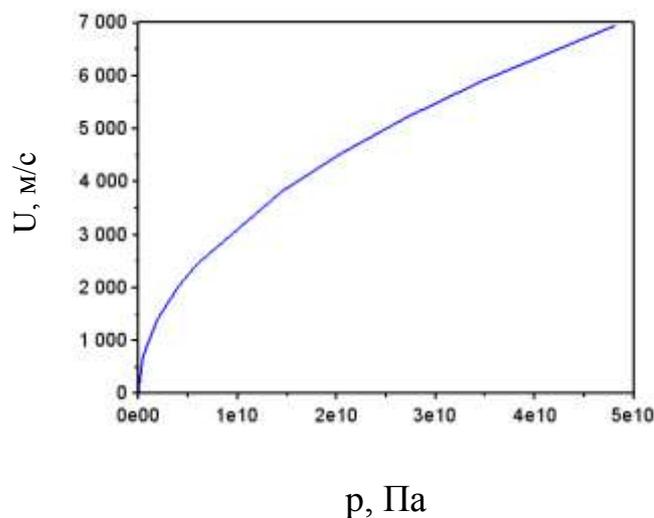


Рис. 3 – Ударная адиабата для воды в переменных давление-скорость

Предположим, что зависимость плотности мощности лазерного импульса от времени и радиуса имеет вид:

$$q = q_0 e^{-\frac{r^2}{R^2}} e^{-\frac{(t-t_0)^2}{\tau^2}} \quad (13)$$

Интеграл от выражения (13) по времени и площади равен суммарному энерговыделению:

$$\int_0^\infty dt \int_0^\infty 2\pi r q(r, t) dr = Q, q_0 = \frac{Q}{\pi^{1.5} R^2 \tau} \quad (14)$$

Пусть $Q=0.4$ Дж, $R=1$ мм, $t_0=15$ нс, $\tau=5$ нс, при этом $q_0=1.44 \cdot 10^{13}$ Вт/м². Зависимость энерговыделения в центре пучка от времени при выбранных параметрах приведена на рисунке 4.

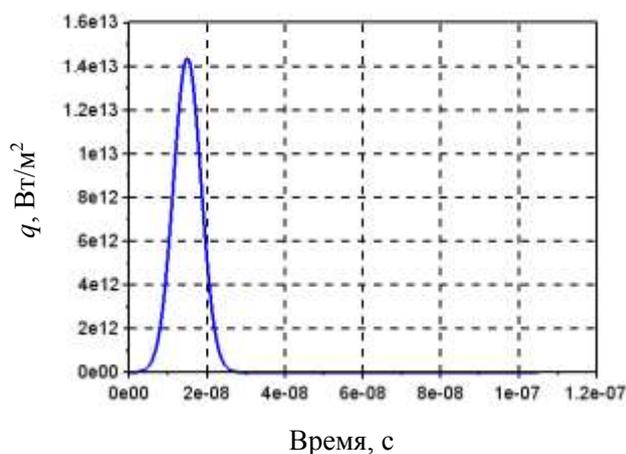


Рис. 4 – Зависимость энерговыделения в центре пучка от времени

Рассчитанное по системе уравнений (7)–(10) давление в нагретом слое и скорость его расширения приведены на рисунках 5 и 6.

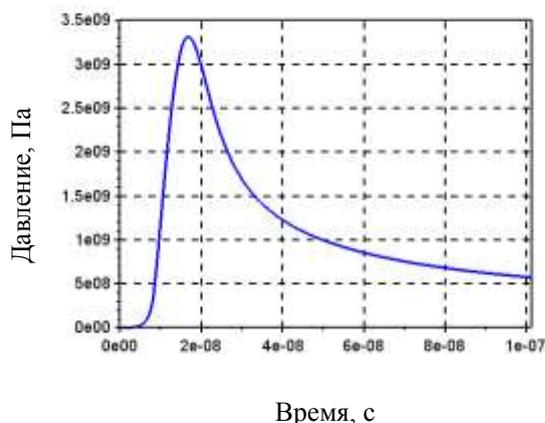


Рис. 5 – Зависимость от времени давления в нагретом слое в центре лазерного пятна

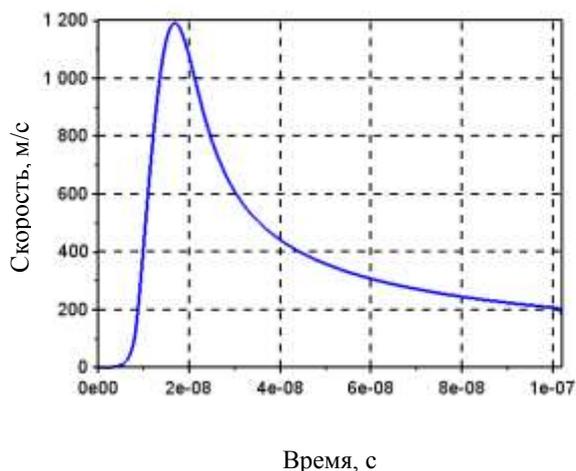


Рис. 6 – Зависимость от времени скорости расширения нагретого слоя в центре лазерного пятна

Распределения температуры по толщине слоя в различные моменты времени приведены на рисунке 7.

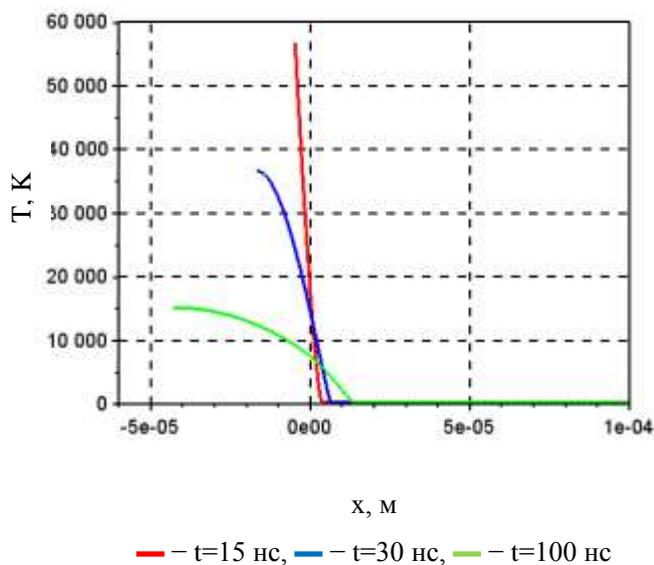


Рис. 7 – Распределение температуры в нагретом слое в центре лазерного пятна в различные моменты времени

Таким образом, задача о нахождении напряжений и деформаций в упрочняемом образце решается в два этапа. На первом этапе находится зависимость от времени давления на поверхность образца с помощью решения уравнений (5)–(11). При этом указанная процедура должна быть выполнена локально для каждой точки поверхности образца, соответствующей поперечному сечению лазерного луча. На втором этапе

полученное пространственно-временное распределение давления на поверхность образца используется в качестве граничного условия для решения механической задачи о нахождении нестационарного распределения напряжений и деформаций в твердом теле. Задачу будем предполагать осесимметричной в переменных (r, z) , где ось z совпадает с осью лазерного луча. В данной постановке описывающие задачу уравнения имеют вид:

$$\begin{aligned}\rho \frac{\partial^2 u_r}{\partial t^2} &= \frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} - \frac{\sigma_{\varphi\varphi}}{r} + \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial z} \\ \rho \frac{\partial^2 u_z}{\partial t^2} &= \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z} + \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial r}\end{aligned}\quad (15)$$

Здесь ρ – плотность материала, u_r, u_z – смещения в радиальном и осевом направлении, $\sigma_{rr}, \sigma_{\varphi\varphi}, \sigma_{zz}, \sigma_{rz}$ – компоненты тензора напряжений в цилиндрической системе координат. В упругом приближении и в предположении изотропии свойств материала закон Гука, связывающий напряжения и деформации, имеет вид:

$$\begin{aligned}\sigma_{rr} &= \left(K + \frac{4}{3}G\right) \frac{\partial u_r}{\partial r} + \left(K - \frac{2}{3}G\right) \left(\frac{u_r}{r} + \frac{\partial u_z}{\partial z}\right) \\ \sigma_{zz} &= \left(K + \frac{4}{3}G\right) \frac{\partial u_z}{\partial z} + \left(K - \frac{2}{3}G\right) \left(\frac{u_r}{r} + \frac{\partial u_r}{\partial r}\right) \\ \sigma_{\varphi\varphi} &= \left(K + \frac{4}{3}G\right) \frac{u_r}{r} + \left(K - \frac{2}{3}G\right) \left(\frac{\partial u_r}{\partial r} + \frac{\partial u_r}{\partial r}\right) \\ \sigma_{rz} &= G \left(\frac{\partial u_r}{\partial z} + \frac{\partial u_z}{\partial r}\right) \\ K &= \frac{E}{3(1-2\mu)}, G = \frac{E}{2(1+\mu)}\end{aligned}\quad (16)$$

Здесь E – модуль Юнга, μ – коэффициент Пуассона. В качестве граничных условий к системе (15) на поверхности, на которую производится воздействие, задается зависящее от времени распределение давления, остальные поверхности предполагаются свободными. При выполнении расчетов для обеспечения отсутствия неограниченного смещения образца необходимо также закрепление какой-либо точки образца в направлении z .

Решение системы уравнений (15) с учетом замыкающих соотношений (16) выполнялось с использованием неявной схемы [9]:

$$\rho \frac{u_i^{(n+1)} - 2u_i^{(n)} + u_i^{(n-1)}}{(\Delta t)^2} = \beta L_i(\mathbf{u}^{(n+1)}) + \beta L_i(\mathbf{u}^{(n-1)}) + (1 - 2\beta)L_i(\mathbf{u}^{(n)})\quad (17)$$

Здесь Δt – шаг по времени, β – параметр ($0 < \beta < 0.5$), L_i – правые части уравнений (15) ($i=(r,z)$). Таким образом, уравнение (17) позволяет найти смещения на $(n+1)$ временном слое при известных смещениях на двух предыдущих слоях. Решение системы уравнений (17) на пространственной сетке производилось методом конечных элементов на базе треугольных осесимметричных элементов второго порядка с дополнительными узлами на сторонах [10]. При разбиении расчетной области на треугольные элементы использовался свободно распространяемый генератор сеток gmsh [11].

Для параметров лазерного импульса, определяемых соотношениями (13)–(14), с использованием приведенных выше результатов по расчету давления проведен расчет распространения упругой волны в образце толщиной 2 мм. Механические свойства материала выбраны соответствующими сплаву АМг6 [12]. На рисунках 8, 9 показаны распределения осевых и радиальных напряжений вдоль оси симметрии в различные моменты времени.

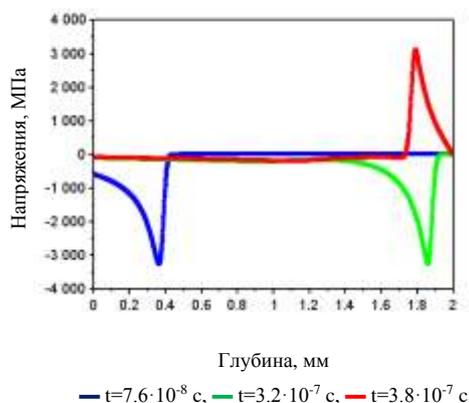


Рис. 8 – Распределения осевых напряжений по толщине образца вдоль оси симметрии в различные моменты времени

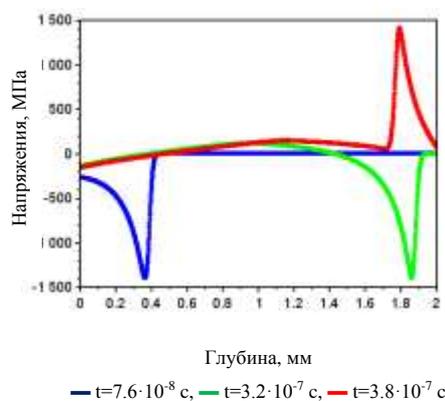


Рис. 9 – Распределения радиальных напряжений по толщине образца вдоль оси симметрии в различные моменты времени

На рисунке 10 показаны двумерные распределения осевых и радиальных напряжений в момент времени $3.2 \cdot 10^{-7}$ с.

а)

б)

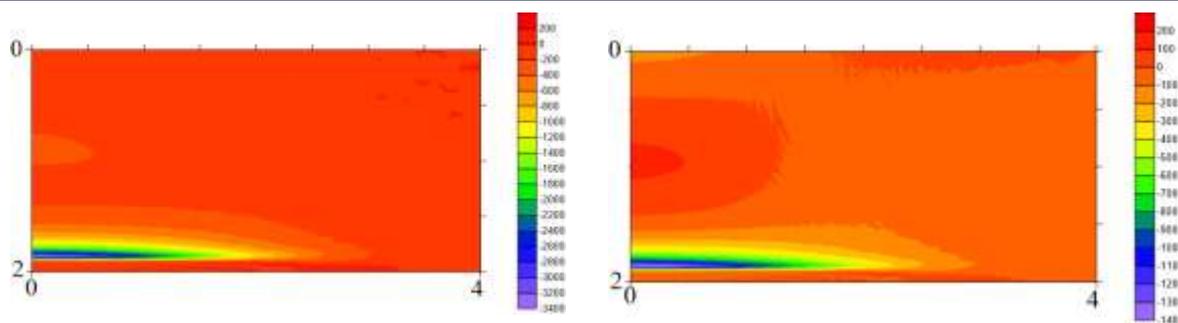


Рис. 10 – Распределения осевых (а) и радиальных (б) напряжений (МПа) в образце в момент времени $t=3.2 \cdot 10^{-7}$ с

Из представленных результатов видно, что напряжения в образце значительно превышают предел текучести. Дальнейшее развитие модели будет включать в себя учет механизмов пластических деформаций материала и исследование влияния прохождения ударной волны на изменение микроструктуры, формирование дислокаций и т. д.

Литература

1. Бакулин И.А., Каковкина Н.Г., Кузнецов С.И., Панин А.С., Тарасова Е.Ю. Структура и остаточные напряжения в сплаве АМгб после лазерного ударного воздействия. *Машиностроение*, 2020, № 4. С. 15–21.
2. Сахвадзе Г.Ж. Особенности конечноэлементного моделирования остаточных напряжений, возникающих в материале при лазерно-ударно-волновой обработке, с использованием метода собственных деформаций. *Проблемы машиностроения и надежности машин*, 2018, № 4. С. 87–96.
3. Yang G.W. Laser ablation in liquids: Application in the synthesis of nanocrystals. *Progress in Materials Science* 52 (2007) 648–698.
4. Xiao J., Liu P., Wang C.X., Yang G.W. External field-assisted laser ablation in liquid: An efficient strategy for nanocrystal synthesis and nanostructure assembly. *Progress in Materials Science* 87 (2017) 140-220.
5. Лебо И.Г., Тишкин В.Ф. Исследование гидродинамической неустойчивости в задачах лазерного термоядерного синтеза методами математического моделирования. М.: Физматлит, 2006, 304 с.

6. Morel V., Bultel A., Chéron B.G. The Critical Temperature of Aluminum. *Int J Thermophys* (2009) 30:1853–1863. DOI 10.1007/s10765-009-0671-6.

7. Князев Д.В. Расчет электропроводности, теплопроводности и оптических свойств плотной плазмы на основе метода квантовой молекулярной динамики и формулы Кубо-Гринвуда. Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Москва, 2015.

8. Нигматулин Р.И., Болотова Р.Х. Широкодиапазонное уравнение состояния воды и пара. Метод построения. *Теплофизика высоких температур*, 2008, т. 46. № 2. С. 206–218.

9. Калиткин Н.Н. Численные методы. М., Наука, 1978, 512 с.

10. Клованич С.Ф. «Метод конечных элементов в нелинейных задачах инженерной механики». Запорожье, изд-во журнала «Світ геотехніки», 2009, 400 с.

11. www.gmsh.info

12. Физические величины: Справочник / Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. и др. Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991, 1232 с.

УДК 620.179.147

Оценка стабильности параметров годографов сигналов при внутритрубном вихретоковом сканировании теплообменных труб парогенераторов на АЭС и выбор оптимальных частот для выявления внешних дефектов

Доброклонская М.С.; Щукис Е.Г., к.т.н.; Данильченко С.А.

1m.dobro42@gmail.com
Shchukiseg@gmail.com
DanilchenkoSA@mpei.ru

Национальный исследовательский университет «МЭИ»

Аннотация:

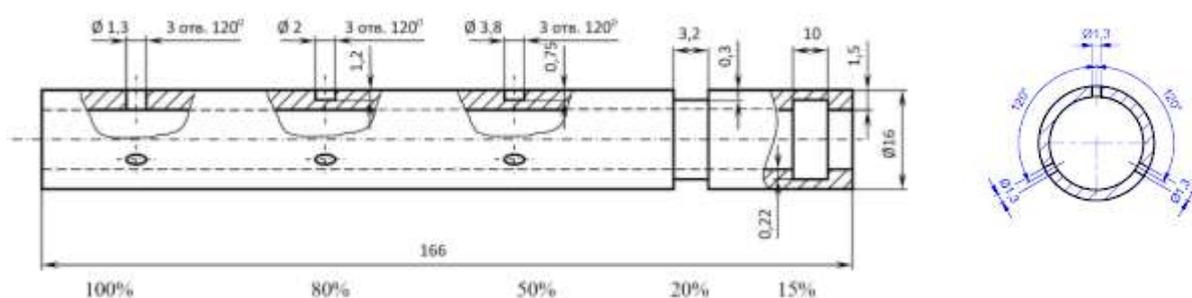
В данном докладе описывается эксперимент, цель которого – провести внутритрубное вихретоковое сканирование калибровочного образца теплообменной трубки парогенератора в диапазоне частот 60–150 кГц, и определить наиболее стабильные частоты относительно изменения параметров сигнала (амплитуда, наклон годографа) от внешних дефектов в теплообменных трубках. По результатам эксперимента выбрать частоты/диапазоны основных частот с наименьшим отклонением параметром друг относительно друга, для корректного выявления дефектов.

Ключевые слова:

неразрушающий контроль, вихретоковый контроль, калибровочная характеристика.

Введение

Частоты, используемые при внутритрубном вихретоковом сканировании теплообменных труб (ТОТ) парогенераторов, варьируются от 60 до 200 кГц. На практике, при ВТК ТОТ ПГ используются значения основной частоты от 60 до 200 кГц, в зависимости от выбранной методики контроля. Цель данной работы – выявить частоты, на которых размах калибровочной характеристики наибольший и сравнить их с основными частотами стандартных методик. Для этого в диапазоне частот от 60 до 150кГц с шагом 10кГц был просканирован стандартный калибровочный образец (Рис.1). В калибровочной трубке выполнена серия плоскодонных отверстий с различными геометрическими параметрами, расположенных в одной плоскости под углом 120° друг к другу. И две проточки - внешняя и внутренняя (Рис.1а). Сканирование проводилось прибором фирмы TesTex TX-2000.



(а) разрез калибровочной трубки, схема



(б) фото калибровочной трубки

Рис. 1 – Стандартный калибровочный образец

Для каждой частоты из выбранного диапазона проводилось от 6 до 9 сканирований, далее были построены графики калибровочных характеристик по фазе и амплитуде для каждой частоты. Чтобы определить наиболее стабильный диапазон частот, было рассчитано среднее значение для каждой глубины по формуле:

$$x_{\text{cp}} = \sum_{i=1}^n \frac{x_i}{i}$$

где x_i – значение амплитуды/фазы на определенной глубине, i – номер измерения, n – количество измерений. Далее была рассчитана погрешность, исходя из значения которой были выбраны наиболее стабильные измерения.

Анализ калибровочных характеристик

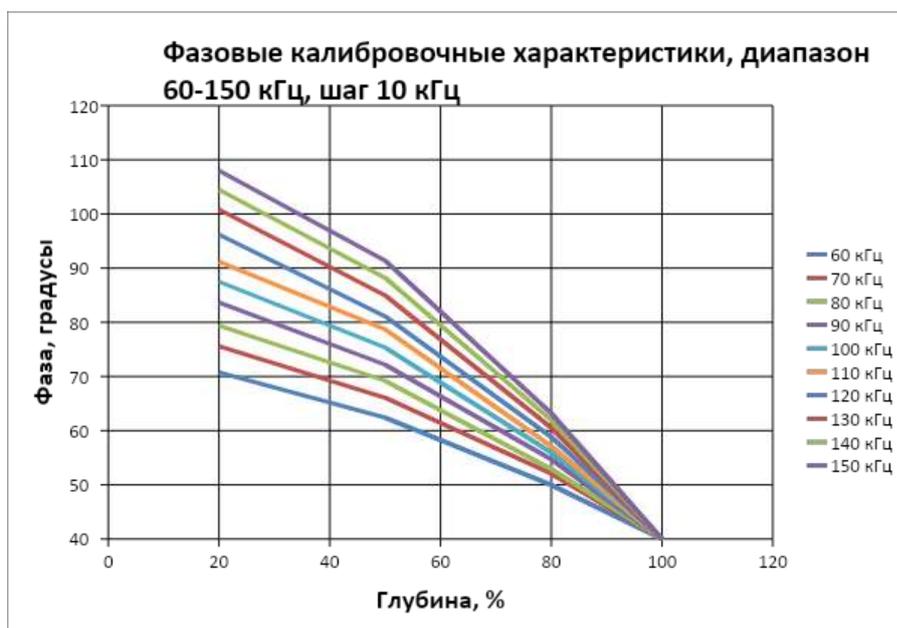


Рис. 2 – Фазовые калибровочные характеристики

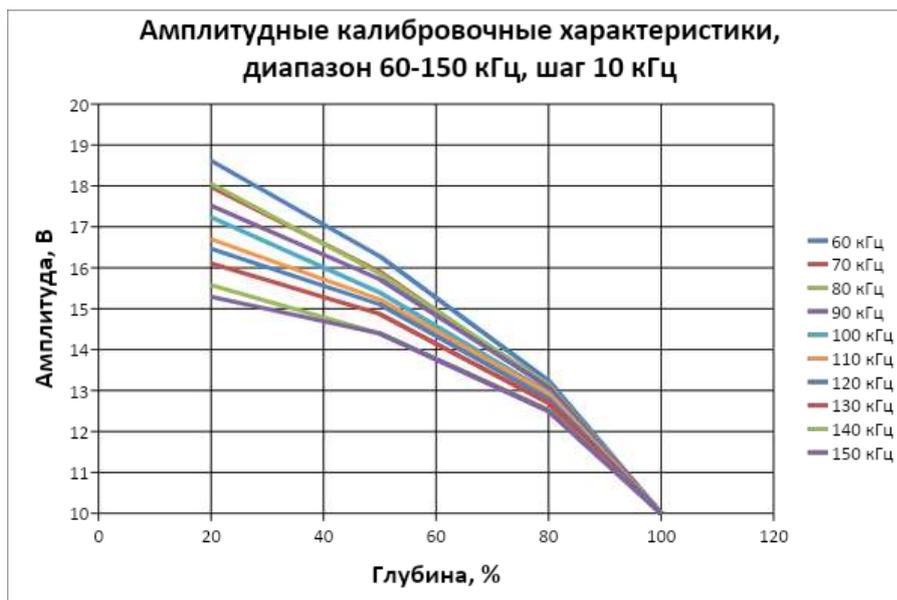


Рис. 3 – Амплитудные калибровочные характеристики

Для сравнения параметров частот создана таблица 1 со средними значениями от проведенных сканирований трубки на разных частотах.

Таблица 1

Частота, кГц	Амплитуда, В	Фаза, градусы	Глубина, %
60	10	40	100
	13,23	49,96	80
	16,28	62,40	50
	18,62	70,75	20
70	10	40	100
	13,07	52,09	80
	16	66,08	50
	17,97	75,62	20
80	10	40	100
	13,14	52,93	80
	15,86	69,20	50
	18,05	79,41	20
90	10	40	100
	13,08	54,72	80

Частота, кГц	Амплитуда, В	Фаза, градусы	Глубина, %
	15,72	72,17	50
	17,52	83,68	20
100	10	40	100
	12,94	55,94	80
	15,40	75,36	50
	17,23	87,50	20
110	10	40	100
	12,91	57,14	80
	15,22	78,70	50
	16,70	91,18	20
120	10	40	100
	12,80	58,84	80
	15,10	81,10	50
	16,47	96,21	20
130	10	40	100
	12,69	60,53	80
	14,87	84,96	50
	16,11	100,80	20
140	10	40	100
	12,52	61,96	80
	14,40	88,19	50
	15,58	104,45	20
150	10	40	100
	12,50	63,19	80
	14,39	91,38	50
	15,30	108,01	20

Расчет скорости роста параметром по фазе/амплитуде

Чтобы оценить размах калибровочных характеристик построены графики зависимости изменения параметра (амплитуды/наклона годографа) от глубины дефекта или скорости роста характеристик, где скорость роста –

это первая производная калибровочной характеристики соседних частот, которая находится по формуле

$$v = A_f - A_{f-10}$$

где v – скорость роста, A_f – значение фазы/амплитуды для частоты f кГц, A_{f-10} – значение фазы/амплитуды для частоты $f-10$ кГц.



Рис.4 – График зависимости изменения амплитуды сигнала от калибровочных дефектов от частоты

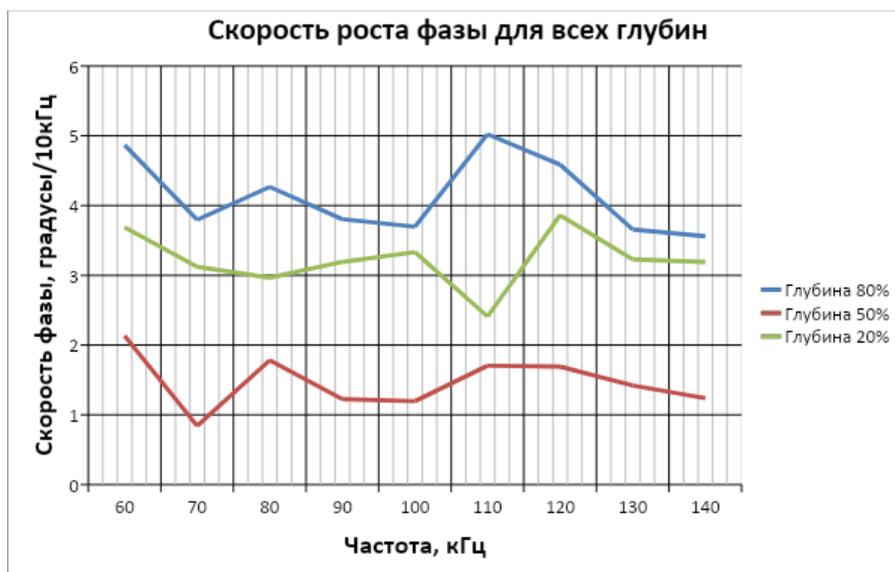


Рис. 5 – График зависимости изменения угла наклона годографа сигнала от калибровочных дефектов от частоты

Выводы

Проанализировав полученные результаты, можно заключить, что рекомендуемый диапазон частот, для выявления дефектов при внутритрубном вихретоковом сканировании лежит в пределах 110–130 кГц.

Литература

1. Унифицированные методики контроля основных материалов (полуфабрикатов), сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов АЭУ. вихретоковый контроль РБ **-***-12, разработано С.М. Петушковым (НПО «ЦНИИТМАШ»).

2. Automated Analysis of Array Probe Eddy Current Data, EPRI Technical Update, December 2005.

УДК 620.179.17

**Применение неразрушающего метода акустической эмиссии
в производстве заготовок и изделий из титановых сплавов**

Ремшев Е.Ю.; Олехвер А.И.; Гусев А.С.; Силаев М.Ю.

БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова

Аннотация:

Экспериментальное обоснование прогнозирования эксплуатационных свойств упругих элементов методом акустической эмиссии (АЭ). Применение неразрушающего метода акустической эмиссии на стадии заготовительного производства и предэксплуатационной подготовки изделий.

Ключевые слова:

титановый сплав, упругие элементы, акустическая эмиссия, микроструктура, отливка, дефект.

Введение

Нарушение режимов термической обработки может приводить к образованию различных дефектов в исходном материале и готовом изделии, что влияет на эксплуатационные свойства. Анализ применения метода акустической эмиссии для выявления в материале наружных и внутренних дефектов при статическом, динамическом и циклическом нагружениях показал, что физическая сущность метода позволяет применять его для оценки качества исходных заготовок и прогнозирования их эксплуатационных свойств. Исследования, проведенные авторами, показывают, что энергия излучения акустического сигнала в процессе нагружения предположительно состоит из двух частей: энергии, выделяющейся в ходе протекания процессов пластической деформации и релаксации, и энергии, выделяющейся в процессе образования и развития дефекта (трещины) в контролируемом объекте.

Методика экспериментального исследования

Контроль исходных заготовок

В рамках проведения опытных работ в процессе остывания слитков титанового сплава BT22 устанавливали датчики АЭ и проводили локацию дефектов (Рис. 1). Экспериментальное исследование проводили с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Центр исследования материалов» БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова. По результатам экспериментального исследования слитки контролировали существующим методом ультразвуковой дефектоскопии, который показал достоверность полученных данных методом акустической эмиссией (Рис. 2).

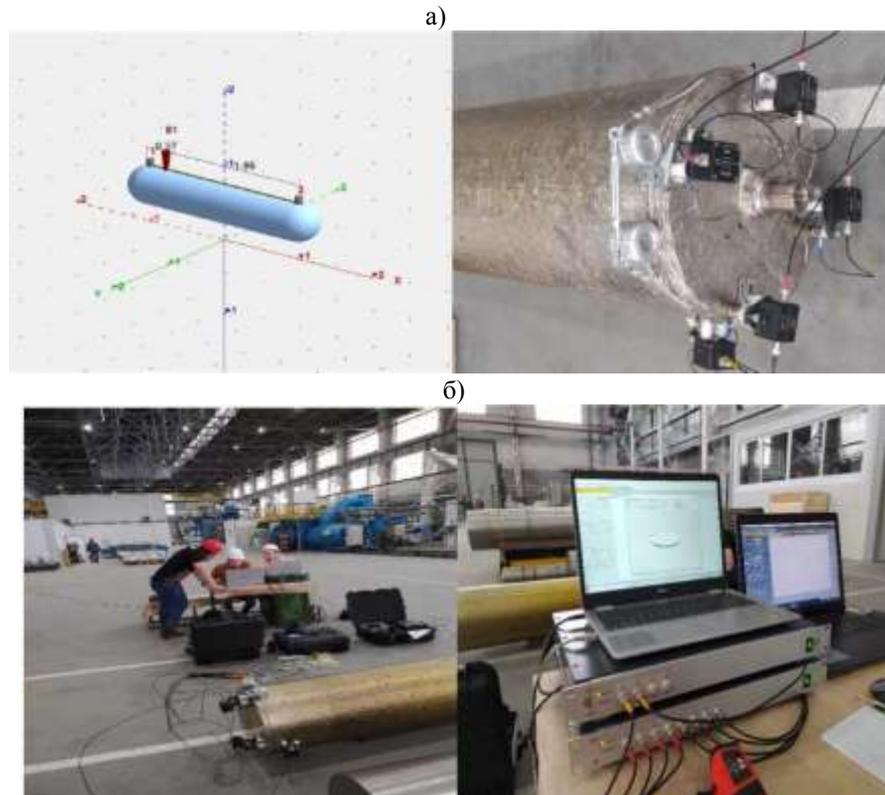


Рис. 1 – Установка датчиков акустической эмиссии на слиток титанового сплава ВТ22 и сбор данных с применением специального программно-аппаратного комплекса: а – интерпретация обнаружения дефекта(локация) в программно-аппаратном комплексе; б – установка датчиков акустической эмиссии на слиток из титанового сплава ВТ22 и сбор акустико-эмиссионных данных

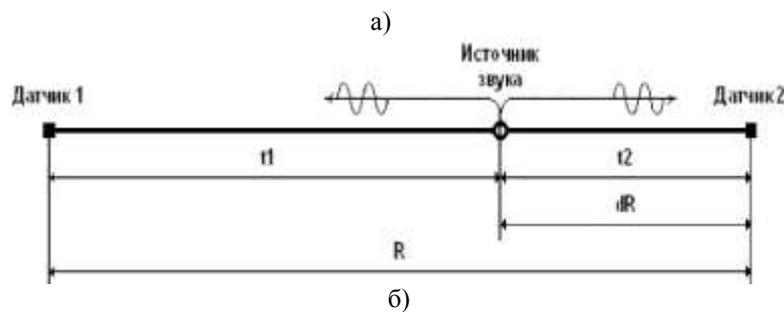


Рис. 2 – Обнаружение дефекта в слитке титанового сплава ВТ22 после ультразвуковой дефектоскопии и механической обработки слитка: а – схема поиска координат в линейном объекте методом акустической эмиссии, б – обнаруженный дефект в слитке титанового сплава ВТ22

В основе выбора типа антенны всегда лежит оценка геометрии объекта в целом и/или геометрии его отдельных частей. Поясним на примерах: если вам нужно исследовать трубу (а трубой можно считать объект цилиндрической формы с соотношением длины к диаметру 10:1 и более), то нужно выбирать тип "Для лоцирования линейных объектов". При линейном типе антенны датчики располагаются цепочкой, один за другим. Расстояния между двумя соседними датчиками ограничено затуханием сигнала. Расчет локаций производится только для двух рядом расположенных датчиков. Недостатком лоцирования линейных объектов является то, что программа рассчитывает только положение сечения цилиндрического объекта, в котором находился источник звука, но в какой точке этого перпендикулярного к оси трубы сечения находился искомый источник звука ответа не будет. Также нужно учитывать дополнительную погрешность измерения, происходящую от того, что поверхность цилиндра мы упрощаем до одномерного линейного объекта [1, 3, 4]. Для лоцирования линейных объектов необходимо установить, как минимум, 2 датчика. Для всех остальных антенн минимально необходимым является наличие произвольного треугольника из 3-х датчиков. Лоцирование по треугольникам дает координаты точки, в которой произошло генерирование звуковой волны. Если ваш объект представляет собой плоский лист какого-либо материала, то выбираем тип "Для лоцирования планарных объектов". При планарном типе антенны датчики располагаются на плоскости произвольным образом. Расчет локаций производится для любого треугольника, образованного датчиками. Если необходимо найти координаты источников звука на цилиндрической поверхности, то можно использовать два типа антенн: "Для лоцирования на развертке цилиндра" и "Для лоцирования на поверхности цилиндра". "Развертка" – это двумерное представление поверхности цилиндра, а "Поверхность" – это трехмерное представление поверхности цилиндра. Тип

"Развертка" отличается от планарного наличием расчета локаций "через шов" развертки цилиндра контролируемого объекта. Если контролируемый объект представляет собой плоское круглое днище, то выбирайте тип "Для лоцирования на днище". При типе "Днище" датчики располагаются на плоскости по окружности, расчет локаций также производится для любого треугольника, образованного датчиками. Если название типа антенны включает слова "на поверхности...", то это означает использование трехмерной модели соответствующей поверхности объекта. Для трехмерных моделей поверхности используются алгоритмы лоцирования, учитывающие кривизну поверхности. Для поиска локаций на сферических сосудах используется тип "Для лоцирования на поверхности сферы"-трехмерное представление сферы. Для поиска локаций на крышках цилиндрических сосудов используется тип "Для лоцирования на поверхности сегмента сферы"-трехмерное представление сегмента сферы. Тип "Сбор данных без лоцирования" используется в случаях, когда необходимо только получить данные об АЭ импульсов без поиска локаций. Таким образом, тип антенны задает тип алгоритмов лоцирования, которые будут использованы для нахождения координат локаций и вид картинка объекта, которая будет отрисована на экране для описания объекта. Важнейшей инженерной задачей при изготовлении заготовок зеркал из титанового сплава ВТ1-0 является обнаружение на ранней стадии включений в материале, которые при окончательной механической обработке могут привести к невозможности получения поверхности для спекания. Для исключения такой возможности возможно использование метода акустической эмиссии (Рис. 3). Метод акустической эмиссии позволяет оперативно определить место дефекта в заготовке и исключить возможность ее дальнейшей механической обработки [1, 2, 7–9].

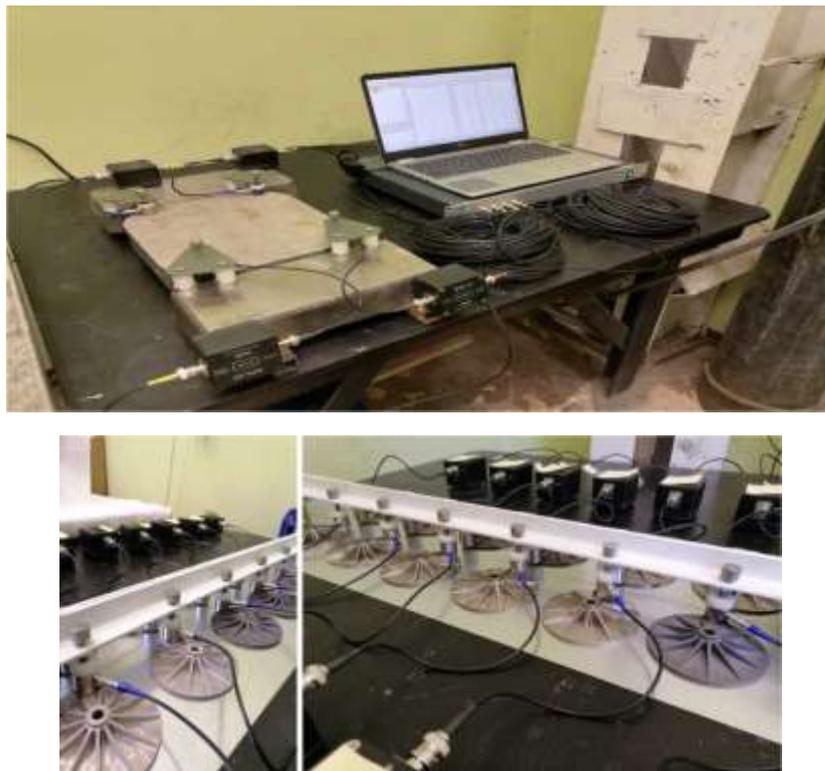


Рис. 3 – Акустико-эмиссионный контроль заготовок и полуфабрикатов зеркал для обнаружения неоднородных включений в материале ВТ 1-0

Контроль готовых изделий методом акустической эмиссии

Для проведения экспериментального исследования были изготовлены 3 группы по 8 образцов упругих элементов из титанового сплава ВТ23 (рис. 4), разработан план исследования с учетом особенностей технологического процесса изготовления и возможностей метода АЭ [7]. Испытания проводили с использованием программно- аппаратного комплекса («ProFee» ООО «ПРО ФЕРРУМ» и оборудования Центра коллективного пользования «Центр исследования материалов» г. Санкт-Петербург). Различные режимы термообработки приводят к образованию характерной микроструктуры сплава для каждой исследуемой группы. Каждая пружина из 3 групп испытана в соответствии с планом экспериментального исследования.

Первый этап заключался в кратковременном обжатии с регистрацией сигналов АЭ. На верхнюю кромку пружины устанавливался датчик АЭ. С помощью акустико-эмиссионной системы «Ранис-11» регистрировали параметры АЭ: амплитуду, энергию, длительность сигнала, время нарастания

сигнала, выброс, суммарную). Для оценки качества и склонности к релаксации выбран параметр суммарной АЭ N – число превышений импульсами установленного уровня дискриминации. После нагрузки до максимальной деформации и последующей разгрузки в пружине возникают остаточные напряжения, которые могут являться источниками сигналов АЭ. Для устранения остаточных напряжений необходимо некоторое время, поэтому между каждым обжатием выбран интервал 10 минут. Предполагалось, что изменение максимального уровня N при каждом последующем обжатии покажет наличие дефекта, его развитие и возможную склонность пружины к релаксации.

На втором этапе осуществляли нагрузку пружин до максимальной деформации и выдержку при постоянной силе в течение 72 часов (заневоливание). Датчик АЭ устанавливали на наружную кромку пружины и регистрировали сигналы в течение всего срока выдержки (рис. 2). Нагрузку пружин производили на испытательной машине Shimadzu ЛОХ-100кН(ЦКП «Центр исследования материалов»).

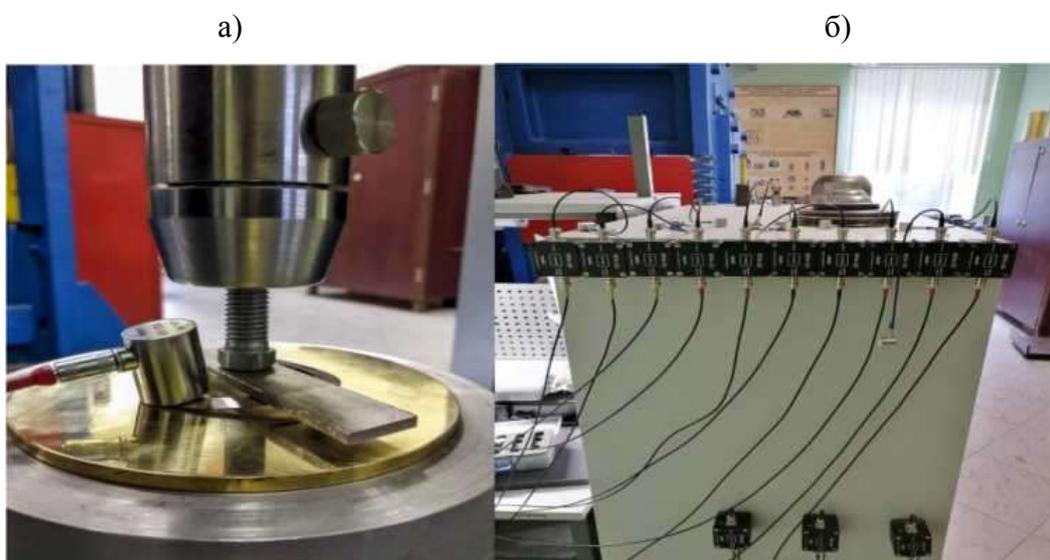


Рис. 4 – Схема кратковременного нагружения и заневоливания ТП с регистрацией сигналов АЭ: а – схема установки датчика, б – система «Ранис-11» ЦКП «Центр исследования материалов»

На третьем этапе проведена оценка релаксации ТП по существующей методике. ТП, установленные в пакете с предварительным поджатием, были подвергнуты циклической нагрузке в интервале 100кН-160кН, с количеством

циклов $S=9000$. После этого измерена сила поджатия и вычислена релаксация. Такой режим циклических испытаний соответствует ресурсу работы пружины, установленному ГОСТ 3057, и является эквивалентом времени эксплуатации, которое установлено нормативными документами на требуемый уровень релаксации (30 лет). В ходе исследования проведено сопоставление вычисленных значений релаксации с уровнями сигналов АЭ, зарегистрированными на 2 этапе. Оценку релаксационной стойкости ТП (R) производили по изменению величины силы поджатия. По результатам расчета релаксационной стойкости R возможно установление качественной закономерности между уровнем сигналов АЭ (N) при кратковременном обжати и заневоливании и релаксационной стойкостью R каждой ТП.

Четвертый этап предполагал исследование микроструктуры образцов после различных видов нагружения ТП. Микроструктуру образцов сплава ВТ23 [6] исследовали с помощью оптического микроскопа Reichert-Jung MeF3A при увеличениях 20 мкм. Травление образцов осуществлялось в 10 % водном растворе плавиковой кислоты HF. Размер зерна оценивали по шкалам ГОСТ 5639, микроструктуру – по 9-ти бальной шкале ОСТ 92-9465-81. Качественно оценивали зависимость уровня сигналов АЭ от однородности микроструктуры и размера зерен материала ТП после нагрузки. Одновременно устанавливали влияние микроструктуры на релаксационную стойкость исследуемых образцов.

Результаты экспериментального исследования

Разные режимы термообработки сплава ВТ23 существенно влияют на формирование микроструктуры и приводят к различным уровням сигналов АЭ и характеру их изменения. По результатам кратковременного обжати построены зависимости общего количества импульсов (N) от порядкового номера нагружений (n) для 3-х групп ТП (рис. 5).

а

б

в

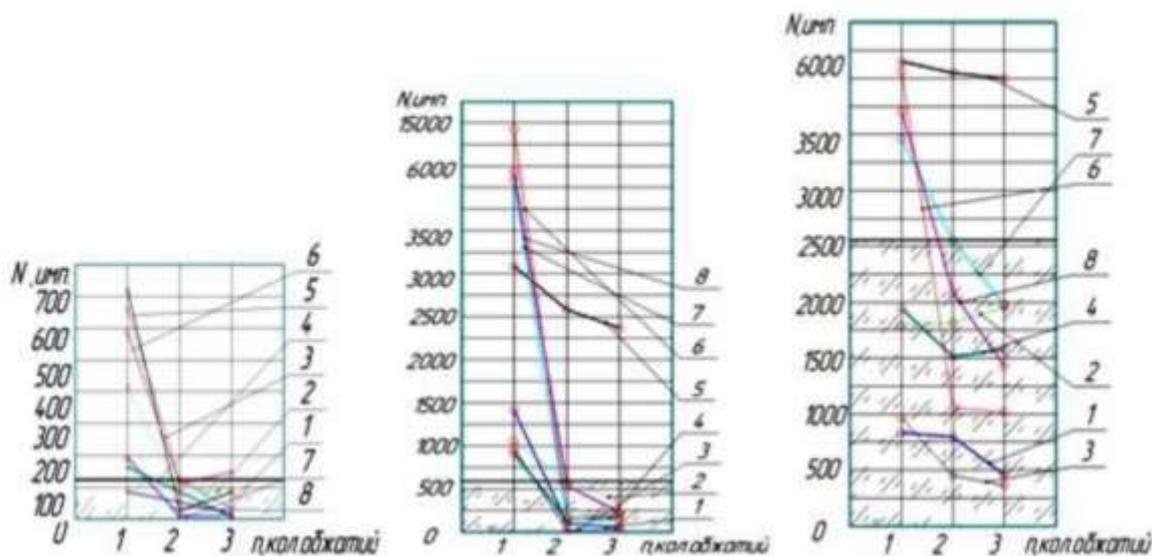


Рис. 5 – Изменение общего количества импульсов (N) в процессе трехкратного нагружения (n) пружин из сплава ВТ23: а – пружины группы 1, б – пружины группы 2, в – пружины группы 3, 1–8 – порядковые номера пружин

Для каждого режима термообработки установили определенный интервал сигналов АЭ на втором обжати, который в большей степени зависит от состояния микроструктуры материала. Для пружин группы 1 характерно не превышение уровня в 120 импульсов, группы 2 – не превышение уровня в 568 импульсов, группы 3 – не превышение уровня в 2547 импульсов. Прослеживается закономерность между уровнями сигналов на втором обжати и режимами термообработки и микроструктурой сплава. Нарушение режимов старения приводит к повышению уровня сигналов на втором обжати. Не превышение определенного уровня сигналов на втором обжати соответствует определенному баллу микроструктуры (4-5 балл -250 импульсов, 6-7 балл -550 импульсов, 7-8 балл - 2500 импульсов). Если на третьем обжати уровень сигналов меньше, чем на втором, то пружины менее склонны к релаксации. У пружин с высоким уровнем сигналов АЭ на этапе заневоливания вне зависимости от режимов термообработки значение релаксации R после циклических испытаний выше. Для группы 1 максимальные значения сигналов АЭ зарегистрированы для пружин ТП 2 $N_{72} = 739$ имп., ТП 8 $N_{72} = 848$ имп. Для этих пружин значения релаксации

наибольшие: ТП 2 $R=1,83\%$, ТП 8 $R=1,51\%$. Для группы 2 (ТП 5) наибольшее значение $N_{72}=153$ имп., релаксация $R=2,29\%$, что является максимальным для всей группы 2. У пружин 3 группы (ТП 4 и ТП 8) уровень сигналов АЭ составил $N_{72}=999$ имп. и $N_{72}=528$ имп. Релаксация у этих пружин наибольшая $R=2,38\%$ и $R=2,43\%$ соответственно. Уровень сигналов АЭ на этапе заневоливания ТП имеет корреляционную связь с ее релаксационной стойкостью, т.е. если в процессе изготовления пружины на этапе заневоливания зарегистрирован высокий уровень сигналов АЭ, превышающий некоторое пороговое значение, то можно говорить о высокой склонности к релаксации этой пружины.

$$N_{72} \geq N_{пор.} \quad (2)$$

где N_{72} – общее количество импульсов АЭ в процессе выдержки ТП в течение 72 часов, $N_{пор.}$ – пороговое значение уровня сигналов АЭ. В процессе проведения исследования для ТП из сплава ВТ23, установлено, что $N_{пор.}=1400$ имп. Выявленные закономерности положены в основу методики прогнозирования релаксационной стойкости ТП из сплава ВТ23 в течение длительного срока эксплуатации. Отработка технологического процесса показала, что каждой исследуемой группе пружин соответствует определенная микроструктура, которая зависит от режимов термомеханической обработки и влияет на релаксационную стойкость R и уровень сигналов АЭ при заневоливании (N_{72}). Например, для ТП группы 2: ТП 4 имеет небольшое значение уровня сигналов АЭ $N_{72}=6$ имп. и релаксационная стойкость $R=0,34\%$. У ТП 7 уровень сигналов АЭ наибольший $N_{72}=848$ имп. и показатель релаксационной стойкости $R=1,98\%$. Для этих образцов установлено, что структура сплава является двухфазной. Размер остаточной первичной фазы у ТП 4 меньше, чем у ТП 7. Расположение включений первичной фазы у ТП 4 более дисперсное и равноориентированное, чем у ТП 7. Габаритные размеры вторичной α -фазы у ТП 4 меньше, чем у ТП 7. Предположительно укрупнение фаз на операции

старения у ТП 4 происходило менее интенсивно, чем у ТП 7, в которой также наблюдается дисперсная α -фаза, но более крупного размера. Сделано предположение, что в условиях заторможенной диффузии и большого числа мест зарождения вторичной фазы, частицы ее выделяются по промежуточному механизму и являются наиболее дисперсными. В некоторых случаях происходит укрупнение α -фазы, т.е. степень коагулированности вторичной α -фазы выше. Выделение продуктов распада в этом случае происходит, как правило, по дислокациям и дефектам кристаллической решетки, возникающих на ее границе при образовании каждой предыдущей частицы α -фазы, что приводит к значительному росту уровня внутренних напряжений.

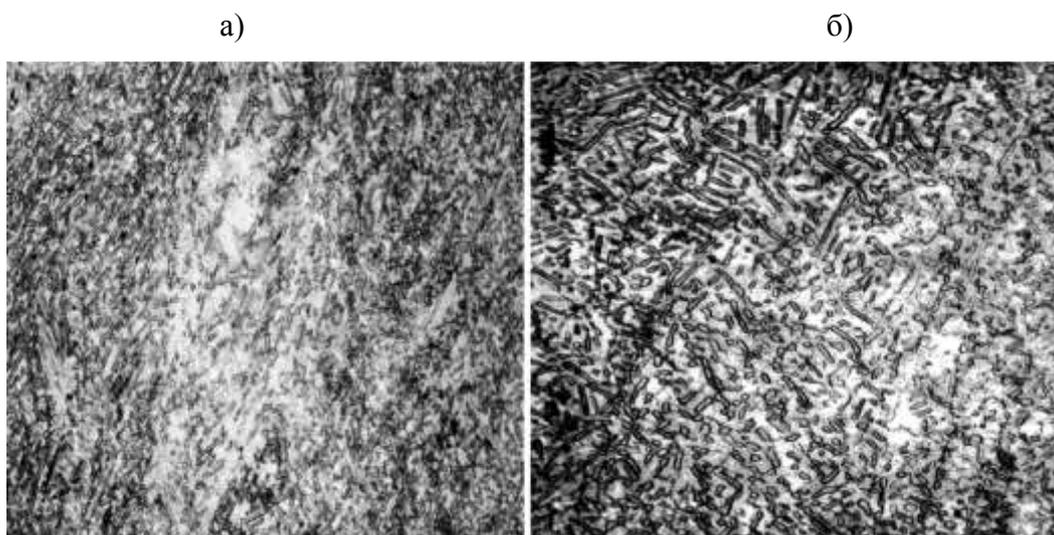


Рис. 6 – Микроструктура упругих элементов из титанового сплава ВТ23 группы 1:
а – ТП 4: $N_{72}=6$ имп., $R=0,34\%$; б – ТП 7: $N_{72}=848$ имп., $R=1,98\%$

Таким образом, интенсивность сигналов АЭ на этапе заневоливания соответствует уровню прогнозируемой релаксации. Чем выше N_{72} , тем больше R , что напрямую зависит как от микроструктуры сплава в исходном состоянии, после термической и механической обработки. На примере результатов, полученных в ходе исследования ТП группы 1 выявлено, что первичная фаза в сплаве должны быть более мелкозернистыми и дисперсными, форма зерен вторичной α -фазы должна быть менее

при длительной эксплуатации может привести к значительной релаксации. Можно сделать заключение о том, что уровень сигналов АЭ, их интенсивность на этапе заневоливания дают возможность прогнозировать релаксацию пружин. Чем выше N_{72} , тем больше R . Это положение подтверждается состоянием микроструктуры сплава, прошедшего соответствующую термомеханическую обработку. На примере результатов испытаний 3-х групп пружин, изготовленных с применением различных режимов термической обработки, выявлено что вторичная α -фаза и β -фаза в сплаве должны быть мелкозернистыми и дисперсными, размеры зерен вторичной α -фазы должны быть менее коагулированы, а наличие первичной α -фазы в сплаве должно стремиться к нулю, а в случае ее наличия включения α -фазы должны быть равнонаправленные, а ее габаритные размеры минимальными, что приводит к меньшему уровню сигналов АЭ, а следовательно и меньшей релаксации тарельчатых пружин из титанового сплава BT23.

Выводы

В результате проведения акустико-эмиссионного контроля при термическом нагружении слитка были выявлены источники акустической эмиссии в слитке, имеющие следующие координаты по длине: по X - -0,79; по Y - 0,00; по Z - -0,50; по торцу, по X - 0,00; по Y - 0,19; по Z - 0,00. При остывании слитка, метод акустической эмиссии можно применять для поиска дефектов соизмеримых с размером зерна слитка, а также значительно меньших размеров. В целом методика позволит произвести оценку качества изготавливаемой заготовки. При применении метода акустической эмиссии для контроля слитка можно оперативно определять места локаций, которые после остывания проверять существующим методом ультразвуковой дефектоскопии, тем самым сокращать время проверки и автоматизировать процесс, что позволит интенсифицировать технологию изготовления. Метод акустической эмиссии эффективно использовать для контроля заготовок и

механически обработанных заготовок для изготовления особо ответственных зеркал для поиска неоднородных включения и повышения эффективности технологического процесса за счет исключения механической обработки поверхностей титана VT1-0 с неоднородными включениями. Разработана методика оценки эксплуатационных свойств на стадии подготовки упругих элементов к эксплуатации на базе регистрации и обработки сигналов акустической эмиссии. Установлены закономерности между параметрами акустической эмиссии при технологическом силовом воздействии на упругие элементы и микроструктурой титанового сплава, сформированной при различных режимах термической обработки. Полученные результаты исследования позволяют разработать регламент контроля качества машиностроительных изделий на стадии предэксплуатационной подготовки с акустико-эмиссионным сопровождением, исключить этап циклических испытаний выборочной партии для оценки релаксационной стойкости упругих элементов, автоматизировать процесс контроля качества.

Литература

1. Перспективы применения метода акустической эмиссии в процессах обработки металлов давлением / А.В. Титов, Н.А. Павлов, Е.Ю. Ремшев // Труды международной научно-технической конференции «Прогрессивные методы и технологическое оснащение процессов обработки металлов давлением», СПб. БГТУ, 2009. С. 137–141.
2. Обеспечение эксплуатационной надежности упругих элементов акустическими методами. /Г.А. Данилин, Е.Ю. Ремшев и др. // *Металлург. М.* 2015. № 3. С.48–52
3. Организация входного контроля качества пружин, изготавливаемых из титанового сплава /Д.А. Беспалов, Г.А. Воробьева, Г.А. Данилин, Е.Ю. Ремшев // *Металлообработка. СПб.* 2016. №1. С.41–47
4. Гусев О.В. Акустическая эмиссия при деформировании

монокристаллов тугоплавких металлов. М.: Наука, 1982. 108 с.

5. Серьёзов А.Н., Степанова Л.Н., Куликов Е.Н. Использование тензометрии и метода акустической эмиссии в ресурсных испытаниях вертолёта МИ-8 //Полёт/ 2008. 4с.

6. Металлография титана, под ред. С. Г. Глазунова и Б. А. Колачева, М., 1980. 548 с.

7. Оценка релаксационной стойкости тарельчатых пружин на основе метода акустической эмиссии / Г.А. Данилин, Д.В. Метляков, С.Ю. Конев, Л.Г. Черный, А.В. Титов, Е.Ю. Ремшев // Деформация и разрушение материалов. М. 2012. № 3. С. 19–24.

8. Ensuring the Operational Reliability of Elastic Elements by Acoustic Methods/ Remshev, E.Y., Danilin, G.A., Vorob'eva, G.A., Silaev, M.Y. //Metallurgist. Springer New York LLC Volume 59, Issue 3-4, 1 July 2015, p. 225–228.

9. Influence of Aerothermoacoustic Treatment on the Structure and the Properties of a TS6 Titanium Alloy/E. Yu. Remshev*, G. A. Danilin, G. A. Vorob'eva, and V. V. Kuznetsov//Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2017, No. 1, p. 36–41.

УДК 621.791

Перспективные технологии сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов

Свиридов А.В., к.т.н.; Пантелеев М.Д., к.т.н.;
Фомичев Е.О., к.т.н.; Одинцов Н.С.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Рассмотрены различные виды сварки алюминий-литиевых сплавов. Показано, что легирование присадочного материала РЗМ, позволяет повысить значения стойкости против образования горячих трещин и механических свойств сварных соединений, высокопрочных алюминий-литиевых сплавов В-1461 и В-1469 по сравнению с показателями, полученными с серийной присадочной проволокой Св1201 за счет измельчения структуры и образования интерметаллидных соединений. Применение при лазерной сварке высокопрочных алюминий-литиевых сплавов В-1461 и В-1469 присадочных материалов системы Al-Si (Св1201 и Св1221) позволяет модифицировать структуру металла шва, а также снижает вероятность образования дефектов типа рыхлоты по границам зерен, что в конечном итоге повышает комплекс механических свойств сварных соединений. Высокопрочные алюминий-литиевые сплавы В-1461, В-1469 хорошо свариваются методом сварки трением с перемешиванием. Выбор оптимальной конструкции инструмента и технологических параметров процесса, обеспечивает прочность сварных соединений до 0,8 от уровня прочности основного материала, что на 15–25 % выше, чем при аргонодуговой сварке.

Ключевые слова:

алюминий-литиевые сплавы.

Одним из главных направлений снижения веса конструкции, и тем самым, повышения весовой эффективности современных изделий авиакосмической техники является применение алюминий-литиевых сплавов. Во ФГУП «ВИАМ» разработаны высокопрочные алюминий-литиевые сплавы третьего поколения В-1461, В-1469. Применение данных сплавов в сварных конструкциях позволит снизить вес изделий на 10 % за счет меньшей плотности и высокой прочности.

Однако, изготовление крупногабаритных сварных конструкций из высокопрочных алюминий-литиевых сплавов сваркой плавлением связано с большими сложностями вследствие их склонности к образованию горячих трещин, пористости, а также разупрочнению под воздействием термического цикла ($\sigma_{в св.с.} \leq 0,6 \sigma_{в осн. мет.}$).

Повысить эксплуатационные характеристики сварных соединений возможно за счет применения новых технологических процессов, таких как лазерная сварка и сварка трением с перемешиванием.

Применение такого высококонцентрированного источника энергии, как лазерный в сочетании с присадочной проволокой, позволяет получить качественно новые результаты, недоступные традиционным способам сварки.

За счет высокой концентрации энергии лазерного луча образуется малый объем сварочной ванны и, тем самым, значительно снижаются деформации свариваемых деталей по сравнению с традиционной аргонодуговой сваркой. Высокие скорости нагрева и охлаждения позволяют существенно уменьшить зону термического влияния. Тем самым снижается эффект фазовых и структурных превращений в околошовной зоне, приводящих к разупрочнению материала, трещинообразованию и снижению коррозионной стойкости сварных соединений. Введение присадочной проволоки в расплав сварочной ванны позволяет повысить технологичность за счет повышения стойкости против образования горячих трещин сварного

соединения. При этом, достигаются оптимальные характеристики прочности и пластичности сварных соединений.

Известно, что легирование редкоземельными металлами алюминиевых сплавов приводит к значительному повышению их свойств. При этом наиболее перспективным направлением легирования алюминиевых сплавов является введение компонентов из групп переходных, а именно Mn, Zr, Ti, Hf и редкоземельных металлов. Уменьшение склонности к образованию горячих трещин, повышение прочности и пластичности алюминиевого сплава связано с измельчением зерна, полным или частичным подавлением процессов рекристаллизации в сплаве, с непосредственным упрочняющим воздействием частиц дисперсионных фаз.

Для сварки сплавов системы Al-Cu-Li были разработаны новые присадочные материалы, легированные РЗМ, марок Св1209 и Св1221.

Проведено исследование влияния легирования РЗМ присадочного материала для сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов В-1461, В-1469. Результаты ДТА присадочных и стойкости против образования горячих трещин позволяют предположить, что при достаточно большом интервале кристаллизации сплавов, выбранных для изготовления присадочных материалов, образующиеся в первый момент трещины успевают «залечиваться» еще не закристаллизовавшейся эвтектикой, повышая стойкость против образования горячих трещин сварных соединений высокопрочных алюминий-литиевых сплавов.

Редкоземельные металлы в сварном шве в основном присутствуют в виде отдельных интерметаллидных включений типа Al_3Sc , образующих дополнительные центры кристаллизации, а также могут находиться в составе основных упрочняющих фаз (S' , θ'), расположенным по границам зерен.

Разработанные присадочные материалы на основе системы Al-Cu, легированные РЗМ, позволяют улучшить свариваемость высокопрочных алюминий-литиевых сплавов, при этом прочность сварных соединений,

выполненных аргонодуговой сваркой повышается на 12–13 %, ударная вязкость на 22–26 %, пластичность на 8–18 %, МЦУ в 2,5–3 раза по сравнению со свойствами сварных соединений, выполненными с использованием серийного присадочного материала Св1201.

Как правило, алюминиевые сварные соединения, выполненные лазерной сваркой, характеризуются некоторым занижением шва, вызванным провисанием сварочной ванны в связи с малой вязкостью расплава. Такая геометрия шва негативно сказывается на прочностных характеристиках соединения. Добавление присадки позволяет увеличить площадь сечения шва, улучшая механические свойства сварного соединения. Кроме того, появляется возможность легирования металла шва за счет применения присадочного материала с необходимым химическим составом и снижения риска образования горячих трещин. Другим достоинством использования присадки при лазерной сварке является факт стабилизации проплавления при формировании сварного шва.

Структура сварного шва при ЛС характеризуется повышенной неоднородностью и резко отличается в центре шва и периферийной зоне. В переходной зоне при кристаллизации формируется последовательно чередующиеся мелкие равноосные и столбчатые кристаллы. Присутствует мелкая и более крупная субдендритная структура с размером зерна от 5 до 180 мкм. Зона структурных изменений основного металла после сварки весьма незначительна и составляет не более 100 мкм. Происходит резкий переход от структуры литой зоны к структуре основного металла.

Высокие скорости охлаждения при ЛС приводят к неравновесным условиям кристаллизации, при которых возможно образование микрорыхлости (оплавлений по границам зерен) глубиной до 1 мкм. Наличие таких дефектов в сварном шве и, особенно вблизи зоны сплавления, может привести к снижению механических характеристик. При лазерной сварке с проволокой Св1201 количество таких дефектов значительно меньше, а при

использовании в качестве присадки Св1221 удается практически избежать их появления.

Применение присадочного материала при ЛС улучшает формирование сварного шва и повышает механические свойства сварных соединений. При этом, прочность сварных соединений повышается на 7-20 %, а ударная вязкость на 7–30 % в зависимости от марки сплава и состава присадочного материала. Оптимальное сочетание прочности и пластичности получено для сварных соединений сплава В-1469 с присадкой Св1201 и для сварных соединений сплава В-1461 с присадкой Св1221. Проведение после сварки закалки и искусственного старения позволяет значительно повысить механические характеристики сварных соединений. Уровень прочности повышается до 0,9 от прочности основного материала.

Процесс СТП обеспечивает такие преимущества, как малое тепловложение и, соответственно, меньшее структурно-фазовое изменение в зоне термического влияния (ЗТВ), меньшее разупрочнение термоупрочняемых алюминиевых сплавов, а также малые остаточные напряжения и деформации. Техничко-экономические преимущества процесса СТП делают его высокоэффективным для получения неразъемных соединений интегральных конструкций из высокопрочных алюминий-литиевых сплавов.

Формирование шва при СТП происходит при нагреве металла в зоне сварки за счет трения до пластического состояния и перемещения под высоким давлением в объеме, ограниченном рабочими поверхностями инструмента и подкладкой при жестком закреплении соединяемых деталей. Основными параметрами СТП являются конструктивные особенности и размеры рабочих поверхностей свариваемых заготовок, прижатие инструмента и глубина проникновения его наконечника в стык, а также скорость вращения (ω) и линейного перемещения инструмента с определенной скоростью, равной скорости сварки ($v_{св}$). Эти параметры

определяют условия фрикционного нагрева металла в зоне сварки и существенно влияют на значение и ориентацию сил, действующих на пластифицированный металл, а также на скорость и траекторию его перемещения.

Анализ результатов механических испытаний показал, что прочность сварных соединений, выполненных СТП, составляет 0,7-0,8 от прочности основного материала, что на 15–20 % больше чем при аргонодуговой сварке с присадочной проволокой марки Св1201. Пластичность и ударная вязкость сварных соединений сплава В-1469 находятся на высоком уровне и практически вдвое превышают данные показатели сварных соединений сплава В-1461, что связано с системой легирования и фазовым составом основного материала.

Были проведены исследования тонкой структуры сварного соединения, получаемого при СТП методами рентгеноструктурных исследований и просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что внутри субзерен наблюдается дислокационная структура высокой плотности, что свидетельствует о наличии остаточной пластической деформации. На субграницах наблюдаются интерметаллидные выделения размером до 10 мкм.

Фазовый состав образца сварного соединения характеризуется равномерным распределением выделений мелкодисперсной δ' (Al₃Li)-фазы, и образованием композитных частиц Al₃Zr(Sc) и тонких оболочек из частиц δ' (Al₃Li), гетерогенно выделяющейся на композитных частицах. В зоне перемешивания, в результате воздействия высоких температур происходит растворение T'_1 -фазы, которая повторно выделяется при охлаждении под действием деформации.

Для зон отставания и набегания, также как и для основного материала характерна рекристаллизованная структура и равномерное распределение пластин T'_1 -фазы, мелкодисперсной δ' -фазы, композитных частиц Al₃Zr(Sc) и

тонких оболочек из частиц δ' -фазы, гетерогенно выделяющейся на композитных частицах. Субграницы зерен декорированы пластинами T_1' -фазы, образующими сплошные цепочки.

Влияние температуры в ЗТВ стимулирует процессы изменения морфологии пластинчатых выделений T_1' -фазы на границах зерен с обеднением прилегающих к границам зерен областей и образованием зон, свободных от выделений.

Для определения величины зоны термического влияния проводились замеры микротвердости на поперечных шлифах сварных соединений сплавов В-1461, В-1469. Зона термического влияния для исследованных режимов сварки составляет 12-15 мм, что на 10-15 мм меньше, чем при аргонодуговой сварке. Минимальные значения HV соответствуют переходу от зоны термомеханического к зоне термического воздействия, где и происходит, разрушение при механических испытаниях.

Линейная сварка трением (ЛСТ) – это относительно новый способ соединения материалов в твердой фазе, в котором значительный разогрев приконтактных областей двух свариваемых деталей происходит при определенной комбинации усилия сжатия, амплитуды и частоты при их относительном линейном движении. ЛСТ относится к сварке в твердой фазе, одно из ее преимуществ – возможность сваривать материалы, трудно свариваемые или несвариваемые сваркой плавлением. В качестве примера применения ЛСТ в авиационном двигателестроении, является технология получения сварного моноколеса (блиска) ротора компрессора ГТД, разработанная ПАО «ОДК-УМПО». Вместо фрезерования блиска из цельной поковки изготавливаются заготовки ступицы (поковка), и заготовки лопаток (штамповка), и свариваются методом ЛСТ по приведенному технологическому режиму (частота перемещения до 50 Гц, усилие сварки до 40 кН, усилие проковки 50 кН, перемещение в процессе сварки до 50 мм.

Отработка технологии проводится на конструктивно-подобных элементах (КПЭ), процесс сварки состоит из притирки (разогрева), вытеснения пластифицированного металла, и процесса проковки, для получения качественного сварного соединения. Соединения, полученные ЛСТ, в поперечном направлении имеют ярко выраженную структурную неоднородность и состоят из сварного шва, претерпевшего большую пластическую деформацию, зоны термомеханического влияния и основного металла.

Ротационная сварка трением также относится к способу сварки в твердой фазе, основное ее отличие от ЛСТ – направление движения свариваемых деталей, а именно круговое. Это определяет сферу применения данной технологии, когда как минимум одна из соединяемых деталей должна быть телом вращения. Ротационная сварка подразделяется на сварку с прямым приводом и инерционную сварку трением. При сварке с прямым приводом вращение детали происходит за счет двигателя, скорость сварки сохраняется постоянной, и не зависит от осевого усилия. При Инерционной сварке вращение происходит за счет энергии маховиков, и изменение осевого усилия сварки напрямую влияет на изменение скорости сварки. Использование инерции маховиков позволяет вкладывать гораздо большее количество энергии за меньшее время, без повреждения оборудования, и позволяет сваривать детали большего диаметра и из более тугоплавких материалов.

В настоящее время подбор параметров производится эмпирическим путем на серии образцов меньшего размера, и с помощью масштабирования переносится на основную деталь, подбор режимов проводится трехстадийно, сначала определяется широкое поле параметров, обеспечивающих сварку с нестабильными механическими свойствами, во второй итерации подбираются параметры, обеспечивающие стабильно приемлемые свойства

сварного соединения, в третьей итерации определяются параметры, обеспечивающие максимальные прочностные свойства сварного соединения.

Основными видами деталей, изготавливаемых РСТ в области авиационного двигателестроения, являются различные узлы типа (вал-диск, диск-диск, вал-вал), такие как вал-диск турбины или барабан компрессора ГТД.

Как пример отработки технологического процесса РСТ показаны КПЭ ротора КВД, выполненные на отечественном оборудовании инерционной сварки трением. Испытание на изгиб является одним из наиболее простых методов разрушающего контроля, так как при нем сразу выявляются типичные для сварки трением дефекты – слипания, оксидные пленки и несплошности.

Проведение комплекса структурных металлографических исследований по зонам сварных соединений образцов, изготовленных из КПЭ диаметром 80 мм, полученных инерционной сваркой трением из сплава ЭП741НП показало отсутствие пористости и трещин в основном материале и в зоне термического влияния. Сварной шов образцов имеет неравномерную дендритную структуру. Выявленный характер микроструктуры типичен для сварных соединений из сплава ЭП741НП, образцы, с осадкой менее 1 мм имеют клиновидную форму сварного шва, с осадкой от 2 до 6 мм – симметрично-параллельную форму, а с избыточной осадкой – несимметричную форму, отклоненную от плоскости сварки, с различной толщиной по всей глубине соединения. Фрактографический анализ изломов показал, что разрушение во всех исследованных образцах прошло внутризеренно по механизму вязкого среза, с образованием ямочного рельефа. Металлургических дефектов в образцах не обнаружено. Изменение технологических параметров режима, а также недостаточная или избыточная осадка после сварки, с учетом отсутствия дефектов типа слипания,

несплошностей или оксидных пленок, не оказывают влияния на механизм разрушения сварного соединения.

Для сплава ЭП741НП в зоне соединения, размер которой составляет до 200 мкм, микроструктура однородная мелкозернистая (12-13 балл) с мелкими частицами карбидов. Исходные крупные частицы γ' -фазы растворены из-за разогрева материала при сварке. Микроструктура материала в околошовной зоне на расстоянии до 1 мм от зоны соединения и основного материала идентична и представляет собой зёрна γ -твёрдого раствора 6-8 балла, внутри которых наблюдаются дисперсные частицы γ' -фазы размером до 0,4 мкм. Границы зерен упрочнены частицами зернограничной γ' -фазы и карбидов. Структура переходной зоны идентична структуре основного материала.

Установлено, что механические свойства сварных соединений, с осадкой менее 2 мм нестабильны, и могут быть ниже требуемых по ТУ. Режимы сварки с осадкой от 2 до 4 мм (оптимальная осадка) и более (избыточная осадка) позволяют получить механические свойства с коэффициентом ослабления 0,8–0,9 от основного материала.

В настоящее время применяется оборудование импортных производителей установок инерционной сварки трением для сварки крупноразмерных деталей из жаропрочных никелевых сплавов, в России же пока ведутся разработки оборудования с сопоставимыми характеристиками.

Выводы

1. Легирование присадочного материала РЗМ, позволяет повысить значения стойкости против образования горячих трещин и механических свойств сварных соединений, высокопрочных алюминий-литиевых сплавов В-1461 и В-1469 по сравнению с показателями, полученными с серийной присадочной проволокой Св1201 за счет измельчения структуры и образования интерметаллидных соединений.

2. Применение при ЛС высокопрочных алюминий-литиевых сплавов В-1461 и В-1469 присадочных материалов системы Al-Cu (Св1201 и Св1221) позволяет модифицировать структуру металла шва, а также снижает вероятность образования дефектов типа рыхлоты по границам зерен, что в конечном итоге повышает комплекс механических свойств сварных соединений.

3. Высокопрочные алюминий-литиевые сплавы В-1461, В-1469 хорошо свариваются методом сварки трением с перемешиванием. Выбор оптимальной конструкции инструмента и технологических параметров процесса, обеспечивает прочность сварных соединений до 0,8 от уровня прочности основного материала, что на 15–25 % выше, чем при аргонодуговой сварке.

4. Влияние термического цикла сварки на переходную зону стимулирует процессы изменения морфологии и снижения плотности выделений T_1' -фазы, что определяет уровень прочности сварного соединения в целом.

5. Применение технологии сварки в твердой фазе позволяет получать в авиационном двигателестроении сварные конструкции из новых жаропрочных гранулированных сплавов, не свариваемых сваркой плавлением, что позволит увеличить характеристики, ресурс ГТД, а также снизить трудоемкость изготовления.

УДК 621.03

Лазерная сварка и спекание слоев из композита Si-SiC

Вагин Н.П., к.ф.-м.н.; Лысенко С.А.; Юрышев Н.Н., к.ф.-м.н.

n.vagin@rambler.ru

s.lyssenko@mail.ru

yuryshevnn@lebedev.ru

Физический институт им. П. Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

Аннотация:

Представлены результаты исследования условий для синтеза с помощью лазерного излучения самосвязанного SiC, а также наращивания слоев и спекания двух ранее изготовленных однослойных образцов с шихтой между ними из композита Si-SiC.

Ключевые слова:

лазерный синтез, лазерное наращивание слоев, композит Si-SiC, карбид кремния.

Вводная часть

Композит из кремния и карбида кремния (Si-SiC) является одним из перспективных материалов для применения в современной промышленности (бронепластины, огнеупоры, трубы для агрессивных сред, режущий инструмент). Но широкое применение данного композита ограничено наличием серьезных проблем при его изготовлении [1].

В силу своих физических свойств карбид кремния (SiC) при нагревании не плавится, и спекание из него изделия заданной формы возможно только через организацию многостадийного процесса с различными температурными режимами, закачивающегося химической реакцией синтеза углерода и кремния [2].

Существующие способы производства изделий из кристаллического и сопоставимого с ним по плотности поликристаллического SiC часто не позволяют получать из этих материалов изделия заданной геометрической формы [3–5]. Как правило, требуется последующая достаточно трудоемкая и дорогостоящая механическая обработка. Поэтому уже несколько десятилетий налажено промышленное производство различных композитов на основе карбида кремния, которые по своим физическим и химическим свойствам несколько уступают кристаллическому SiC, но, тем не менее, находят все больше направлений для использования [6].

Для придания изделиям из композитов SiC заданной геометрической формы используются различные способы: шликерное литье [7], горячее прессование [8], предварительная механическая обработка спрессованного углерода [9, 10], печатание 3D моделей на основе жидкого полимерного [11–14] или плавящегося при высокой температуре связующего [15], спекание порошкового SiO₂ и последующее химическое преобразование его в карбид кремния [16]. Но почти все эти способы требуют обязательного разогрева сформированной заготовки до высоких температур в специализированных

печах различного типа для обеспечения условий необходимых для протекания соответствующих химических реакции.

В настоящей работе приводятся результаты исследования необходимых условий для получения изделий из карбида кремния с помощью только лазерного нагрева и при отсутствии высокого внешнего давления. Применение лазерного излучения для спекания карбида кремния представляется перспективным подходом к решению проблемы формирования изделий сложной формы из этого материала, так как лазер позволяет управление температурой нагрева в каждой точке воздействия. Надо отметить, что применение лазерного излучения в аддитивных технологиях на основе спекания тугоплавких порошков различных материалов используется довольно широко, однако применительно к карбиду кремния эти технологии развиты слабо [17].

Изучив различные способы получения материалов из композитов SiC, и учитывая отсутствие высоких внешних давлений для уплотнения компонентов шихты, а также неиспользование дополнительного печного нагрева, был выбран метод реакционного спекания [2]. С точки зрения технологичности данный метод является весьма непростым из-за своей многостадийности. Суть процесса реакционного спекания состоит в образовании вторичного SiC, который представляет собой связку для частиц исходного (первичного) карбида кремния, являющегося компонентом шихты вместе с углеродом и специальным связующим.

При этом в конечном композите кроме SiC могут присутствовать как свободный кремний, так и углерод. Свободный кремний ограничивает температурные характеристики конечного композита, а свободный углерод ухудшает его прочностные показатели.

Методика проведения экспериментов

Традиционный процесс получения готового продукта из Si-SiC состоит из нескольких стадий:

- Приготовление шихты (очистка, дозировка, перемешивание компонентов);
- Отверждение или сушка (формование, удаление растворителя и полимеризация связующего);
- Карбонизация (разогрев в инертной среде до разложения органического связующего);
- Силицирующий обжиг или силицирование (пропитка парами и жидким кремнием через имеющиеся в заготовке поры).

Поскольку после перемешивания шихты все остальные технологические процессы, необходимые для проведения процесса реакционного спекания карбида кремния, требуют создания различных температурных режимов, было решено с помощью лазерного нагрева воспроизвести каждый из них по отдельности: сначала для ускорения отверждения шихты, потом для карбонизации заготовки и, наконец, для силицирования образца. При этом исследовались тепловые и временные режимы воздействия лазерного излучения. Составы исходной порошковой смеси варьировались для определения оптимального сочетания с минимальным содержанием в конечном образце свободного углерода и кремния. Все работы осуществлялись в различных средах (вакуум, аргон, азот).

Для проведения исследований были сформулированы следующие задачи:

- Осуществить лазерное спекание однослойных образцов с разным сочетанием компонентов шихты и при различных тепловых условиях, выбрать несколько оптимальных режимов. При этом

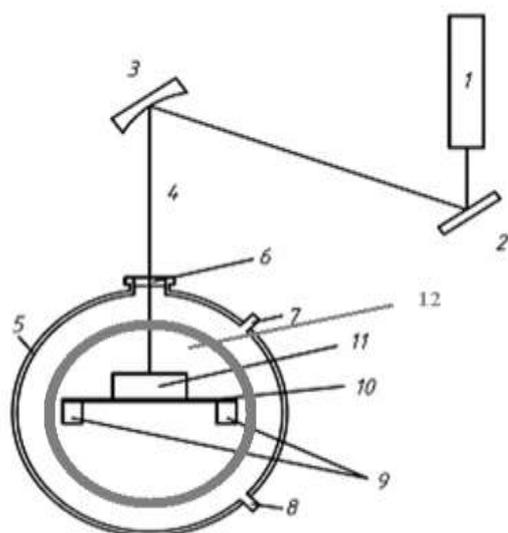
шихта и образцы должны готовиться и далее спекаться как традиционным способом, так и с участием лазерного нагрева;

- После достижения хороших результатов повторяемости процесса спекания для однослойных образцов провести сравнительный анализ составов и структуры образцов, полученных обычным спеканием в печи и лазерным синтезом методом фазового рентгеноструктурного анализа и исследованиями на сканирующем электронном микроскопе;
- Осуществить наращивание нескольких слоев и провести имитацию процесса сварки спеканием двух заранее подготовленных образцов из Si-SiC с помощью лазерного нагрева;
- Исследовать полученные слои и границу между ними на наличие мостиков из вторичного SiC между частицами первичного карбида.

Описание установки

Для выполнения запланированных экспериментов была изготовлена специальная рабочая камера с входным и смотровым окошками и собран испытательный стенд с необходимым измерительным оборудованием, схема которого представлена на рис. 1.

Луч волоконного лазера YLR-700-MM-CW ($\lambda = 1,07$ мкм) с регулируемой мощностью излучения до 700 Вт направлялся на мишень, находящуюся в герметичной камере, с помощью оптической системы из зеркал и линз. Мишень представляла собой вольфрамовую кювету с обрабатываемой заготовкой и устанавливалась на молибденовую пластину, которая могла нагреваться электрическим током до температуры порядка 1000 °С, для удаления свободного кислорода из используемого в работе порошкового кремния.



1. Источник ЛИ
2. Плоское зеркало
3. Фокусирующее зеркало
4. Лазерный луч
5. Рабочая камера
6. Входное прозрачное окно
7. Отверстие для подачи газа
8. Отверстие для обеспечения вакуума
9. Крепление нагревательной пластины
10. Нагревательная пластина
11. Кювета с шихтой
12. Смотровое окно

Рис. 1 – Схема установки

Для контроля процесса нагрева использовалась W-Re термопара (Тип 2), касающаяся стенок нагревательной кюветы с образцом. Вакуум порядка 10^{-3} атм обеспечивался масляным вакуумным насосом VALUE. Широкое окно камеры позволяло визуально наблюдать и регистрировать протекание исследуемых процессов.

Ход выполнения работ

Шихта, из которой получались образцы, готовилась и спекалась, следуя типовой процедуре получения карбида кремния реакционным способом [18]. Она составлялась из композиции порошка карбида кремния с размером зерен 25–40 мкм и порошка углерода с максимальной линейным размером частиц менее 1 мкм, смешиваемых в необходимых соотношениях в течение нескольких часов на шаровой мельнице. После добавления к шихте технологической связки в виде спиртового раствора пульвербакелита СФП-012А объем в несколько кубических миллиметров помещался для отверждения в специальную форму, изготовленную из алюминиевой фольги.

При естественном отверждении в течение 12–24 часов получались заготовки диаметром 6 мм и толщиной 1,0–1,4 мм. Для ускорения процесса иногда применялся внешний подогрев. Далее заготовки проходили

процедуру карбонизации в среде аргона при нормальном давлении либо под нагревом с помощью лазера, либо в специальной нагревательной камере. При этом с выдержкой по 30 мин температура поддерживалась на трех различных значениях: 150, 400, 900 °С.

В заключение кювета с отвердевшей заготовкой обсыпалась порошковым кремнием и помещалась в рабочую камеру, где создавался вакуум или газовая среда с нормальным давлением. Далее происходило облучение мишени лазером.

После силицирующего обжига образцы помещались в смесь двух концентрированных кислот ($\text{HF}+\text{HNO}_3$, в соотношении 1:1) на 12 часов для удаления остатков свободного кремния. Затем следовала процедура промывки и сушки образцов в течение нескольких часов при нормальном давлении и в вакууме.

Результаты экспериментов

Визуально отобранные наилучшие образцы подвергались различным исследованиям: взвешивание, измерение линейных размеров, рентгеноструктурный анализ (рентгеновский дифрактометр Panalytical X'Pert Pro MRD, Нидерланды) и изучение на электронном микроскопе (JSM-7001F, JEOL, Япония).

На рис. 2а) представлена диаграмма фазового состава образца, синтезированного промышленным способом в индукционной печи за время около 40 часов, а на рис. 2б) для сравнения – диаграмма образца, полученного с помощью лазерного нагрева за время менее минуты.

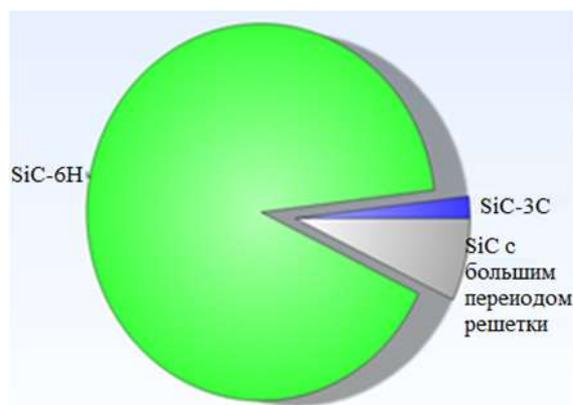


Рис. 2 а – Синтез в индукционной печи

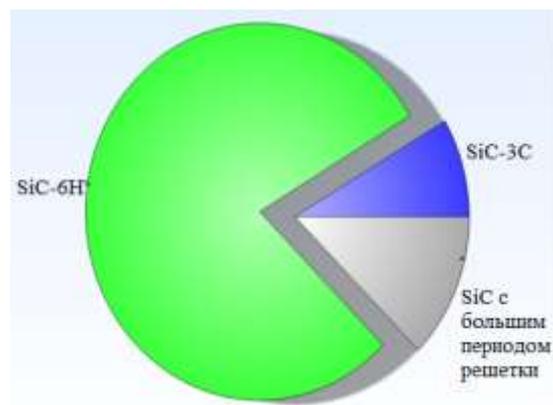


Рис. 2 б – Синтез лазерным излучением

Зеленым цветом обозначен гексагональный политип SiC-6H, синим – кубический политип SiC-3C, а серым – поли типы с большим периодом кристаллической решетки. Изначально в обоих типах шихты присутствовал только гексагональный политип SiC-6H, но в неодинаковых количествах. Вид данных диаграмм подтверждает появление вторичного SiC в виде кубического поли типа SiC-3C и поли типов с большим периодом решетки, причем это характерно как для традиционного синтеза, осуществленного в индукционной нагревательной печи, так и для синтеза карбида кремния с помощью лазерного нагрева.

На диаграммах отсутствует кремний, т.к. для его удаления все полученные нами образцы перед исследованиями обязательно подвергались травлению смесью кислот. Незначительное различие в соотношениях конечных составляющих компонентов для двух способов спекания может быть объяснено различной концентрацией гексагонального SiC-6H в исходных смесях для каждой шихты.

Данные исследования подтверждают наличие реакции синтеза вторичного карбида кремния в обрабатываемых с помощью лазерного излучения образцах, а также образование полипов характерных для традиционного спекания композита Si-SiC в высокотемпературных печах.

Кроме того, эти образцы были исследованы методом электронной растровой микроскопии.

На рис. 3а) представлена фотография микроструктуры излома однослойного образца, полученного при спекании в печи, а на рис. 3б) образца, синтезированного лазером.

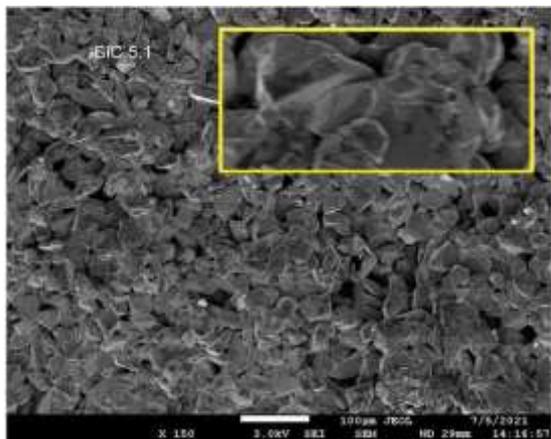


Рис. 3а) – Вид излома образца, синтезированного в печи при увеличении в 150 раз

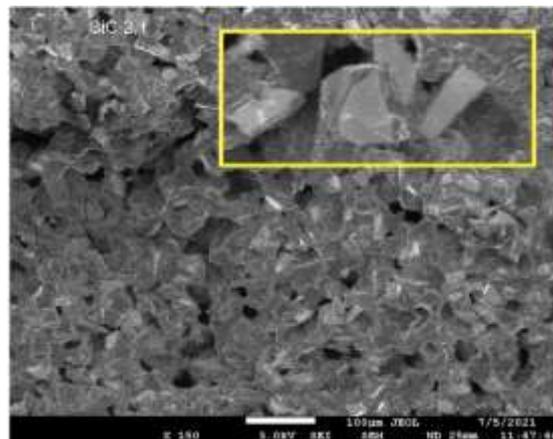


Рис. 3б) – Вид излома образца, синтезированного лазером при увеличении в 150 раз

На обеих фотографиях (для наглядности изображение дополнительно увеличено в выделенных рамках) можно видеть места синтеза вторичного карбида кремния по граням исходных кристаллов SiC, которые, сливаясь, образуют области сплошного каркаса из карбида кремния. Более того, образец, синтезированный лазером, не уступает по количеству видимого вторичного SiC образцу, спеченному в индукционной печи.

Чем большее количество частиц исходного SiC во время реакции синтеза образовали мостики между собой из вторичного SiC, тем более прочный и цельный каркас из них образуется. Наличие подобного каркаса значительно улучшает механическую, химическую и радиационную прочность при высоких температурах, поскольку на него падают все основные виды нагрузок. Именно поэтому вопросу мостиков между частицами мы уделяли в своих исследованиях большое внимание.

Представленные результаты исследований также свидетельствует о наличии реакции синтеза SiC в обрабатываемых лазером образцах, а наблюдаемое наличие мостиков из вторичного карбида кремния между частицами первичного SiC позволило нам начать серию экспериментов по наращиванию еще одного слоя.

Второй слой наносился на образец после очистки одной из его поверхностей от остатков кремния. Все остальные операции (формование, сушка, карбонизация и силицирование) проводились аналогично вышеописанной схеме.

На рис. 4а) представлена фотография вида двух слоев в оптическом микроскопе. Размер сечения излома данного образца не более $2,5 \times 1,5$ мм. Состав шихты имел немного различное сочетание компонентов, из-за этого они различаются по цвету, но зато наглядно просматривается граница между слоями.

Для данного двухслойного образца также были проведены исследования на электронном микроскопе. На рис. 4б) представлена микроструктура участка излома зоне границы, на котором без цветового различия очень затруднительно увидеть разницу между слоями.



Рис. 4а) – Два слоя в оптическом микроскопе при увеличении изображения в 20 раз

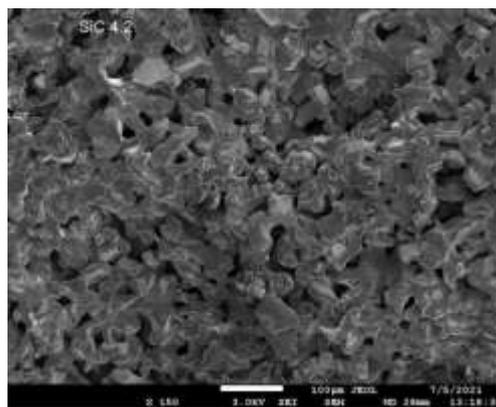


Рис. 4б) – Вид излома в электронном микроскопе при увеличении в 150 раз

В дальнейших экспериментах было осуществлено последовательное наращиванию 3-х слоев и имитация процесса сварки путем спекания 2-х

заранее синтезированных слоев с помощью лазерного нагрева прослойки из обработанной шихты между ними. Если при наращивании слоев лазерное воздействие происходит на самый верхний из них, то при спекании слоя между двумя ранее синтезированными слоями нам пришлось предварительно произвести все процедуры по отверждению и карбонизации промежуточного слоя и поставить заготовку на торец в кювете с порошком кремния для прямого попадания лазерного излучения.

На рис.5а) представлен вид излома трехслойного образца, полученный на электронном микроскопе, при последовательном наращивании слоев, т.е. при проведении с каждым из них полного комплекса необходимых операций: формование, отверждение, карбонизация, силицирующий обжиг. Верхний слой получился более пористым. Это можно объяснить нарушением тепловых или временных условий отверждения или не очень качественным перемешиванием шихты на этапе ее подготовки.

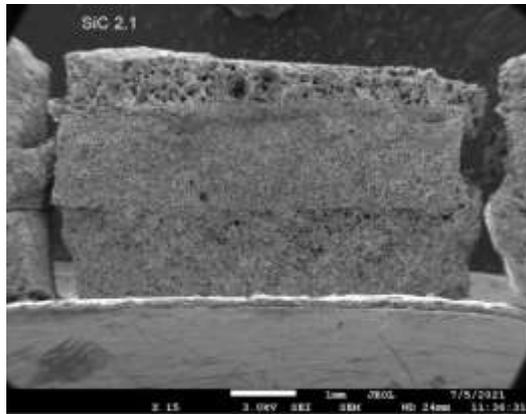


Рис. 5а) – Вид излома образца из 3-х слоев (последнее спекание верхнего слоя) при увеличении изображения в 15 раз

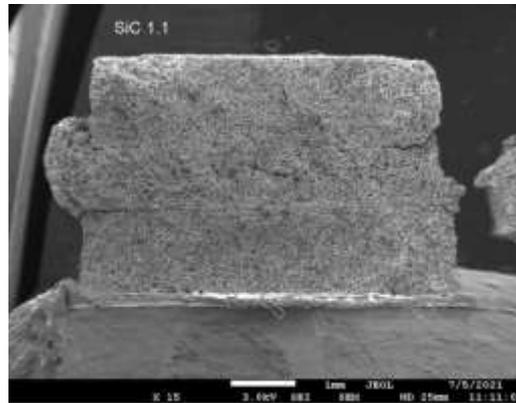


Рис. 5б) – Вид излома образца из 3-х слоев (последнее спекание среднего слоя) при увеличении изображения в 15 раз

На рис. 5б) представлен вид излома трехслойного образца, полученный на электронном микроскопе, при спекании среднего слоя между двумя заранее спеченными образцами, т.е. при имитации сварки двух поверхностей композита Si-SiC.

На рисунках 6а) и 6б) показаны типичные виды участков на изломах трехслойных образцов между двумя слоями в электронном микроскопе при разном увеличении изображений. Изображения специально подобраны таким образом, чтобы граница между слоями отсутствовала не везде.

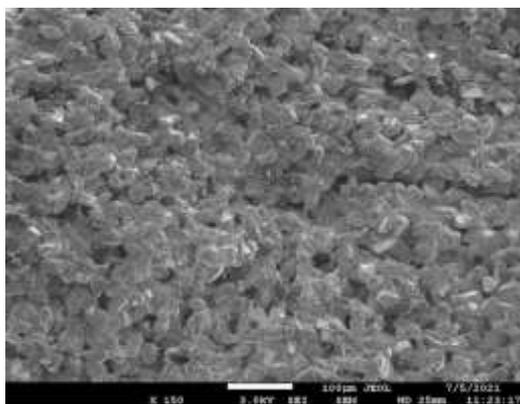


Рис. 6а) Типичный вид участка излома между двумя слоями при увеличении изображения в 150 раз

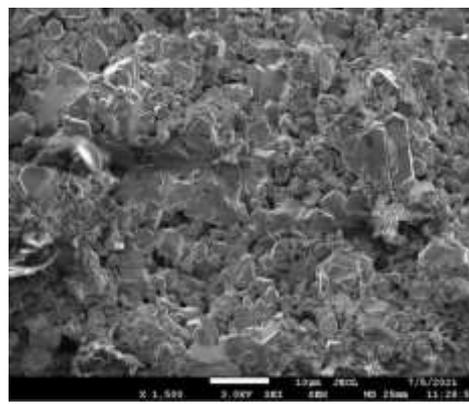


Рис. 6б) Типичный вид участка излома между двумя слоями при увеличении изображения в 1500 раз

В обоих представленных трехслойных образцах граница между слоями пока не является сплошной, но можно на ней наблюдать участки, где различие между слоями стирается. Это позволяет надеяться на улучшение качества спекания в будущем.

Выводы и рекомендации:

Подтверждена возможность проведения каждого из необходимых циклов реакционного спекания композита Si-SiC из исходных порошковых компонентов с помощью лазерного нагрева, причем в разных средах.

Результаты лабораторных исследований показывают образование вторичного карбида кремния в виде мостиков между частицами первично SiC и представляют собой кубический политип SiC-3C и политипы с длинным периодом решетки.

В двухслойных и трехслойных образцах обнаружены области, в которых не видна граница между слоями, что может говорить о возможности создания условий для образования сплошного каркаса SiC между слоями с помощью лазерного нагрева.

Полученные результаты позволяют надеяться на продолжение экспериментов по осуществлению таких работ, как ликвидация трещин или отверстий в готовых изделиях, сварка, уменьшение шероховатости материалов из композита Si-SiC, а также в перспективе начать исследования по возможности создания технологии 3D принтинга.

Применение лазера в технологии синтеза композита Si-SiC из самосвязанного SiC позволяют решать эти проблемы локально без нагрева всего остального изделия, что может быть чрезвычайно важно при работе с емкостями, заполненными опасными или вредными веществами.

В заключении авторы выражают благодарность Гордееву Денису Евгеньевичу за финансовое участие и Пилюсяну Сергею Хачиковичу за техническую помощь при старте исследований, а также Хмельницкому Роману Абрамовичу за содействие в исследованиях на электронном микроскопе и Мартовицкому Виктору Петровичу за серию исследований методом рентгеноструктурного анализа.

Литература

1. Беляев А.Е., Болтовцев Н.С. и др. Карбид кремния: технология, свойства, применение / ИСМА, Харьков, 2010, 532 с.
2. Гнесин Г.Г. Карбидокремниевые материалы / М.: Металлургия, 1977, 216 с.
3. Сорокин О.Ю. К вопросу о механизме взаимодействия углеродных материалов с кремнием (обзор) / Авиационные материалы и технологии, №1 (34), 2015.
4. Аникин А.Е., Галевский Г.В., Руднева В.В. Получение карбида кремния при восстановительной переработке техногенного микрокремнезема с использованием бурогоугольного полукокса / VIII Международная научно-практическая конференция «Инновационные технологии в машиностроении», г. Юрга, 2017.

5. Житнюк С.В., Сорокин О.Ю., Журавлева П.Л. Керамика на основе карбида кремния, полученная спеканием гранулированного порошка / Труды ВИАМ. №2 (86), 2020.

6. Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев В.П., Семенов С.С. Керамика для машиностроения / М.: ООО «Научтехлитиздат», 2003, 384 с.

7. Фролова М.Г., Каргин Ю.Ф., Леонов А.В., Лысенков А.С., Перевислов С.Н., Титов Д.Д., Мельникова И.С. Особенности формирования изделий из SiC методом горячего шликерного литья. Второй междисциплинарный молодежный научный форум с международным участием «Новые материалы». Сборник материалов / М: Интерконтактнаука, 2016, 285 с.

8. Перевислов С.Н., Беспалов И.А. Ударопрочные керамические материалы на основе карбида кремния / Письма в ЖТФ, том 43, вып. 1, 2017. С. 73–76.

9. Шикунов С.Л., Курлов В.Н. Получение композиционных материалов на основе карбида кремния силицированием углеродных матриц / Журнал технической физики, том 87, вып. 12, 2017. С. 1871–1878.

10. Филонов КН., Курлов В.Н., Классен Н.В., Самойлов В.М., Водовозов А.Н. Новая профильная керамика на основе карбида кремния / М.: Известия РАН. Серия физическая, том 73, № 10, 2009. С. 1460–1462.

11. Sosuke Azuma, Seizo Obata, Michiyuki Yoshida, Osamu Sakurada Preparation of silicon carbide slurry for UV curing stereolithography / Materialstoday: proseedins, Volume 16, Part 1, 2019. P. 72–77.

12. Heng Zhang, Yong Yang,, Bin Liu, Zhengren Huang The preparation of SiC-based ceramics by one novel strategy combined 3D printing technology and liquid silicon infiltration process / Ceramics International, Volume 45, Issue 8, 2019. P. 10800–10804.

13. Corson L. Cramer, Herb Armstrong, Alexis Flores-Betancourt, Lu Han, Amy M. Elliott, Edgar Lara-Curzio, Tomonori Saito, Kashif Nawaz Processing

and properties of SiC composites made via binder jet 3D printing and infiltration and pyrolysis of preceramic polymer / Journal of the American Ceramic Society, 2020.

14. Kai Liu, Tian Wu, David L., Bourell David, L. Bourell Laser additive manufacturing and homogeneous densification of complicated shape SiC ceramic parts / Ceramics International, Volume 44, Issue 17, 2018. P. 21067–21075.

15. Житнюк С.В. Керамика на основе карбида кремния, модифицированная добавками эвтектического состава. Дис. канд. техн. наук / М.: РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2014, 174 с.

16. Михайлов И.Г., Зайцев В.С., Соловьёва Л.А., Голубева Н.А., Лисаченко М.Г. Изготовление сложнопрофильных изделий из реакционносвязанного карбида кремния методом селективного лазерного спекания. VIII Международная конференция с элементами научной школы для молодежи «Функциональные наноматериалы и высокочистые». Сборник материалов / М: ИМЕТ РАН, 2020, 381 с.

17. Шишковский И.В. Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий / М.: Физматлит, 2009, 424 с.

18. Майстренко А.Л., Кулич В.Г., Ткач В.Н. Формирование высокоплотной структуры самосвязанного карбида кремния / Сверхтвердые материалы, № 1, 2009.

УДК 621.791.011, 621.791.053

Влияние присадочной проволоки на деформационную стойкость и прочность сварных швов пластин из титанового сплава ОТ4 при односторонней аргонодуговой сварке со сквозным проваром

Гареев И.С.; Малых М.В.; Собко С.А., д.т.н.

avva@ted.ch70.chel.su

ФГУП Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики имени академика Е.И. Забабахина Россия, 456770, г. Снежинск, ул. Васильева, 13

Аннотация:

В данной работе представлен сравнительный анализ деформационных и прочностных характеристик сварных соединений из титанового сплава ОТ4, сформированных при односторонней сварке со сквозным проваром по трем технологическим вариантам.

Ключевые слова:

аргонодуговая сварка, титановый сплав, геометрия сварного шва, деформация, прочность шва.

Наиболее важной качественной характеристикой корпусных конструкций различного промышленного назначения и одним из показателей надежности сварных конструкций является прочность при обеспечении точности (минимальный уровень деформаций). Особенно это актуально для конструкций, в которых сварные швы являются критическими элементами в части обеспечения расчетного запаса прочности всей конструкции.

Для обеспечения равнопрочности сварной конструкции рекомендуется выбирать стыковое соединение деталей с полным проплавлением. Вместе с тем необходимо учитывать, что равнопрочность определяется не только свойствами зон соединения, но и профилем образующегося шва – выпуклостями и вогнутостями с наружной и внутренней его поверхности. Это особенно характерно при выполнении однопроходной сварки соединений без разделки кромок, при которой, кроме выпуклости и вогнутости, возможно образование подрезов и углублений - концентраторов напряжений по краям шва.

Настоящая работа выполнена применительно к сварке деталей без разделки кромок из титанового сплава ОТ4. Рассмотрены особенности формирования сварного шва со сквозным проваром по различным технологическим вариантам.

Экспериментальные исследования по автоматической аргонодуговой сварке выполняли на пластинах 220×140×2,5 мм по трем вариантам (на подложке с канавкой для формирования корня шва): сварка без присадочной проволоки (БППр); сварка с присадочной проволокой (ППр) и комбинация сварки без присадочной проволоки и сварки с присадочной проволокой (БППр+ППр). В качестве присадочного материала использовали проволоку ОТ4св диаметром 1,6 мм.

Первый вариант (БППр) выбран как базовый для сравнения по деформационным и прочностным критериям с вариантами ППр и БППр+ППр (с присадочной проволокой).

В работе [1] для усиления зоны шва был предложен и освоен вариант сварки за один проход с присадочной проволокой (ППр) и проплавлением корня шва. Причем было принято допущение, что фактическая форма наплавленного металла сварного шва представляет собой эллипс ($B_{ш}$ – ширина шва, $H_{ш}$ – высота усиления, $S_{ш}$ – площадь усиления), рисунок 1.

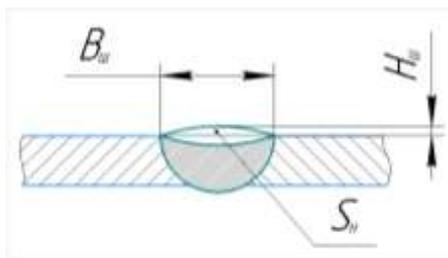


Рис. 1 – Схематичное изображение конфигурации сварного шва

При этом за счет расчетного определения скорости подачи сварочной проволоки обеспечивали необходимую конфигурацию сварного шва (сквозной провар с усилением шва).

Третий комбинированный вариант сварки (БППр+ППр), с одной стороны, обеспечивает возможность исправления поверхностных дефектов шва по варианту сварки БППр в виде вогнутостей с соответствующим его усилением и, с другой стороны, позволяет, за счет двойного теплового воздействия на сварное соединение, дополнить описание взаимосвязи погонной энергии и остаточных деформаций сварных пластин.

Цель данной работы заключалась в исследовании деформационной стойкости и прочности сварных соединений с учетом влияния погонной энергии сварки по трем отличающимся технологическим вариантам.

Задачи достижения поставленной цели включали сравнительную оценку остаточных деформаций стыковых соединений образцов в виде пластин и механических характеристик сварных швов по их прочности.

Для защиты нагретых участков шва и околошовной зоны (ОШЗ) до температуры выше $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ [2] от насыщения газами использовали

специализированное приспособление, разработанное на основе математического моделирования процесса распространения теплоты при сварке пластин заданной толщины из титана [3].

Предварительно на тех же образцах определяли режимы сварки, обеспечивающие по всем трем вариантам сквозной провар соединений. При выборе параметров режима сварки учитывали в качестве основного критерия величину погонной энергии q_n (кДж/м), отвечающей за степень тепловложения в сварное соединение.

Погонную энергию сварки определяли по следующей формуле [4]:

$$q_n = \frac{I \cdot U \cdot \eta}{v_{св}}, \quad (4)$$

где I – ток сварки, А, U – напряжение на дуге, В, η – эффективный КПД процесса сварки, $v_{св}$ – скорость сварки, м/с.

Известно, что снижение величины погонной энергии за счет управления основными сварочными параметрами, при обеспечении требуемой глубины провара, позволяет минимизировать негативную роль сварочных деформаций и позитивно влияет на прочность сварных соединений [4, 5].

В результате экспериментальных исследований на образцах были отработаны режимы сварки и получены сварные швы со сквозным проваром на всем протяжении стыка.

На рисунке 2 представлены данные по вводимой энергии, отнесенной к длине шва (погонная энергия q_n), для каждой технологии сварки.

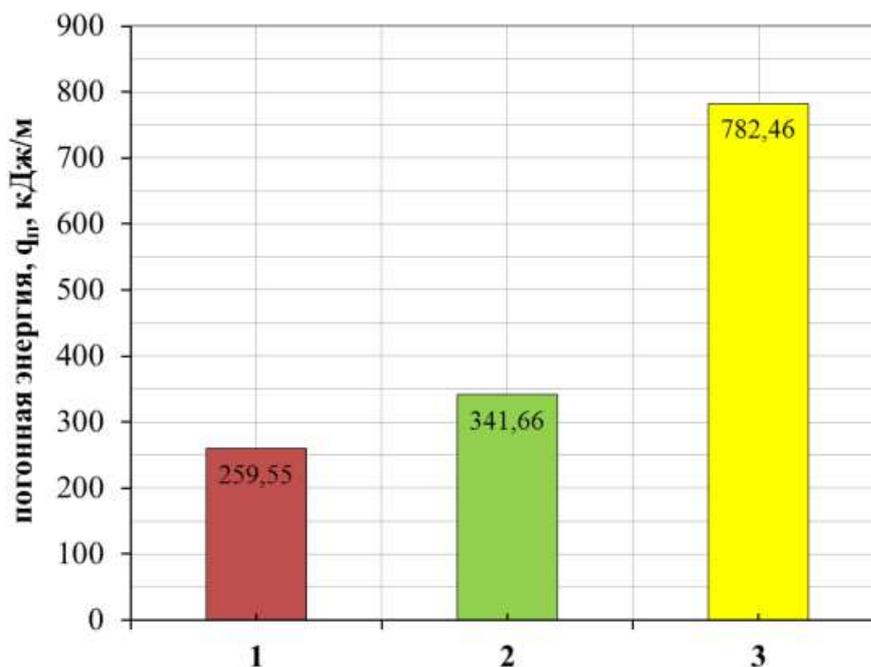


Рис. 2 – Диаграмма значений погонной энергии для каждой технологии сварки: БППр (1), ППр (2), БППр+ППр (3)

Как известно [6], ширина сварного шва вследствие усадочных явлений оказывает существенное влияние на деформацию сварного соединения, в том числе, на его коробление, а при сквозном проваре и на профиль в поперечном сечении, в частности, на выпуклость шва с обратной стороны.

В таблице 1 приведены данные по ширине шва с наружной и внутренней поверхности соединений.

Таблица 1

Размеры сварного шва трех образцов

Ширина, мм	Вариант сварки		
	БППр	ППр	БППр+ППр
Наружная	15,0	16,8	16,7
Внутренняя	13,0	13,6	13,6

Как видно варианты сварки с применением присадочной проволоки приводят к большей ширине шва. В данном случае эти значения являются

косвенным показателем степени влияния каждого технологического варианта сварки на деформационную стойкость соединений.

Деформационную стойкость соединений технологических вариантов оценивали по уровню остаточных сварочных деформаций.

В зависимости от характера, формы и размеров свариваемых деталей различают деформацию «в плоскости» и деформацию «из плоскости» соединяемых элементов. Деформация в плоскости является практически необратимой и проявляется в изменении (уменьшении) размеров конструкции, с чем необходимо считаться при заготовке деталей и сборке под сварку, предусматривая припуск на изменение размеров. Деформация из плоскости (угловая деформация) имеет возможность регулирования конструктивно-технологическими мероприятиями и проявляется в образовании выпучин и местном изгибе пластин.

После сварки образцы-пластины разневоливали из сварочного приспособления, после чего внутренние сварочные напряжения приводили к остаточным деформациям образцов.

Для определения степени изменения формы проводили измерение высоты точек Δ , расположенных на деформированной поверхности сварных образцов по схеме рисунка 3.

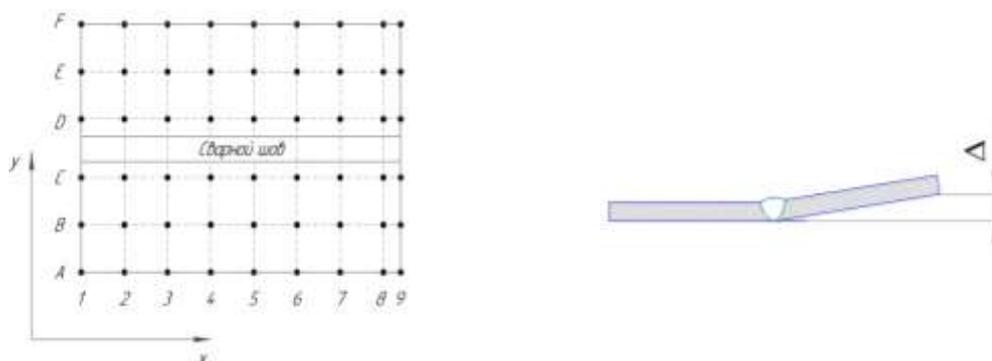


Рис. 3 – Схема измерения угловой деформации стыкового соединения

Измерения относительно опорной горизонтальной плоскости проводили цифровой измерительной головкой ценой деления 0,01 мм при помощи фрезерного станка с ЧПУ. Устанавливали образец на столе станка, при этом прижимом обеспечивали отсутствие зазора между столом и образцом в точке А1. Цифровую измерительную головку закрепляли в магнитном штативе, установленном на корпусе шпинделя станка. Перпендикулярность между измерительным стержнем головки и столом станка контролировали при помощи плоскопараллельных концевых мер. Перемещением стола станка по осям x , y обеспечивали измерение высоты в необходимой точке, точность перемещения стола станка – 0,005 мм. Шаг измерения по x , y – 30 мм.

По результатам измерений построены графики изменения высоты сечений в продольных и поперечных сечениях для каждого исследуемого образца, рисунок 4.

Построенные линии графиков с высокой степенью точности описываются полиномами четвертой степени, которые позволяют методами интегрирования рассчитать площадь под кривыми изменения высот. То есть, определить степень изменения формы образцов по каждому из сечений, например, продольных (А, В, С, D, E, F).

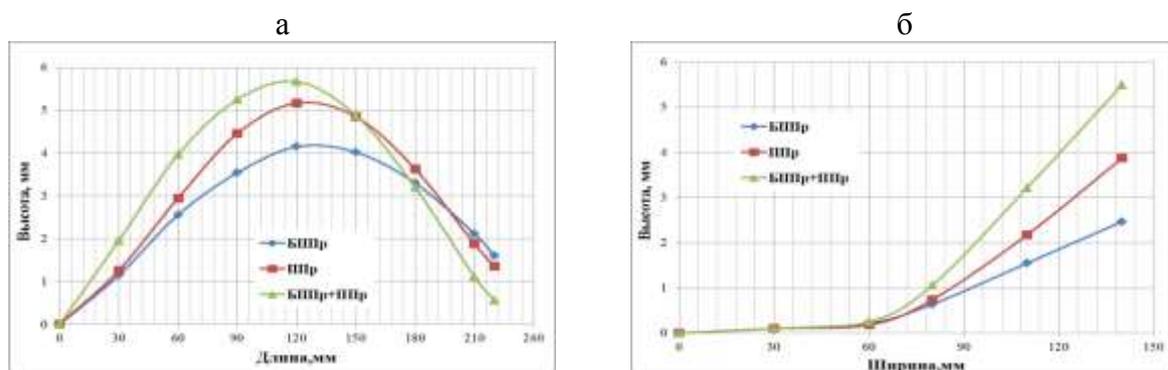


Рис. 4 – Графики изменения высоты поверхности деформированных образцов от горизонтальной плоскости: а – продольное сечение, б – поперечное сечение

Для оценки деформационной стойкости образцов в качестве степени изменения их формы был предложен обобщенный критерий в виде среднего значения площадей продольных или поперечных сечений, характеризующий отклонение поверхности сварных пластин от горизонтальной плоскости.

Полученные полиномы проинтегрированы по dx на отрезке от 0 до 220 (мм). Результаты данных расчетов площади по продольным сечениям представлены в виде гистограмм на рисунке 5.

В дополнение рассмотрен еще один критерий, представляющий величину угловой деформации образцов в поперечном сечении 5 (по рисунку 3), практически равноудаленном от краев пластин, соответствующих началу и концу сварки, рисунок 6. Деформации в этом сечении, локализуемые вдали от краев ограниченной по размерам пластины, в наименьшей степени подвержены влиянию краевых эффектов в распределении напряжений и поэтому являются наиболее характерными для термомодеформационного цикла сварки по каждому из рассматриваемых вариантов.

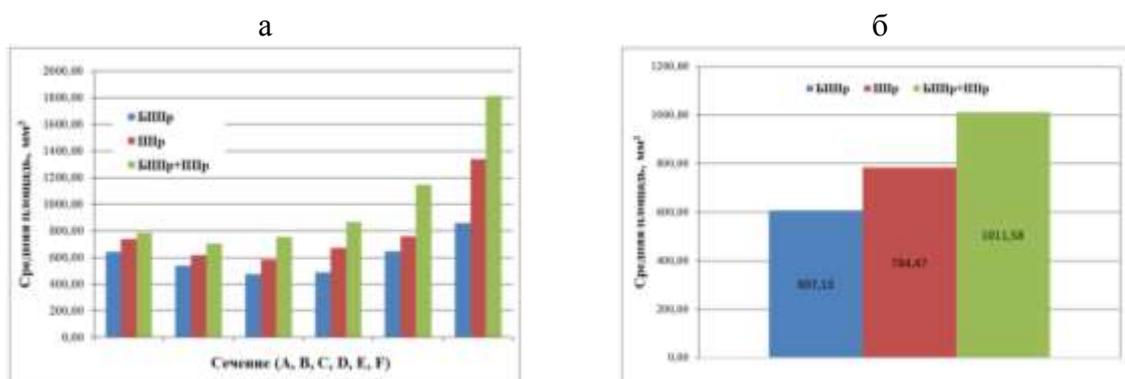


Рис. 5 – Гистограммы определения площади:
а – по сечениям, б – среднее значение площади по образцам

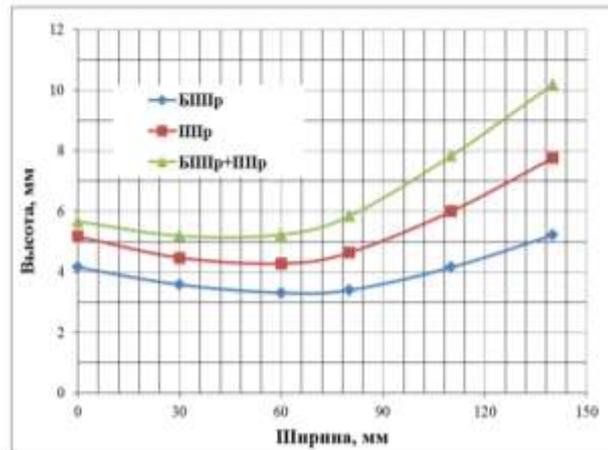


Рис. 6 – Графики изменения высоты поверхности деформированных образцов от горизонтальной плоскости (сечение 5 рисунка 3)

Полученные результаты измерений были приведены к единой базе в срединной точке по ширине образцов (на расстоянии 70 мм от края). Для этого была выполнена следующая последовательность действий: определены функциональные зависимости значений высот по ширине образцов в виде полиномов второй степени и вычислены уравнения касательной в точке $x=70$; определены углы наклона полученных касательных к абсциссе; выполнен поворот системы координат на угол наклона и вычислены новые координаты. После этих действий полученные графики были перемещены в нулевую точку оси ординат. Итоговые зависимости показаны на рисунке 7.

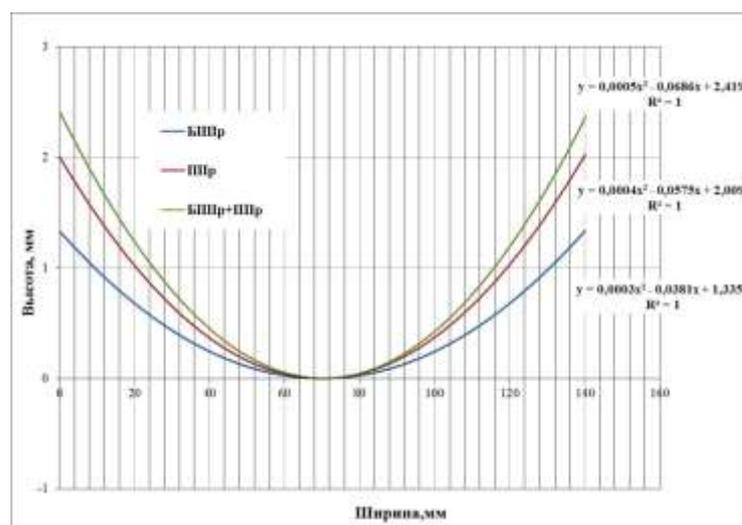


Рис. 7 – Преобразованные графики изменения высот поверхности деформированных образцов от горизонтальной плоскости (сечение 5)

По полученным данным можно сделать вывод, что уровень остаточных деформаций (отклонение поверхности от горизонтали) при сварке за два прохода максимален. При сварке за один проход без присадочной проволокой отмечен наименьший уровень остаточных деформаций. В количественном выражении углы касательной в крайних точках (0 и 140 мм по ширине, рисунок 7), отражающих деформацию в поперечном сечении образцов относительно горизонтальной плоскости, приведены в таблице 2.

Данные по угловым деформациям соответствуют расчетно-экспериментальным величинам средней площади продольных сечений (таблица 2), что подтверждает достоверность примененных алгоритмов оценки деформационной стойкости образцов.

Таблица 2

Сводная таблица значений деформационной стойкости образцов и погонной энергии по трем вариантам сварки

Вариант сварки	Средняя площадь по сечениям, мм ²	Угловые деформации, град	Погонная энергия q_n , кДж/м
БППр	607,13	2,18	259,55
ППр	784,47	3,31	341,66
БППр+ППр	1011,58	3,90	782,46

Как видно, однопроводная сварка без присадочной проволоки характеризуется наименьшей величиной остаточных и угловых деформаций. Вариант комбинированной сварки при наибольшей суммарной величине погонной энергии имеет максимальное отклонение в сравнении с однопроводными вариантами сварки по критериям средней площади и угловой деформации образцов. Оценочно корреляция погонной энергии x (кДж/м) с показателями деформационной стойкости сварных образцов-пластин выражается следующими линейными зависимостями:

– по средней площади продольных сечений $Y(\text{мм}^2) = 0,6874x + 484,01$ при величине достоверности аппроксимации $R^2=0,91$;

– по угловым деформациям $Y(\text{град}) = 0,0026x + 1,9127$ при $R^2=0,72$.

Качество сварки после измерений оценивали рентгенографическим контролем швов образцов и металлографическим контролем шлифов поперечных сечений сварных соединений тех же образцов.

По каждому варианту сварки швы были сформированы без внутренних дефектов в виде пор и трещин. По результатам рентгенографического контроля внутренних дефектов в сварных соединениях всех образцов не выявлено, что подтверждает, в том числе, эффективность примененного сварочного приспособления [3]. Вместе с тем, при варианте сварки за один проход без проволоки БППр были выявлены углубления по краям шва, которые уменьшают рабочее сечение соединения.

Для оценки предела прочности сварных швов, выполненных по трем отличающимся вариантам, были изготовлены образцы для механических испытаний на растяжение по ГОСТ 6996-66.

Значения предела прочности металла шва, включая твердость HV5, определенную при металлографическом контроле, приведены в таблице 3.

Таблица 3

Значения твердости HV5 и предела прочности σ_b металла шва
(среднее и среднеквадратичное отклонение СКО)

Вариант сварки	Твердость		Предел прочности, МПа	
	Среднее	СКО	Среднее	СКО
БППр	285,8	3,0	924,2	3,6
ППр	274,6	2,5	938,9	1,7
БППр+ППр	277,0	6,0	888,9	8,4

Следует отметить, что предел прочности сварного шва по варианту комбинированной сварки (двукратный проход, присадочная проволока) ниже, чем при вариантах однопроходной сварки (не более, чем на 5 %). При этом средняя величина твердости HV5 основного металла образцов составила 239,5 при СКО 4,7; средняя величина предела прочности сварного соединения, разрушенного во всех случаях по ОШЗ основного металла, при сварке по варианту БППр составила 765,4 МПа, а по двум вариантам с

присадочной проволокой 693,8 и 699,4 МПа, что во всех случаях существенно ниже прочностных свойств непосредственно сварного шва. Более низкий уровень прочности ОШЗ зоны при сварке с присадочной проволокой вызван, по-видимому, смягчающим воздействием на структурные составляющие титанового сплава повышенного уровня погонной энергии. Это соответствует также характеру распределения твердости в поперечном сечении сварных соединений всех вариантов сварки, рисунок 8.

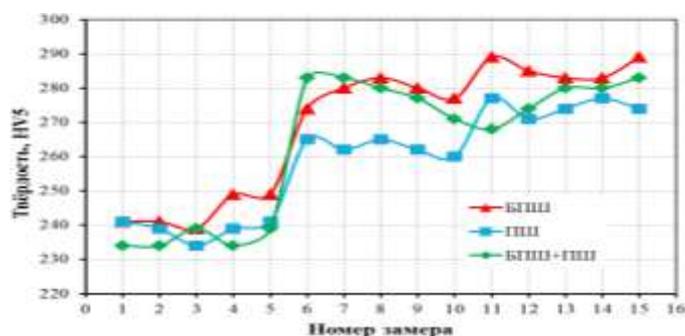


Рис. 8 – Диаграмма распределения значений твердости металла в различных зонах сварных соединений для каждого варианта сварки

Таким образом, все три варианта сварки обеспечивают достаточный запас по прочности шва, при этом прочность сварного соединения будет соответствовать прочности основного металла, включая ОШЗ. Равнопрочность сварных титановых соединений при сквозном проваре в итоге будет определяться свойствами металла ОШЗ, связанными с уровнем погонной энергии при сварке. Не менее значимо может быть влияние таких поверхностных дефектов шва, как, например, вогнутостей или углублений, уменьшающих рабочее сечение или действующих как концентратор напряжений. Известно, например, что такие дефекты швов, как подрезы, могут снизить выносливость сварных соединений из титана наполовину [5] или создать значительную концентрацию напряжений и снизить долговечность соединений [7]. Отмечено также [8], что качество поверхности деталей из титана при их циклическом нагружении имеет принципиальное значение в части влияния на эксплуатационные свойства.

Выбор варианта сварки в каждом конкретном случае будет определяться соотношением значимости эксплуатационных требований в части деформационных, прочностных и геометрических характеристик сварного соединения. При этом независимо от выбранного варианта сварки со сквозным проваром следует принимать дополнительные меры как по уменьшению величины погонной энергии за счет оптимизации сварочных параметров, так и по поиску способов снижения остаточных деформаций [9].

Заключение

1. Установлены основные закономерности влияния вида сварки без присадочной проволоки и с присадочной проволокой, а также погонной энергии на деформационную стойкость соединений и прочность швов. Вариант однопроходной сварки с присадочной проволокой, по сравнению с базовым вариантом без присадочной проволоки, характеризуется при достаточности прочности и усиления шва отсутствием поверхностных дефектов в виде локальных углублений. Однако уровень деформационной стойкости при этом ниже. Комбинированный вариант при более низкой прочности шва обеспечивает также его усиление при сопутствующем устранении поверхностных дефектов бесприсадочной сварки первого прохода. При такой сварке отмечен наиболее высокий уровень остаточных и угловых деформаций соединения образцов-пластин. Увеличение погонной энергии сварки однозначно приводит к снижению деформационной стойкости сварных образцов-пластин.

2. Предложен ряд критериев оценки деформационной стойкости соединений, учитывающих продольные и поперечные остаточные деформации листовых соединений: средняя площадь сечений, угловые деформации в поперечном сечении срединной части образцов. Отмечена высокая достоверность линейной связи погонной энергии по трем вариантам сварки со средней площадью сечений деформированной поверхности образцов относительно опорной горизонтальной плоскости.

3. Экспериментально полученные характеристики: погонная энергия, ширина шва, твердость и предел прочности шва, критерии оценки деформаций – являются входными параметрами для теоретического моделирования температурно-напряженного состояния сварных соединений и его связи с деформационной стойкостью сварных листовых конструкций из титана со сквозными швами. Это особенно актуально для корпусных изделий высокоточного изготовления с кольцевыми и круговыми швами.

Литература

1. Гареев И.С., Лобанов С.Н., Писарев М.С., Собко С.А. Технологические особенности сварки корпусных конструкций из титанового сплава ОТ4 // ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ. – Москва, 2018. – С. 356–362.
2. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / С.М. Гуревич, В.Н. Замков, В.Е. Блащук и др. – 2-е изд., доп. и перераб. – К.: Наук. думка, 1986.
3. Собко С.А., Гареев И.С., Писарев М.С., Брунеткина Е.В. Моделирование тепловых процессов при аргонодуговой сварке // Сварочное производство, 2013. № 4. С. 6–10.
4. Волченко В.Н. Сварка и свариваемые материалы / В.Н. Волченко. – М: Металлургия, 1991. Т.1 – 35 с., 93 с.
5. Гуревич С.М. Справочник по сварке цветных металлов / С.М. Гуревич, В.Н. Замков. – Киев: Изд. «Наукова думка», 1990. – С. 199–204
6. Третьяков Ф.Е. Сварка плавлением титана и его сплавов. – М., «Машиностроение», 1968. С. 3–8, 117 с.
7. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. Под. ред. акад. Б.Е. Патона. М., «Машиностроение», 1974. - 768с. Стр.282.
8. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении / М.: Машиностроение, 1990. – 400 с. С. 306.

9. Волков С.С., Коновалов А.В., Куркин А.С. Разработка технологии снижения остаточных напряжений и деформаций в зоне сварного соединения ультразвуковыми колебаниями // Сварочное производство, 2018. № 4. С. 32–38.

Системные требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 4.5 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Изд-во ФГУП «ВИАМ»

admin@viam.ru