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

(ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева»

(Самарский университет)

**Всероссийская научно-техническая конференция
«Современные достижения в области создания
перспективных легких сплавов и покрытий для
авиационной и космической техники»**

Материалы конференции

16 апреля 2021 г.

Электронное издание

Москва

2021

УДК 621.7+620.1

ББК 34.2

C56

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»; П.В. Панин, к.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории; Е.А. Шеин, к.т.н., главный специалист.

Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники : материалы Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 16 апреля 2021 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2021. – 324 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-68-5. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 5,3 Мб. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:

- аддитивные технологии;
- легкие сплавы на основе алюминия, титана, магния (в том числе алюминий-литиевые сплавы пониженной плотности);
- разработка технологий фасонного литья, деформационной, термической и механической обработки полуфабрикатов и деталей из легких сплавов на основе алюминия, титана, магния;
- жаропрочные интерметаллидные материалы на основе титана;
- технологии сварки и пайки конструкционных материалов;
- управление качеством изготовления деталей авиационной и космической техники;
- методы неразрушающего контроля;
- испытания в области оценки свойств материалов и элементов конструкций;
- комплексные системы защиты материалов от коррозии, старения и биоповреждений и др.

УДК 621.7+620.1

ББК 34.2

ISBN 978-5-905217-68-5

© ФГУП «ВИАМ», 2021

Организационный комитет

(ФГУП «ВИАМ»)

Председатель:

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

Заместители председателя:

М.С. Оглодков – к.т.н., заместитель начальника НИО «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы».

Члены организационного комитета:

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

А.А. Каньгин – начальник управления;

Е.Б. Алексеев – начальник сектора лаборатории;

А.С. Кочетков - начальник сектора лаборатории;

Л.В. Прохорова – начальник отдела;

И.Ю. Смирнова - заместитель начальника отдела;

Н.В. Войтенко – специалист по выставочной деятельности;

Е.А. Цилин – ведущий специалист;

А.В. Бабин – ведущий инженер;

Д.С. Трушин – начальник сектора.

СОДЕРЖАНИЕ

Магниевые сплавы

Литейные магниевые сплавы повышенной чистоты и современные технологии производства литья из них 7

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

Алюминиевые сплавы

Исследование структуры и механических свойств биметаллических образцов, полученных технологией селективного лазерного сплавления 24

Александров С.Е.; Агаповичев А.В.; Хаймович А.И.; Смелов В.Г.; Копьяк Д.Г.

Опыт освоения технологии изготовления крупногабаритных штамповок из сплава 1570С методом горячей объемной деформации..... 33

Кривопапов И.В.; Ерисов Я.А.; Батулин А.П.

Оценка стойкости сварных соединений листовых конструкций из алюминиевых сплавов против образования горячих трещин с использованием компьютерного моделирования 44

Королев С.А.

Моделирование процесса формообразования обтяжкой оболочек сложной формы из нового свариваемого алюминиевого листового материала..... 55

Михеев В.А.; Де Алваренга Роберто; Гусев Д.В.

Новые режимы термической обработки литых и катаных полуфабрикатов из алюминий-литиевого сплава 1441..... 73

Оглодкова Ю.С.; Антипов К.В.; Селиванов А.А.; Оглодков М.С.

Уточнение состава и комплекса свойств проводникового сплава системы Al-Cu-Mn..... 93

Гречников Ф.В.; Гольдбух Г.Е.; Демьяненко Е.Г.; Попов И.П.

Исследование реологических свойств сплава В-1461..... 100

Гречников Ф.В.; Ерисов Я.А.; Разживин В.А.; Петров И.Н.

Абразивоструйная обработка поверхности и ГИП как метод повышения герметичности и упрочнения отливок из алюминиевых сплавов..... 106

Трапезников А.В.; Власова К.А.; Прохорчук Е.А.; Решетников Ю.В.

Исследование влияния основных параметров магнитно-импульсной обработки на структуру и свойства алюминиевого заэвтектического сплава Al-22 масс. % Si 120

Черников Д.Г.; Пфетцер И.А.

Титановые сплавы

Получение жаропрочных композиционных материалов на основе титана методами СВС 134

Аверичев О.А.

Влияние режимов термической обработки на свойства плит из титанового сплава ВТ16 150

Гавзе А.Л.

Ликвационные дефекты в орто-сплавах ВТИ-4 и ВИТ1 159

Ледер М.О.; Кондрашов Е.Н.; Русаков К.А.; Долматов Е.В.; Маслов Н.В.; Щетников Н.В.

Влияние режимов деформационной обработки на структуру, механические свойства и характеристики усталостной прочности штамповок из высокопрочного титанового сплава ВТ22М 171

Крохина В.А.; Ночовная Н.А.; Путырский С.В.; Арисланов А.А.

Влияние различных факторов на комплекс свойств сплава ВТ18у 190

Ледер М.О.; Щетников Н.В.; Кондрашов Е.Н.; Русаков К.А.

Возможность получения однородного химического состава полуфабрикатов из интерметаллидных титановых гамма-сплавов..... 203

Макушина М.А.; Кочетков А.С.; Панин П.В.; Ночовная Н.А.

Композиционные материалы

Исследование влияния кристаллографической текстуры металлической основы на эксплуатационные характеристики металло-матричных и металл-полимерных композиционных материалов 219

Гречников Ф.В.; Ерисов Я.А.

Гибридные наноматериалы на основе многостенных углеродных нанотрубок декорированных металлосодержащими наночастицами или нанопокрывтиями. Синтез. Свойства. Применение в качестве армирующих микродобавок в алюминиевые сплавы..... 229

Объедков А.М.; Вилков И.В.; Аборкин А.В.; Бабин Д.М.; Бокарёв Д.В.

Защитные покрытия

Термостойкое композиционное покрытие для защиты от коррозии стальных деталей 241

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

Особенности формирования плазменного электролитического оксидного покрытия на алюминиевом сплаве системы Al-Cu-Mg-Li..... 254

Кузин Я.С.; Фомина М.А.; Козлов И.А.; Кутырев А.Е.

Модель обеспечения качества теплозащитных покрытий 274

Савич Е.К.; Антипов Д.В.

Отдельные вопросы технологии

Опыт применения технологии инкрементального формообразования 283

Сурудин С.В.; Ерисов Я.А.; Кузин А.О.; Р. Де Алваренга; Разживин В.А.; Петров И.Н.

Формообразование поперечных рифтов на трубах с минимизацией утонения на вершине рифта 294

Масленникова А.С.; Моисеев В.К.; Шаров А.А.

Наноэффекты и магнитопластичность закаленных металлических сплавов после старения в магнитных полях 303

Покоев А.В.; Осинская Ю.В.; Магомедова С.Г.; Синеглазов Д.С.

Особенности управления качеством крупногабаритных штамповок авиационного назначения 313

Хардин М.В.; Ураскин Е.А.

УДК 669.018.669.721.5

Литейные магниевые сплавы повышенной чистоты и современные технологии производства литья из них

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

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

Аннотация:

На повышение качества литейных магниевых сплавов, улучшение их чистоты и коррозионной стойкости направлена разработка новых технологических процессов бесфлюсовой плавки; применение Resol-CO₂ процесса и аддитивных технологий для изготовления форм из ХТС. В статье рассмотрены свойства коррозионностойких литейных магниевых сплавов и возможные способы повышения их чистоты. Выплавленный с применением новых технологий сплав ВМЛ18 превосходит по коррозионной стойкости все существующие сплавы на основе магния, в том числе сплав AZ91Mр и рекомендуется для работы во всеклиматических условиях. Применение сплава в изделиях позволит снизить содержание ликвационных неметаллических включений, повысить надежность и ресурс работы за счет повышения удельной прочности и коррозионной стойкости.

Ключевые слова:

магниевые сплавы, микроструктура, примеси, коррозионная стойкость, формы из ХТС

Введение

Магний – один из наиболее распространенных элементов в земной коре, обладающий комплексом свойств интересующих конструкторов всего мира [1-4]. Ведущие страны, такие как Англия, Япония, Китай, США, Корея активно занимаются разработкой литейных магниевых сплавов и технологией получения отливок из них, используя для достижения требуемых характеристик новые технологические приемы, легирование элементами в расплавленном состоянии, регламентирование процессов затвердевания, изыскание новых защитных сред вместо флюсов – газов, фторборатов: KBF_4 , BF_3 и др. Распространено использование широкого спектра легирующих элементов, в различных сочетаниях, в том числе редкоземельных металлов [5-8]. Так, израильская компания Dead Sea Magnesium Ltd предлагает для деталей аэрокосмической и автомобильной промышленности магниевые сплавы, содержащие алюминий, церий, кальций. Китайские разработчики работают над повышением уровня прочностных свойств литейных магниевых сплавов, используя базовую систему Mg-Al-Zn, легированную неодимом, гадолинием, кальцием.

Расширению применения магниевых сплавов всегда препятствовала их пониженная коррозионная стойкость, с целью снижения скорости коррозии в США и Англии были разработаны специальные сплавы AZ91E, AZ91D, AZ91Hr и др. В России отечественные сплавы – это МЛ5пч и новый сплав ВМЛ18. По химическому составу и свойствам перечисленные сплавы равноценны сплаву МЛ5пч. Сплавы AZ91E, AZ91D, AZ91Hr являются сплавами двойного применения, они успешно используются в узлах конструкций боевых реактивных самолетов, базирующихся на авианосцах, а также в конструкциях автомобилей различных классов (Германия, Япония, Корея).

В России направлению разработки составов современных сплавов и технологий плавки и формообразования посвящены работы ФГУП ВИАМ [9-

15]. Это широкоприменяющиеся и новые высокопрочные, жаропрочные и высокочистые сплавы на основе систем: Mg-Al-Zn (МЛ5, МЛ5пч, ВМЛ18); Mg-Zn-Zr (МЛ8, МЛ12, ВМЛ20, ВМЛ24); Mg-PЗМ-Zr (МЛ9 с индием, МЛ10 с неодимом; МЛ9 с неодимом и иттрием; ВМЛ25 с неодимом и гадолинием). Использование этих сплавов позволяет значительно снизить массу, повысить температуру эксплуатации базовых деталей гидросистем управления, топливных систем и агрегатов летательных аппаратов различного уровня, в том числе в всеклиматических условиях.

Одной из важных проблем, представляющих интерес для конструкторов, является проблема повышения чистоты и коррозионной стойкости магниевых сплавов в сочетании с высокими механическими свойствами.

Известно, что для магниевых сплавов, легированных алюминием и цинком, вредными примесями являются металлические примеси – Fe, Si, Cu, Ni, а также газы – H, I, Cl и неметаллические включения. Их содержание в сплаве является определяющим при оценке коррозионной стойкости сплава и при высоком уровне ведет к резкому увеличению общей и флюсовой коррозии. Примесь железа в магниевых сплавах резко снижает их коррозионную стойкость. Сплавы с содержанием 0,03-0,05% имеют коррозионную стойкость в 10 раз ниже, чем сплавы, содержащие 0,005% железа. В процессе плавки также может происходить насыщение расплава железом из материала тигля. Кремний присутствует в магниевых сплавах в виде соединения Mg_2Si , располагается по границам зерен, снижая пластичность и охрупчивая сплав. При этом снижаются механические свойства и ухудшаются коррозионные характеристики. Проблема повышения чистоты и коррозионной стойкости магниевых сплавов в сочетании с высокими механическими свойствами является актуальной и достаточно сложной [16-18]. Создание нового коррозионностойкого литейного магниевого сплава позволяет удовлетворить современные Российские и

международные требования для работы ответственных изделий во всеклиматических условиях. Таким сплавом является высокочистый сплав ВМЛ18, выплавляемый способом бесфлюсовой плавки на основе шихтовых материалов повышенной чистоты.

Технологические параметры плавки и литья, а именно: температурные режимы введения и количество лигатур и модификаторов, обеспечивающих структуру и химический состав сплава; режимы рафинирования и выстаивания расплава перед заливкой, ответственные за образование интерметаллидных фаз, их высаживание и повышение чистоты расплава по металлическим примесям, неметаллическим включениям являются основными параметрами при производстве сложноконтурных фасонных отливок [14-17].

Сплав ВМЛ18 не содержит дорогих и дефицитных элементов. Химический состав представлен в таблице 1. Как следует из таблицы содержание вредных примесей в сплаве ВМЛ18 ниже, чем у существующих магниевых сплавов.

Таблица 1 - Химический состав литейных магниевых сплавов повышенной чистоты

Сплав	Основные элементы, %					Примеси, %				
	Mg	Al	Zn	Mn	Сумма Ca и Cd	Fe	Si	Cu	Ni	Сумма Ti и Zr
ВМЛ18*	Основа	7,3-8,7	0,4-1,0	0,2-0,7	0,2-0,5	≤0,004	≤0,003	0,02	0,001	0,004-0,01
МЛ5пч ГОСТ2854		7,8	0,6	0,25	-	0,007	0,08	0,04	0,001	0,002
МЛ5 ГОСТ2856		7,5-9,0	0,2-0,8	0,15-0,5	-	0,06	0,25	0,1	0,001	-

*- патент РФ

С целью повышения чистоты сплава ВМЛ18 по примесям железа и кремния использован специальный технологический прием – введение титана и марганца в расплав из лигатур. При этом температурные режимы и количество вводимых элементов не приводят к снижению прочностных характеристик [18-20].

Сплав ВМЛ18 имеет хорошие физические свойства:

- Удельный вес: 1810 кг/м^3 ;
- Удельное электросопротивление: $\rho=14,2 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}\cdot\text{м}$;
- Теплопроводность: $\lambda_{20^\circ\text{C}}=63,0 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$, $\lambda_{200^\circ\text{C}}=81,0 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$;
- Удельная теплоемкость: $C_{20^\circ\text{C}}=1007,0 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$, $C_{100^\circ\text{C}}=1031,0 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$, $C_{200^\circ\text{C}}=1058,0 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$, $C_{300^\circ\text{C}}=1085,0 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$;
- Коэффициент термического линейного расширения: $\alpha_{(20-100)^\circ\text{C}}=26,8 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$.

Технологические свойства определяли для сплава среднего химического состава:

- Жидкотекучесть: 320 мм;
- Линейная усадка: 1-1,2%;
- Склонность к трещинообразованию: 27,5 мм.

Сплав упрочняется при термообработке по режиму Т4. Для увеличения и стабилизации предела текучести сплав ВМЛ18 может быть обработан по режиму Т6, с последующим старением.

Микроструктура сплава ВМЛ18 имеет в литом состоянии мелкозернистую равноосную дендритную структуру α -твердого раствора Al, Zn, Cd в магнии с выраженной псевдоэвтектикой, расположенной по границам зерен, состоящей из крупных образований α -твердого раствора и соединения $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, а также беспорядочно расположенные включения элементарного марганца αMn или $\beta\text{Mn}(\text{Fe})$. Обе фазы ответственны за коррозионную стойкость сплавов системы Mg-Al-Zn-Mn, поскольку способствуют связыванию αFe и препятствуют образованию соединений FeAl и Fe_2Al_3 , являющихся ярко выраженными катодами[21, 23].

На рис 1 представлено влияние марганца на коррозионное поведение и фазовый состав магния высокой чистоты и магния технического.

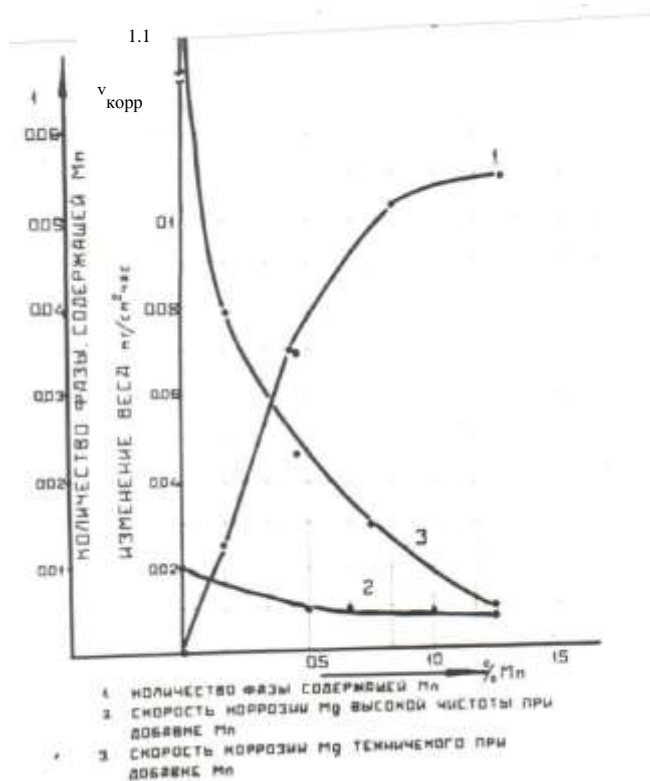


Рисунок 1 - Влияние марганца на коррозионную стойкость и фазовый состав магния

Величина зерна такого сплава в литом состоянии может составлять 0,16-0,2 мм; предел прочности $\sigma_B=150$ МПа. При величине зерна – 0,1 мм, предел прочности повышается до $\sigma_B=180$ МПа, удлинение от 2,8 до 4,0%. Сплавы, обладающие мелкозернистой структурой требуют меньшего времени выдержки при нагреве под закалку для перевода различных фаз в твердый раствор, чем сплавы с грубозернистой структурой, поэтому так важен процесс измельчения зерна в процессе плавки, т.е. его модифицирование. На рис. 2-4 представлены микроструктура отливки и излом технологической пробы.

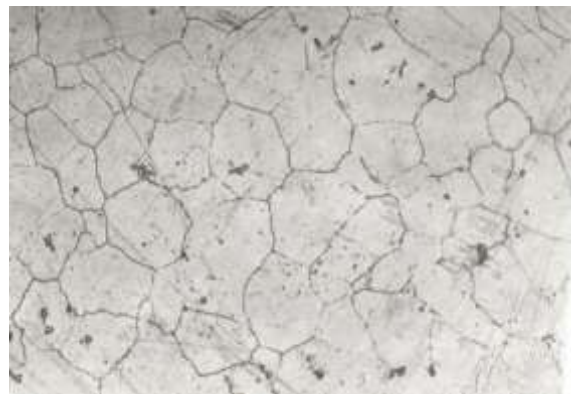


Рисунок 2 - Литое состояние x100 Рисунок 3 - Состояние T4 x100

Микроструктура крупногабаритной отливки из сплава ВМЛ18



Рисунок 4 - Илом технологической пробы сплава ВМЛ18,
бесфлюсовая плавка

Термическая обработка проводилась по режиму T4.

Фаза $Mg_{17}Al_{12}$ при нагреве под закалку переходит в твердый раствор, упрочняя его, при этом размер зерна при правильном ведении процессов плавки и термообработки может составлять 0,1-0,12 мм. Предел прочности на отдельно отлитых образцах ВМЛ18 T4 составляет 250-265 МПа, предел текучести 100-110 МПа, удлинение 8-12%.

Проведено исследование температур фазовых превращений сплава ВМЛ18 методом дифференциального термического анализа в литом и закаленном (T4) состояниях.

Данные результатов испытаний приведены на рис. 5 , рис. 6 и в таблице 2. Установленные режимы термической обработки сплава ВМЛ18 соответствуют полученным температурам фазовых превращений.

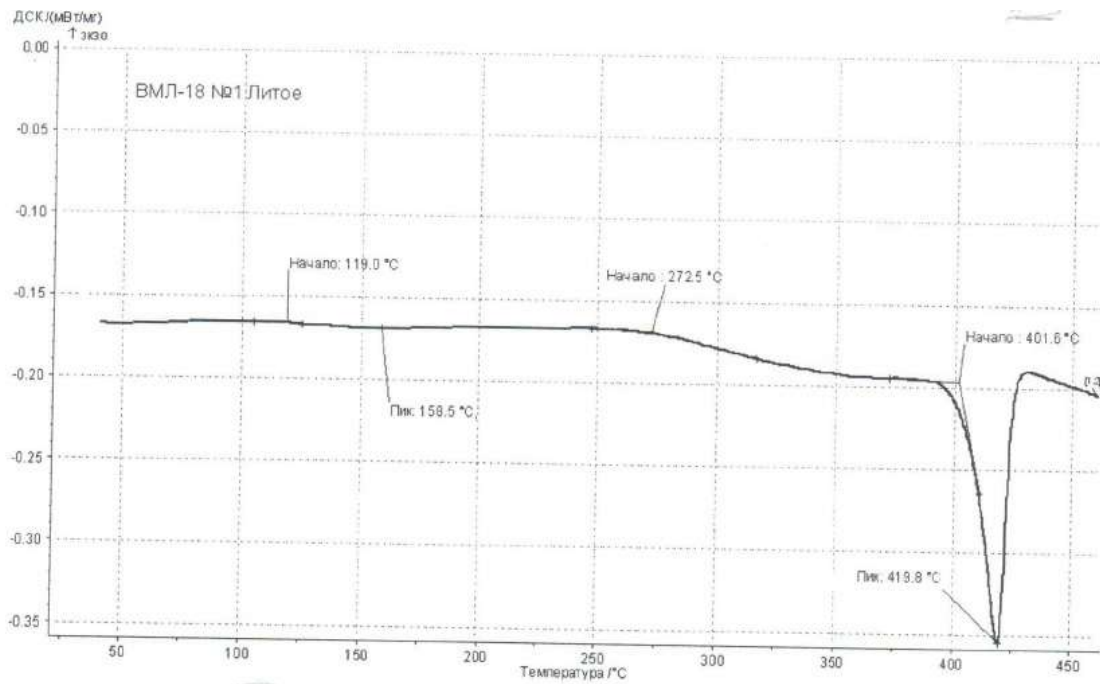


Рисунок 5 - Изменение ДСК сигнала. Образец VMЛ18 литой

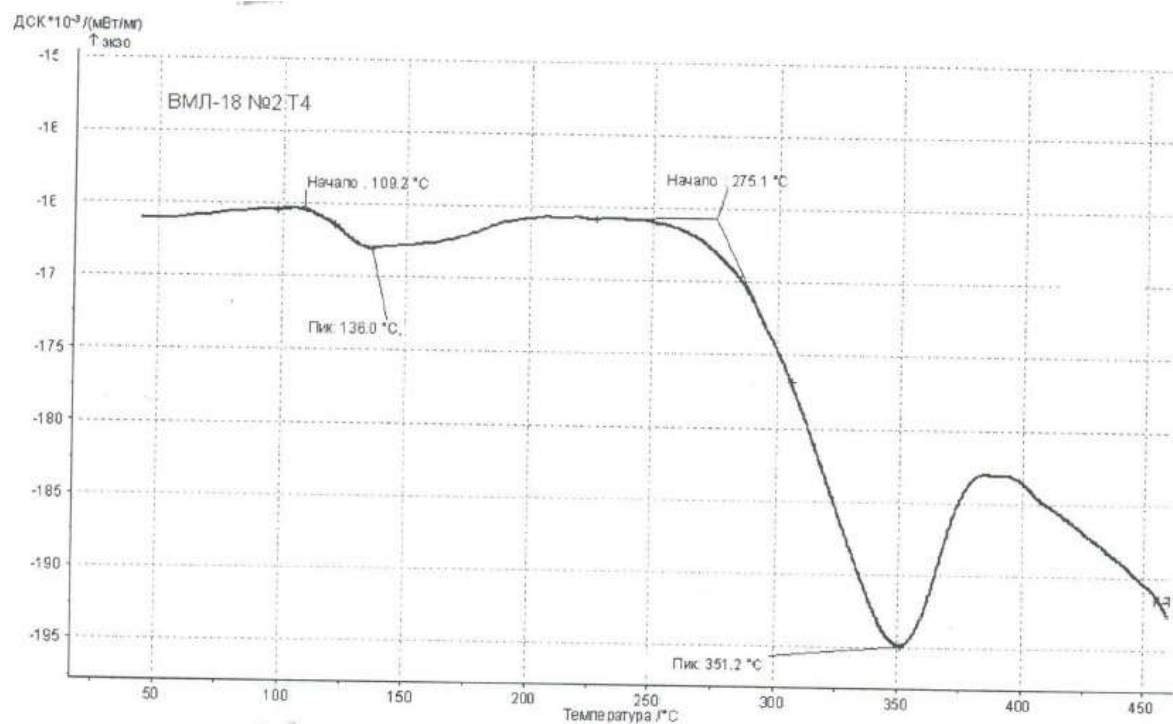


Рисунок 6 - Изменение ДСК сигнала. Образец VMЛ18 T4

Таблица 2 - Средние значения температур фазовых превращений материала ВМЛ18 по 3 образцам каждого состояния (до и после термической обработки Т4)

	Температура начала растворения фазы 1, Т, °С	Температура максимального растворения фазы 1, Т, °С	Температура начала растворения фазы 2, Т, °С	Температура максимального растворения фазы 2, Т, °С	Температура обработки плавления эвтектики 1(следы), Т, °С	Температура плавления эвтектики 2, Т, °С
ВМЛ18 №1 литой	119,0	158,5	272,5	-	401,6	419,8
ВМЛ18 №2 Т4	109,2	136	275,1	351,2	-	-

Отличительной особенностью плавки и литья магниевых сплавов является их повышенная окисляемость и взаимодействие с материалом формы, что непосредственно влияет на качество отливок вне зависимости от размеров и геометрической сложности отливаемых заготовок. Поэтому при современном подходе к решению вопросов литья разрабатываются программы проектирования технологических процессов литья в песчаные форму, формы из ХТС и изготавливаемые трехмерной печатью с применением аддитивных технологий. Применяемые методы (ProCast) позволяют выполнить моделирование процессов заполнения, затвердевания и питания отливки. В процессе плавки и приготовления расплавов все чаще используются защитные газовые среды взамен хлористых и фтористых флюсов, бескислородные модификаторы на основе углеродосодержащих газов, обеспечивающих снижение оксидных загрязнений и повышение механических свойств не менее, чем на 15% , рафинирование расплава, исключая использование рафинирующих флюсов.

Результаты исследований влияния технологических факторов (состав ХТС, параметры технологии приготовления ХТС, параметры заливки форм) показали, что важнейшие свойства формовочных материалов (газотворность, газопроницаемость, осыпаемость) находятся в прямопропорциональной зависимости от содержания связующего и времени продувки форм и стержней углекислым газом и в обратнопропорциональной зависимости от

содержания влаги. Повышенная, по сравнению с традиционными стержневыми смесями, прочность литейных стержней позволяет выполнять их полыми [19, 24, 26, 27].

После выбивки стержней из экспериментальных отливок на поверхности металла, соприкасавшегося со стержнем, не отмечалось следов пригара или активного взаимодействия с формой. Отливки не имели горячих трещин, что свидетельствует о хорошей податливости материала форм. Отливки со стержнями имели хорошую чистоту внутренней поверхности. Не было отмечено возникновения пористости и рыхлоты. При заливке расплава не применялось никаких дополнительных мер защиты кроме легкого припыливания струи металла серным цветом.

Изыскания нового сплава с повышенной коррозионной стойкостью и технологией получения велись в следующих направлениях:

- легирование основы сплава Mg-Al-Zn эффективными добавками, повышающими перенапряжение водорода (Ti, Zr, Mn) и упрочняющими твердый раствор;
- снижение количества вредных примесей: Fe, Si, Ni, Cu, вызывающих резкий антикоррозионный эффект;
- разработка технологии получения коррозионностойкого сплава, включающей плавку с уменьшенным количеством хлорсодержащих флюсов, использование безхлоридных флюсов (ФЛ5, ФЛ5-3); бесфлюсовую плавку в защитной атмосфере.

На рис.7 представлены 3 типа технологии выплавки сплавов повышенной чистоты МЛ5пч и ВМЛ18 и их влияние на содержание примеси железа и коррозию.

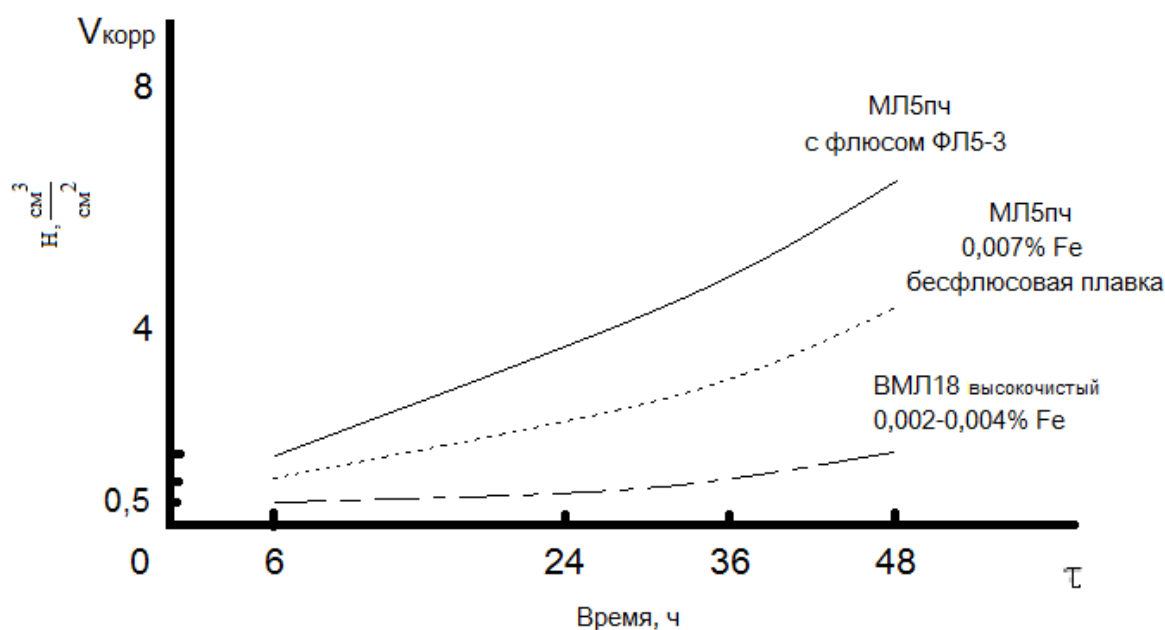


Рисунок 7 - Влияние технологии плавки на скорость коррозии (H_2 cm^3/cm^2), в 3% р-ре NaCl за 48ч сплавов МЛ5пч и ВМЛ18

Отливки из сплавов МЛ5пч и ВМЛ18 выполнены с использованием перечисленных современных технологических процессов при литье в формы из ХТС изготовленные по Resol-CO₂ процессу. Для получения оснастки применена аддитивная технология (FDM – технология) – послойное выращивание модели из полимерной нити. Модели и стержневые ящики изготавливались на 3D принтере Magnum Creative 2 PRO. Расходный материал – ABS или HIPS пластина – полимерная нить диаметром 1,75 мм. Используемое оборудование применяется для мелкосерийного изготовления форм из ХТС. Формы и стержни красили антипригарной краской.

С целью предотвращения получения дефектов (незаливы, микрорыхлота, пористость и т.д.) при изготовлении указанных отливок было проведено моделирование процесса заливки и затвердевания в ПО ProCast. Был воспроизведен процесс заливки песчаной формы металлом и его последующее остывание. На рисунке 8 показано распределение температуры металла в момент прекращения заливки. Согласно цветовой шкале, температура изменяется от фиолетового до красного оттенков, обозначая

меньшую и большую температуры жидкого металла соответственно. Размерность шкалы в градусах по Цельсию.

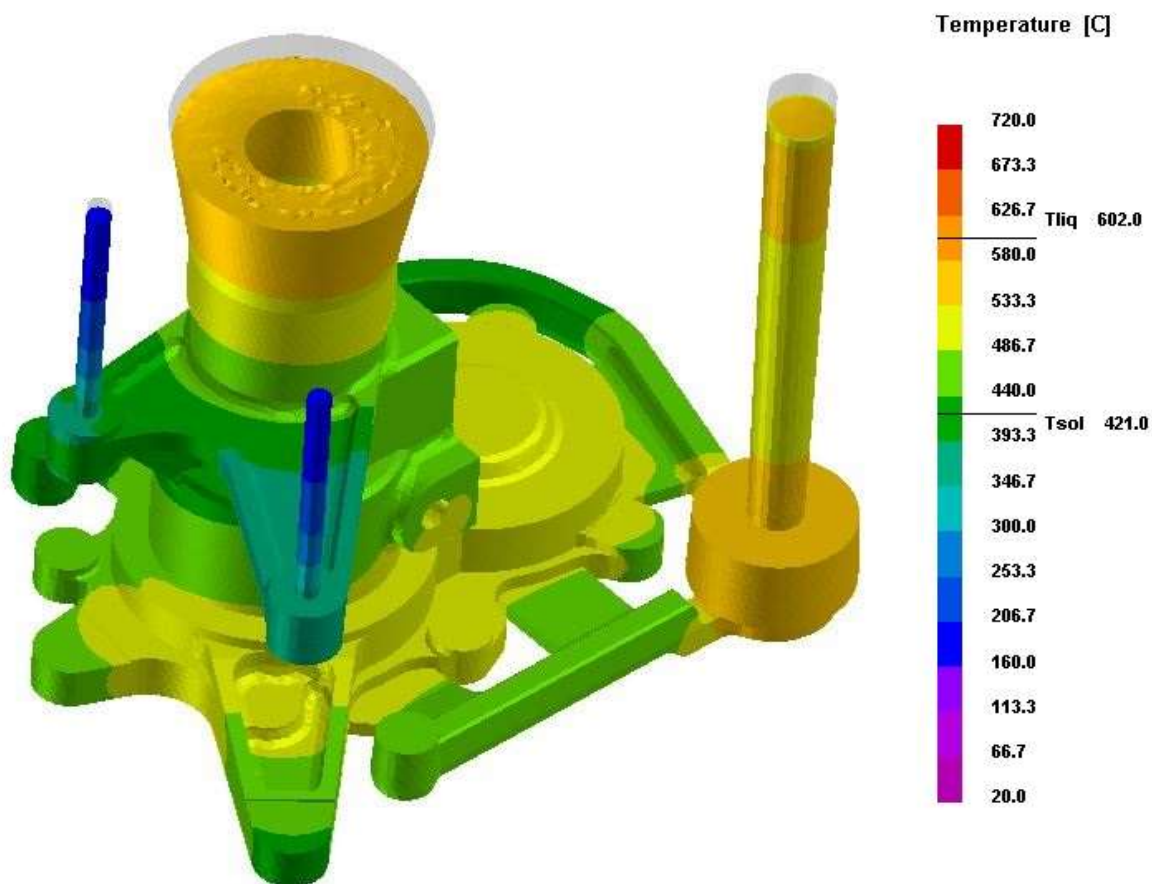


Рисунок 8 - Распределение температур в момент начала затвердевания отливки «Корпус» (сплав МЛ5пч, ВМЛ18)

На рисунке 9 показаны разработанные модели деталей, а на рисунке 10 разработанные модели отливок.



Рисунок 9 - «Корпус» для сплавов МЛ5пч и ВМЛ18: а - модель детали, б - модель отливки



Рисунок 10 - «Рычаг» для сплавов МЛ5пч и ВМЛ18: а - модель детали, б - модель отливки

Отливки из сплавов МЛ5пч и ВМЛ 18, полученные с применением новых технологических процессов проходили полное металлургическое исследование, а также контроль механических и коррозионных свойств.

Методом рентгенографии была определена степень микрорыхлоты. Установлено, что отливки из магниевых сплавов МЛ5пч и ВМЛ18 имеют низкую степень микрорыхлоты.

Механические свойства составили:

- Предел прочности для сплава МЛ5пч: $\sigma_B=235$ МПа; для сплава ВМЛ18, Т4: $\sigma_B=265$ МПа;
- Удлинение для МЛ5пч: $\delta=5\%$; для сплава ВМЛ18, Т4: $\delta =11\%$ МПа;
- Ударная вязкость КСУ для сплава МЛ5пч: 49 кДж/м²; для сплава ВМЛ18, Т4: 78 кДж/м²;
- Предел текучести для сплава МЛ5пч: $\sigma_{0,2}=90$ МПа; для сплава ВМЛ18, Т4: $\sigma_{0,2}=100$ МПа;

Коррозионная стойкость сплавов МЛ5пч и ВМЛ18 исследовалась в условиях, имитирующих воздействие морского и тропического климата, а именно:

- при распылении 5% -го раствора NaCl при температуре +35°C;
- при температуре +50 °C и влажности 100%;
- в камере солевого тумана от 30 до 120 суток;

– проведения натурных испытаний на морском побережье

Результат испытаний представлен в таблице 3.

Таблица 3 - Коррозионная стойкость сплавов

Коррозионная стойкость по водородному показателю в 3% р-ре NaCl за 48 ч. Без	Для сплава МЛ5пч	< 8,0
	Для сплава ВМЛ18	< 2,4
Защиты по потере массы, г/м ² *сутки	Для сплава МЛ5пч, Т4	6-8
	Для сплава ВМЛ18, Т4	< 2,6

Таблица 4 - Сравнительные свойства сплавов высокой чистоты.

Наименование свойства	Уровень свойств сплавов			Квоты	
	ВМЛ18	МЛ5пч по ГОСТ 2856-79 ОСТ 1 90248-77	AZ91Mg по ASTM/B93M-91*		
Прочность σ_B , МПа	250-270	235	225-230	13-15%	
Текучесть $\sigma_{0,2}$, МПа	95-102	90	8,0	28-30%	
Удлинение δ , %	6,5-12,0	5,0	5,0	30%	
Коррозионная стойкость в 3% р-ре NaCl за 48 часов, H_2 см ³ /см ²	1,0-1,4	4,0	3,5	в 2,9 раза	
	Т4 2,4	8,0	-	в 3,3 раза	
по потере массы г/м ² *сутки	Т4 2,6	8,0	6,5	в 3 раза	
Чистота сплава по содержанию примесей, %	Fe	≤ 0,004	≤ 0,007;	0,005	в 1,8 раза
	Si	≤ 0,03	≤ 0,008	0,06	в 2,6 раза
	Cu	0,02	0,04	0,03	в 2 раза

* Standard Specification for Magnesium Alloys

Сплав ВМЛ18 превосходит аналоги МЛ5пч, AZ91Mg, AZ91D по пределу прочности на 13-15%; по пределу текучести на 28-30%; по коррозионной стойкости в 2,5-3 раза; по чистоте (содержание примесей Fe, Si, Cu) в 1,8-2 раза. Сплав рекомендуется для работы во всеклиматических условиях.

Список литературы

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии, 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высокотеплонагруженных деталей газотурбинных двигателей // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана Сер. «Машиностроение», 2011. №SP2. С. 13–19.
3. Трофимов Н.В., Леонов А.А., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Литейные магниевые сплавы. (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2016. № 12. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.02.2017). DOI 10.18577/2307-6046-2016-0-12-1-1.
4. Мухина И.Ю., Бобрышев Б.Л., Антипов В.В., Кошелев А.О., Бобрышев Д.Б., Структура и свойства сплавов системы Mg-Al-Zr при литье в кокиль и формы из ХТС // Литейное производство, 2014. №8. С. 6–10.
5. Мухина И.Ю. Структура и свойства новых литейных магниевых сплавов // Литейное производство, 2011. С. 12–14.
6. Мухина И.Ю., Степанов В.В., Уридия З.П. Влияние технологии плавки и литья на свойства магниевых сплавов // Сб. докл. конф. «Проблемы создания новых материалов для авиакосмической отрасли в 21 веке». М.: ВИАМ, 2013. С. 74.
7. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы-материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2013. №S2. С.3-10. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения 12.11.2019).
8. Pan Fu-sheng, Zhang Jing, Wang Jing-feng, Yang Ming-bo, Han En-hou. CHEN China Key R&D activities for development of new types of wrought magnesium alloys in China // Trans. Nonferrous met. Soc., 2010. Vol. 20. P. 1249-1258.

9. Мухина И.Ю., Уридия З.П., Степанов В.В. Исследование качества магниево-циркониевой лигатуры // В кн. Магниево-циркониевые сплавы для современной техники. М.: Наука, 1992. С. 135-142.

10. Zhang Jinghuai, Liu Shujuan, Leng Zhe, Zhang Milin, Meng Jian, Wu Ruizhi. Microstructures and mechanical properties of heat-resistant HPDC Mg-4Al-based alloys containing cheap misch metal // Mater. Sci. and Eng. A., 2011. Vol. 528. No. 6. P. 2670-2677.

11. Сплав на основе магния: пат. 2318031 Рос. Федерация; опубл. 27.02.2008.

12. Сплав на основе магния и изделие, выполненное из него: пат. 2293784 Рос. Федерация; опубл. 20.02.2007.

13. Дуюнова В.А., Мухина И.Ю., Уридия З.П. Новые противопопригарные присадочные материалы для литейных форм магниевых отливок // Литейное производство, 2009. №9. С. 18-21.

14. Флюс для плавки магниевых сплавов. пат. RU 2283881 от 20.09.2006 г.

15. Флюс для плавки магниевых сплавов. пат. RU 2283887 от 20.09.2006 г.

16. Бобрышев Б.Л. о некоторых аспектах плавки сплавов системы Mg-Zn-Zr // Технология машиностроения, 2006. С. 5–10.

17. Леонов А.А., Дуюнова В.А., Уридия З.П., Трофимов Н.В. Исследование свойств фасонных отливок из современных литейных сплавов ВМЛ18 и ВМЛ20, полученных новыми методами // Металлы, 2016. №6. С. 78-83.

18. Уридия З.П., Мухина И.Ю., Фролов А.В., Леонов А.А. Исследование микроструктуры магниево-циркониевой лигатуры и жаропрочного литейного магниевого сплава МЛ10 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2015. №10. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения 18.11.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-6-6

19. Леонов А.А., Дуюнова В.А. Литье магниевых сплавов в разовые формы, полученные новыми методами // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2014. №12. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения 18.11.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-12-1-1

20. Каблов Е.Н., Мухина И.Ю., Корчагина В.А. Присадочные материалы для формовочных смесей при литье магниевых сплавов // Литейное производство, 2007. № 5. С. 15-18.

21. Фролов А.В., Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Влияние технологических параметров плавки на структуру и свойства новых магниевых сплавов // Metallurgy машиностроения, 2014. №2. С. 26–29.

22. Неуструев А.А., Моисеев В.С., Смыков А.Ф. Разработка САПР технологических процессов литья. М.: Экомет, 2005. С. 216.

23. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии // Авиационные материалы и технологии, 2015. №2. С. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.

24. Мухина И.Ю., Кошелев О.В., Леонов А.А., Бобрышев Д.Б. Устранение литейных дефектов отливок из магниевых сплавов методом заварки // Все материалы. Энциклопедический справочник, 2016. №2. С. 22-27.

25. Мухина И.Ю., Кошелев А.О., Мухаметов А. А-Ах. Устранение поверхностных литейных дефектов на отливках методом газодинамического напыления // Все материалы. Энциклопедический справочник, 2018. №4. С. 34-39.

26. Сплав на основе магния: пат. 2403326 Рос. Федерация. Опубл. 10.08.2011- Бюл. №22.

27. Способ получения магниевых сплавов: пат. 2188878 Рос. Федерация. Опубл. 10.09.2002-Бюл. №25.

28. Сплав на основе магния и изделие, выполненное из него: пат. 2198234 от 10.02.2003- Бюл. №4

УДК 621.74

Исследование структуры и механических свойств биметаллических образцов, полученных технологией селективного лазерного сплавления

Александров С.Е., д.ф.-м.н.; Агаповичев А.В.; Хаймович А.И., д.т.н.;
Смелов В.Г., к.т.н.; Копьяк Д.Г.

sergei_alexandrov@spartak.ru; agapovichev5@mail.ru; berill_samara@bk.ru
pdla_smelov@mail.ru; karaganda202@gmail.com

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева» (Самарский университет)

Аннотация:

Биметаллические материалы широко востребованы во многих отраслях промышленности, в особенности, в аэрокосмической индустрии и медицине, поскольку позволяют создать конструкции, в которых сочетаются функциональные свойства составляющих биметаллическое соединение слоев, например, малый удельный вес (алюминиевый сплав) и высокая коррозионная стойкость (нержавеющая сталь). Вместе с тем, разница в теплофизических свойствах разнородных материалов слоев при получении биметаллического соединения методами наплавки или аддитивными технологиями приводят к остаточным напряжениям, которые являются причиной деформации и разрушения такого соединения. В настоящей статье представлены результаты исследования структуры и механических свойств биметаллических образцов, полученных технологией селективного лазерного сплавления.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, биметаллы, структура материала, микротвёрдость, параметры сканирования

Введение

Биметаллические материалы условно можно отнести к функционально-градиентным материалам. Градиент свойств по объему материалов может быть реализован изменением степени сшивки (для полимеров), степени наполнения, а по поверхности – варьированием, например, степени модификации. Равномерность изменения этих характеристик обуславливает равномерность изменения свойств, а неравномерность – соответствующий скачкообразный вид зависимости свойств от состава или структуры, как в случае биметаллических соединений [1].

Для соединения разнородных материалов в биметаллических соединениях применяются различные методы, такие как термическое соединение за счет механического воздействия (горячая прокатка, сварка трением с перемешиванием [2]), прямое воздействием источника тепла (дуговая сварка [2], лазерная сварка [4], горячее алюминирование [5]).

Селективное лазерное сплавление (Selective laser melting, SLM, СЛС) – одна из новых технологий аддитивного производства, использующая лазеры высокой мощности для создания трехмерных физических объектов за счет сплавления металлических порошков [6]. Процесс СЛС проходит внутри рабочей камеры, в которой поддерживается заданное давление и контролируется состав газовой среды, а также расположены технологическая оснастка, исходные порошковые материалы и формируемое изделие.

Технология СЛС представляет собой процесс, на который влияет большое число параметров. Основные технологические параметры СЛС принято разделять на четыре группы: параметры лазера, параметры сканирования, параметры материала, параметры атмосферы [7]. Основными параметрами сканирования (рисунок 1), влияющими на качество синтезируемого материала, являются: мощность лазерного излучения P , Вт; скорость сканирования V , мм/с; шаг сканирования h , мкм; толщина слоя t , мкм и тип стратегии сканирования [8].

Сложность в создании биметаллических соединений, таких как сталь – алюминиевый сплав с использованием методов наплавки или аддитивных технологий заключается в образовании больших остаточных напряжений в области интерфейса слоев из-за значительного различия в коэффициентах теплового расширения. Из-за действия остаточных напряжений увеличение толщины наплавляемого технологией СЛС слоя алюминия на подложке из нержавеющей стали приводит к деформации и разрушению биметаллического соединения [9].

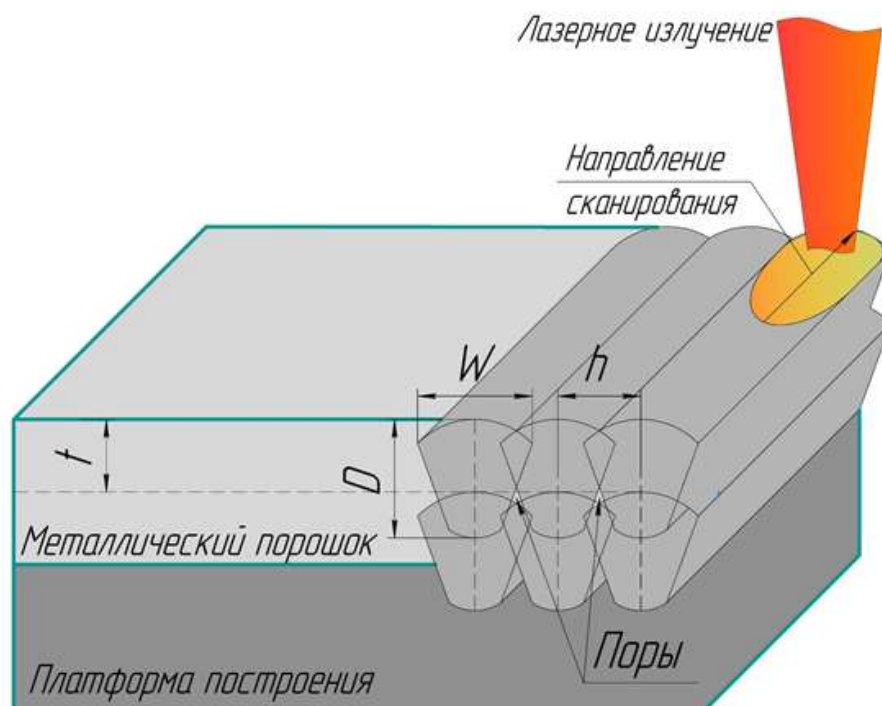


Рисунок 1 - Основные параметры сканирования

Методика исследования и оборудование

Наплавочный материал и подложка

Для наплавочного материала был использован порошок алюминиевого сплава AlSi10Mg. Результаты микрорентгеноспектрального исследования морфологии и химического состава порошка представлены на рисунке 2 и в таблице 1.

Таблица 1 - Результаты анализа элементного состава порошка алюминиевого сплава AlSi10Mg

Массовая доля элементов, %				
Al	Si	C	O	Mg
81,83	10,73	3,35	2,41	1,30

Частицы порошка в основном имеют несферическую форму, со значительным количеством включений в виде сателлитов. Результаты исследования гранулометрического состава порошка показали, что распределение частиц по размерам варьируется в диапазоне от 5 до 60 мкм. Наблюдается наличие слипшихся частиц – конгломератов, средний размер которых составляет 70 мкм.

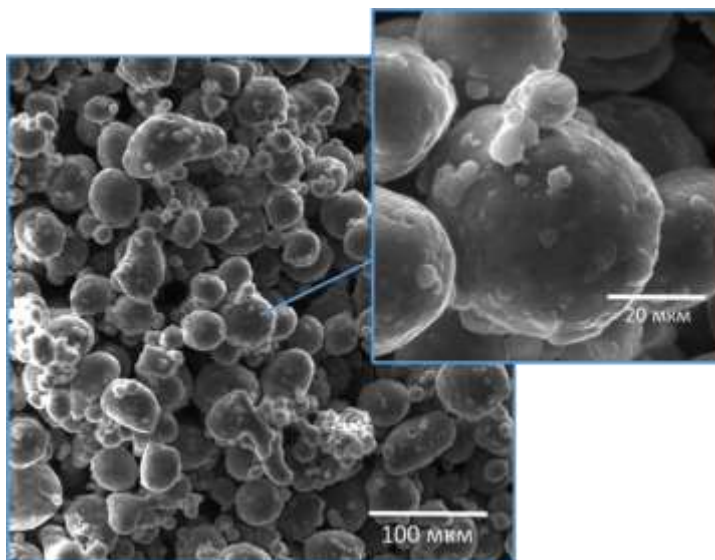


Рисунок 2 - Исследование морфологии порошка алюминиевого сплава AlSi10Mg

Наплавка алюминиевого порошка производилась на предварительно очищенную подложку – холоднокатаный лист, толщиной 10 мм, из нержавеющей стали с химическим составом, приведенным в таблице 2.

Таблица 2 - Химический состав материала подложки, %

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe
<0,07	<2,0	<0,045	<0,03	<1,0	16,0-18,0	10,0-14,0	2,0-3,0	<0,5	Остальное

Параметры СЛС

Технологические параметры сканирования подбираются индивидуально для каждой используемой марки материала и гранулометрического состава порошка. Основным технологическим параметром сплавления порошка является плотность энергии сплавления E , которая определяется по зависимости:

$$E = \frac{P}{V \cdot h \cdot t}, \quad (1)$$

где P – мощность лазерного излучения; V – скорость сканирования; t – шаг сканирования; h – толщина слоя. Параметр E часто используется для сравнения физико-механических свойств материала, синтезированного при различных технологических параметрах сканирования [10].

Наплавка производилась полосами размерами 70x10 мм. Наплавляли до 10 слоев последовательно на 5 полос с использованием различных технологических параметров сканирования для каждой полосы (таблица 3). Наплавку слоев алюминиевого порошка производили на установке SLM 280.

Таблица 3 - Используемые технологические параметры сканирования.

№ режима	Мощность лазерного излучения P , Вт	Скорость сканирования V , мм/с	Шаг сканирования t , мм	Толщина слоя h , мм	Плотность энергии E , Дж/мм ³
1	350	450	0,19	0,05	82
2	350	350	0,19	0,05	105
3	350	250	0,19	0,05	147
4	350	150	0,19	0,05	246
5	350	50	0,19	0,05	737

Анализ микроструктуры, химического состава и микротвердости

Для проведения анализа структуры и измерения микротвердости в области интерфейса были подготовлены шлифы поперечного сечения биметаллических образцов. Травление образцов осуществлялось путем их погружения на пять минут в раствор кислот H_2SO_4 - HCl - HNO_3 - HF в пропорции 180-180-120-30 мл соответственно.

Анализ микроструктуры проводился на оптическом микроскопе Zeiss Axio Vert. A1 Mat в светлом поле и фильтром серого цвета, для улучшения видимости границы зерен, с увеличением $\times 200$ и $\times 500$ для каждого образца. Обработка полученных изображений микроструктуры проводилась в специализированном программном комплексе SIAMS 800.

Также проводились измерения микротвердости по Виккерсу на микротвердомере Matsuzawa MMT-X при нагрузке 100 грамм и времени выдержки 10 с.

Экспериментальная часть

Общий вид образцов изготовленных с использованием различных технологических параметров сканирования представлен на рисунке 3. На образцы № 4, 5 при наплавлении подавалось избыточное количество энергии, которое привело к интенсивному испарению алюминиевого сплава в процессе его наплавления и образованию ряда несплошностей в наплавленном слое (рисунок 3). Биметаллическое соединение образца 1 формировалось с недостаточным количеством удельной энергии сплавления, что привело к ослабленному соединению наплаваемого материала с подложкой, о чем свидетельствует неоднородная поверхность наплавленного слоя (рисунок 3). Сплавление образцов № 2 и 3 с подложкой по длине полосы имеет равномерный и непрерывный характер.



Рисунок 3 – Общий вид образцов

Анализ микроструктуры образцов показал, что во всех образцах можно выделить 3 зоны, формирующиеся при СЛС: зона наплавленного материала, зона термического воздействия и подложка (снизу – вверх, рисунок 4). С увеличением плотности энергии глубина зоны термического воздействия в подложке увеличивается с 65-80 мкм (режимы 1-3) до 120-180 мкм (режимы 4-5). Толщина наплавленного слоя уменьшается с увеличением плотности энергии: режим 1 – 180-240 мкм; 2 – 120-200 мкм; 3 – 60-100 мкм; 4-5 – 20-40 мкм (местами наплавленный слой отсутствует). В слоях, наплавленных по режимам 1-2, присутствуют поры. Наиболее сплошной и ровный слой соответствует режиму №3.

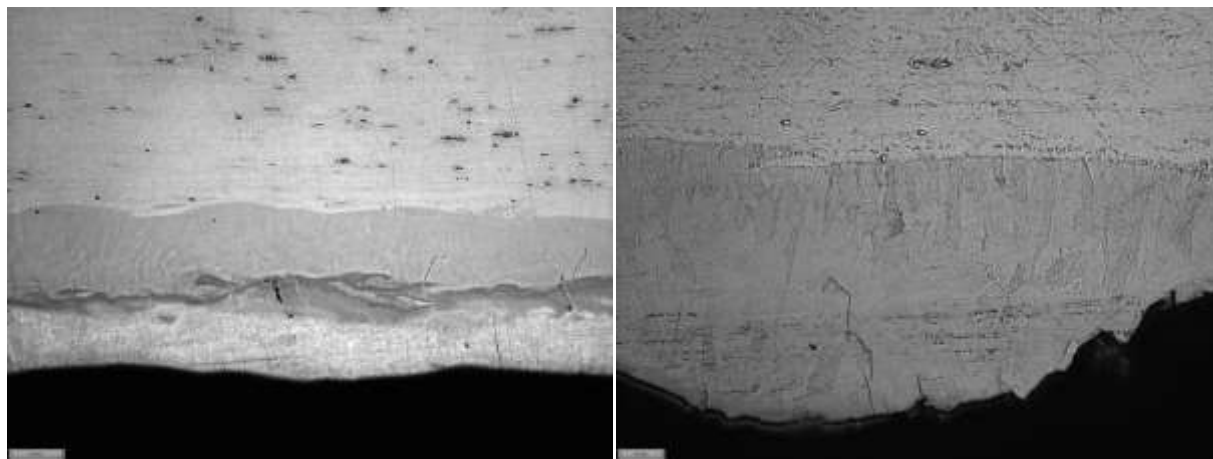


Рисунок 4 – Микроструктура границы биметалла (режим №3)

Измерения микротвердости проводились в 25...30 равноудаленных точках расположенных в 4 ряда на расстояниях в пределах -60...90 мкм от «нулевой» отметки области интерфейса слоев биметаллического соединения. Указанный диапазон расстояний делился на 7-12 равномерных участков, на которых производилось осреднение измеренных значений микротвердости. Анализ изменения микротвердости для 5-и режимов нанесения слоя Al показывает, что с увеличением удельной плотности энергии пиковые значения микротвердости вместе с ростом глубины ванны расплава, смещаются вглубь подложки. Средние величины пиков микротвердости для всех режимов составляют 500...650 единиц по шкале Виккерса. Среднее

значение твердости для образца, изготовленного по режиму №3 представлено на рисунке 5.

Выводы

Полученные результаты свидетельствуют о том, что технология СЛС может быть использована для изготовления функционально-градиентных материалов. Произведены исследования структуры и твердости образцов, изготовленных технологией СЛС при различных параметрах сканирования.

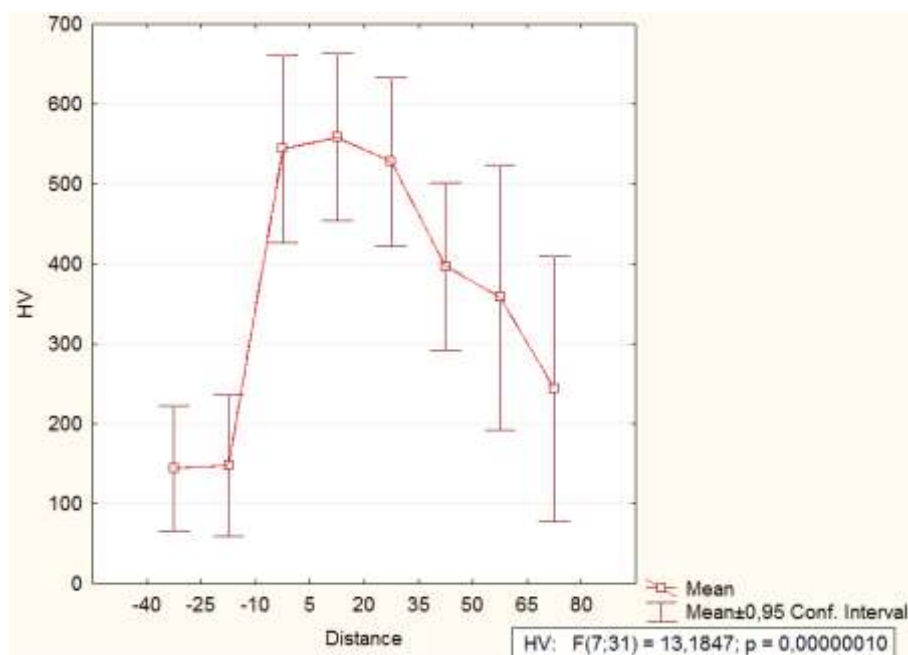


Рисунок 5 – Среднее значение микротвердости по Виккерсу для образца, изготовленного на режиме №3

Установлено, что во всех образцах можно выделить 3 зоны, формирующиеся при СЛС: зона наплавленного материала, зона термического воздействия и подложка. Наиболее сплошной и ровный слой соответствует режиму 3. Средние величины пиков микротвердости для всех режимов составляют 500...650 единиц по шкале Виккерса.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-69-46070).

Список литературы

1. Miyamoto, Y.; Kaysser, W.A.; Rabin, B.H.; Kawasaki, A.; Ford, R.G. Functionally Graded Materials: Design, Processing and Applications.- NY.: Springer, 1999.
2. Liyanage T., Kilbourne J., Gerlich A.P., North T.H. Joint Formation in Dissimilar Al Alloy/Steel and Mg Alloy/Steel Friction Stir Spot Welds. // *ci. Technol. Weld. Join.* 2009. № 14 с. 500-508.
3. Arivazhagan N., Singh S., Prakash S., Reddy G.M. Investigation on AISI 304 Austenitic Stainless Steel to AISI 4140 Low Alloy Steel Dissimilar Joints by Gas Tungsten Arc // Electron Beam and Friction Welding. *Mater.* 2011. № 32 с. 3036-3050.
4. Mehrpouya M., Gisario A., Barletta M., Natali S., Veniali F. Dissimilar Laser Welding of NiTi Wires // *Lasers Manuf. Mater. Process.* 2019. № 6 с. 99-112.
5. Tanaka Y., Kajihara, M. Kinetics of Isothermal Reactive Diffusion between Solid Fe and Liquid Al // *J. Mater. Sci.* 2010. № 45 с. 5676–5684.
6. Sufiyarov V.S., Borisov E.V., Polozov I.A., Masailo D.V. Control of structure formation in selective laser melting process // *Tsvetnye Met.* 2018. № 7 с. 68–74.
7. Gusarov A.V., Smurov I. Modeling the interaction of laser radiation with powder bed at selective laser melting // *Physics Procedia.* 2010. № 5(B) с. 381. – 394.
8. Yadroitsev I., Krakhmalev P., Yadroitsava I. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy for biomedical applications: Temperature monitoring and microstructural evolution // *Journal of Alloys and Compounds.* 2014. № 583 с. 404. – 409.
9. Nguyen D.S., Park H.S., Lee C.M. Applying Selective Laser Melting to Join Al and Fe: An Investigation of Dissimilar Materials // *Appl. Sci.* 2019. № 9 с. 3031.
10. Heeling T., Gusarov A., Cloots M., Wegener K. Melt pool simulation for the evaluation of process parameters in selective laser melting // *Additive Manufacturing.* 2017. № 14 с. 116-125.

УДК 621.73

Опыт освоения технологии изготовления крупногабаритных штамповок из сплава 1570С методом горячей объемной деформации

Кривопапов И.В.¹; Ерисов Я.А.², д.т.н.; Батурип А.П.¹

Ivan.Krivopalov@arconic.com

erisov@ssau.ru

Alexey.Baturin89@gmail.com

¹ АО «Арконик СМЗ» (Самарский металлургический завод)

² Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва

Аннотация:

В статье приведен опыт освоения производства крупногабаритных штамповок из сплава 1570С. Описаны основные операции технологии горячей объемной деформации. Приведен опыт использования программного комплекса QForm в рамках освоения новой технологии. Описана технология измерения геометрии штамповок по средствам контрольно-измерительной машины.

Ключевые слова:

штамповка, сплав 1570С, QForm-3D

Введение

На сегодняшний день для изготовления облегченных деталей широко применяются термически не упрочняемые алюминиевые сплавы на базе системы Al-Mg. Данные сплавы при среднем уровне механических свойств отличаются высокой коррозионной стойкостью и хорошо свариваются. Повышение свойств этих материалов возможно путем применения деформации, однако в нагартованном состоянии высокие прочностные свойства сочетаются с низкой коррозионной стойкостью. Поэтому разработка и внедрение новых, более прочных, коррозионностойких, технологичных, термически не упрочняемых алюминиевых сплавов обеспечивает существенный вклад в решение проблемы изготовления новых типов летательных аппаратов с использованием сварки как основного метода соединений.

Одним из способов повышения комплекса механических характеристик алюминиевых сплавов является легирование их переходными и редкоземельными металлами, позволяющими измельчить зёрненную структуру и обеспечить дополнительное структурное упрочнение за счет образования ультрамелких частиц. Наиболее перспективным легирующим элементом с точки зрения повышения прочностных характеристик сплавов Al-Mg является скандий (Sc). Модифицирующее действие и упрочняющий эффект при добавлении скандия связаны с образованием частиц равновесной фазы Al_3Sc , более дисперсной, чем выделения при легировании другими металлами. Фаза Al_3Sc в структуре материала выделяется в благоприятной форме размером 1...10 нм, обеспечивая повышение предела текучести полуфабрикатов в отожженном состоянии почти в два раза. При этом введение скандия не ухудшает свариваемость материала.

Требованиям промышленности в большей степени удовлетворяет высокопрочный термически неупрочняемый алюминиевый сплав 01570. Сплав 01570 системы Al-Mg-Sc был разработан Всероссийским институтом

легких сплавов (ВИЛС) в 70-х гг. прошлого столетия. В нем содержится: 5,8...6,8% Mg; 0,3...0,5% Sc; 0,1...0,25% Mn; 0,05...0,15% Zr, а также добавки других элементов. Сплав обладает высокой коррозионной стойкостью, прочностью и хорошей свариваемостью.

В настоящее время имеется достаточно большой опыт применения сплава 01570 в изделиях разового использования. Однако для изготовления конструкций многоразового использования, кроме высокой прочности и пластичности, сплав системы Al–Mg–Sc должен обладать высокой статической и динамической стойкостью, обеспечивающей неоднократное использование изделия. Сплав 01570 имеет низкую сопротивляемость развитию усталостной трещины, что делает его непригодным для многоразового использования [1].

Специалистами корпорации «Энергия» имени С. П. Королёва была проведена корректировка химического состава сплава 01570 и определено оптимальное содержание основных легирующих элементов (снижено содержание Mg, Mn, снижен верхний предел Sc), малых добавок (Be, Ce) и увеличена чистота по примесям, главным образом Fe и Si ($\Sigma\text{Fe}+\text{Si} \leq 0,12$). Сплаву присвоена марка 1570С и выпущены ТУ на его химический состав. Особенностью сплава 1570С является низкое суммарное содержание Fe+Si, которое в промышленных условиях может быть обеспечено только при высокой чистоте шихтовых материалов, в первую очередь, первичного алюминия [2].

Дальнейшее освоение промышленных партий показало, что крупногабаритные полуфабрикаты из сплава 1570С по механическим характеристикам превосходят аналогичные полуфабрикаты из сплава АМгб. Для листов и плит предел прочности при растяжении $\sigma_B = 375...400$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 245...300$ МПа и относительное удлинение $\delta = 15...20\%$ [2].

В процессе отработки технологии изготовления элементов конструкций, на заводе экспериментального машиностроения РКК «Энергия» (ЗЭМ), были отработаны технологические процессы механической обработки (вафельная оболочка), гибки (придание конусности), термофиксации (для предотвращения негативного влияния внутренних напряжений при механической обработке).

Специалистами «Арконики СМЗ» был освоен полный цикл технологии изготовления полуфабрикатов из данного сплава, в том числе литья, прокатки,ковки и объемной штамповки. В статье отражен опыт изготовления крупногабаритных штамповок из сплава 1570С, методом горячей объемной деформации, используемых для дальнейшей механической обработки.

Методика исследований

Освоение изготовления крупногабаритных штамповок начинается с разработки 3D – моделей. После их согласования, основными этапами освоения являются разработка конструкторской документации, выбор заготовки, разработка технологии изготовления. После штамповки и всех операций технологического маршрута проводятся контроль геометрии и всесторонние испытания. При получении удовлетворительных результатов испытаний технология считается освоенной и издается серийный выпуск технологии.

Базовая технология изготовления крупногабаритных штамповок из сплава 1570С включает в себя операции резки заготовок, нагрева,ковки, прошивки, штамповки, обрезки облоя, правки, отжига и контроля.

Каждый этап проработки производства новой штамповки включает в себя множество задач, решение которых в современном производстве упрощают системы автоматического проектирования (САПР). Например, для разработки 3D – модели используется программный комплекс САТИА, в котором моделируется тело самой штамповки и на ее основе штамповый

инструмент. Разработанные в данном комплексе модели можно использовать для создания чертежей и различных эскизов.

Для освоения штамповок из сплава 1570С были разработаны 3D – модели восьми крупногабаритных штамповок с различной геометрией, в том числе в форме колец диаметром более 3,5 м (рис. 1) и штамповки сложной конфигурации, имеющие большие перепады толщины с широкими ребрами (от 80мм до 180мм) высотой до 170мм соединённые между собой полотном толщиной всего 40мм (рис. 2). Масса варьируется в диапазоне от 80кг до 2200 кг, а площади проекции достигают 3,8 м². При таких площадях проекций потребное усилие при деформации составляет порядка 75000 тс. Такое усилие способен развивать только уникальный гидравлический пресс (рис. 3) имеющийся в арсенале завода Арконик СМЗ, на котором проводилась штамповка.

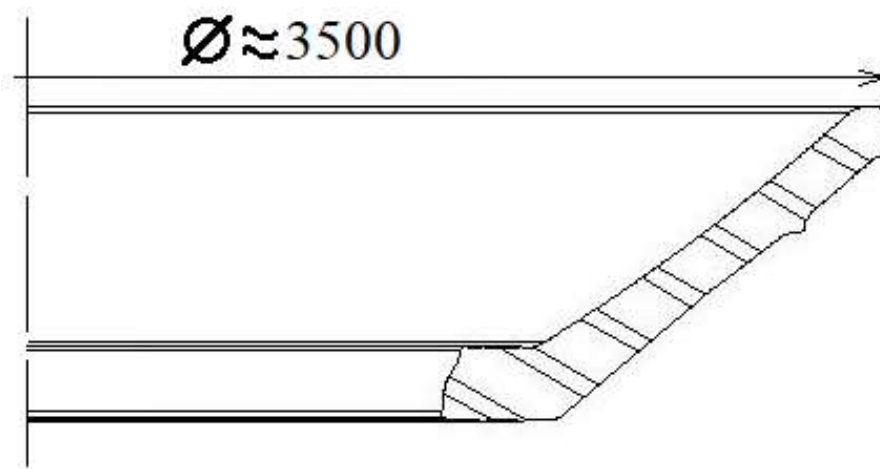


Рисунок 1 – Эскиз штамповки кольцевого типа с диаметром более 3500мм

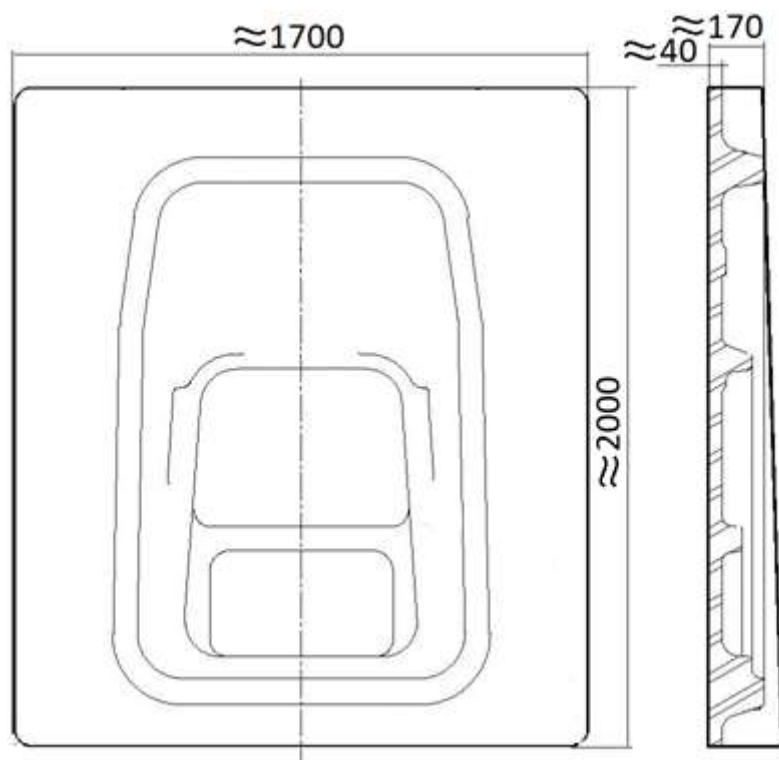


Рисунок 2 – Эскиз штамповки с полотном 40 и высотой ребер до 170 мм



Рисунок 3 – Гидравлический пресс усилием 75000тс на заводе Арконик СМЗ

Чтобы обеспечить оформление высоких ребер необходимо произвести значительную деформацию перегнав металл и заполнив гравюру штампа. При таком течении металла повышается вероятность образования прострелов

в основании ребер. Кроме того, в основании ребер есть вероятность образования утяжин при недостаточной толщине заготовки.

Разработка штампового инструмента, для изготовления штамповок таких размеров, является сложной задачей. Масса используемой стали может достигать 100 тонн для каждого комплекта штампов. При этом необходимо учитывать экономические и технологические факторы. Уменьшение количества штампов может позволить получить экономический эффект, но также снизить качество и повысить вероятность образования дефектов из-за больших деформаций в окончательном штампе без использования предварительных штампов.

Для решения перечисленных выше задач применялся отечественный программный комплекс QForm 3D – программа для расчета больших пластических деформаций. При расчетах за аналог сплава 1570С был выбран сплав АМгб.

После всех операций технологического маршрута необходим контроль геометрии. Его проведение возможно ручным инструментом или шаблонами и при серийном производстве используются именно такие методы. Однако, при изготовлении первой партии в новом инструменте необходим более точный и гарантирующий соответствие геометрии штамповки чертежу метод, и без применения высокотехнологичных средств измерения такой контроль невозможен. Для измерений первой партии использовалась координатно – измерительная машина ROMER Absolute Arm (КИМ). Пределы погрешности измерений отклонения формы составляет $\pm 0,004$ мм для данного оборудования. Технология измерения заключается в сканировании поверхности штамповки и сравнение ее с окончательной 3D – моделью в программном комплексе PolyWorks.

Результаты и их обсуждение

При подготовке к освоению штамповок кольцевого типа из сплава 1570С была реализована технология производства трех видов штамповок в

одном комплекте штамповой оснастки (нижний и верхний штамп). Геометрия и расположение ручья каждой штамповки сконструировано таким образом, что каждую из них можно штамповать в одном комплекте в разное время. На рисунке 4 схематично изображено расположение зон каждой гравюры в штампе. Это позволило достичь существенного экономического эффекта за счет уменьшения количества штампов в три раза и разработки меньшего количества конструкторской документации.

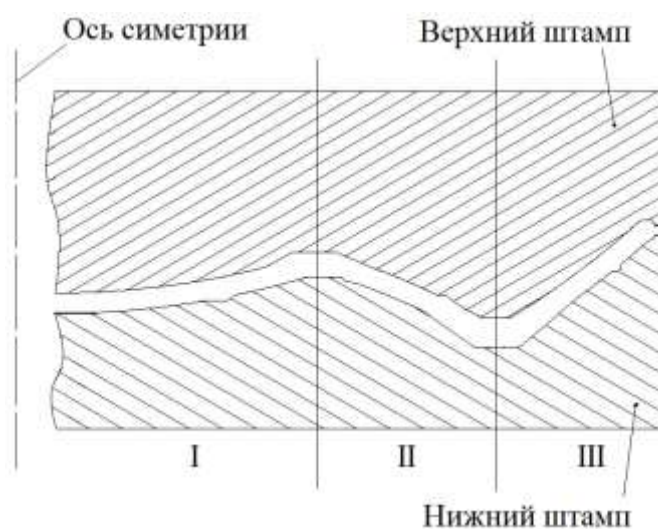


Рисунок 4 – Эскиз штамповой оснастки с зонированием гравюр двух кольцевых (II, III) и одной сплошной штамповок (I)

Выбор заготовки под штамповку является ключевой задачей при разработке технологии объемной горячей деформации. На современных производствах ее решение сопровождается моделированием процессов деформации в САЕ системах с целью определения усилий, характера и скорости течения металла, оптимизации геометрии инструмента и заготовки, снижения вероятности образования дефектов.

Заготовками под штамповку деталей большой площади проекции с высокими ребрами и тонким изогнутым полотном в основании были рассмотрены катаные плиты из сплава 1570С различной толщины и размеров, что позволило уже до штампования измельчить и расположить волокна структуры сплава по направлению проката. Но при такой геометрии

заготовок (параллельные плоскости сверху и снизу заготовки) требуемое расчетное усилие штамповки превышает 75000 тс и повышается вероятность не заполнения гравюры штампа и как следствие образование дефектов неоформления. Кроме того, моделирование с помощью программного комплекса QForm-3D, с применением подпрограммы Gartfield, на этапе подготовки освоения, показало большую вероятность образования прострелов в основании продольных ребер и утяжин в основании широких и высоких поперечных ребер и массивов штамповок данного типа (рис. 5). В связи с чем геометрия заготовки была доработана по средствам дополнительной продольной и поперечнойковки середины и по наружному контуру катаной плиты, что позволило снизить требуемое усилие штамповки, удалить большой объем металла из областей где он является лишним и как следствие избежать образования перечисленных выше дефектов (рис. 6).

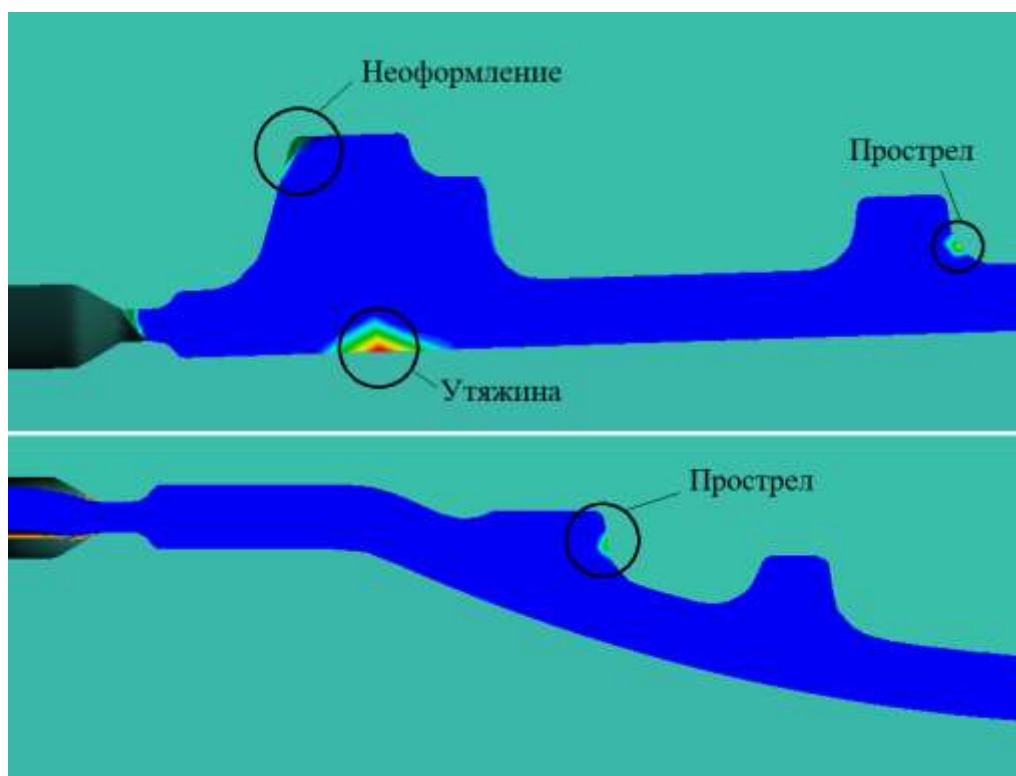


Рисунок 5 – Дефекты, выявленные при предварительном моделировании процесса штамповки в QForm – 3D на сечениях

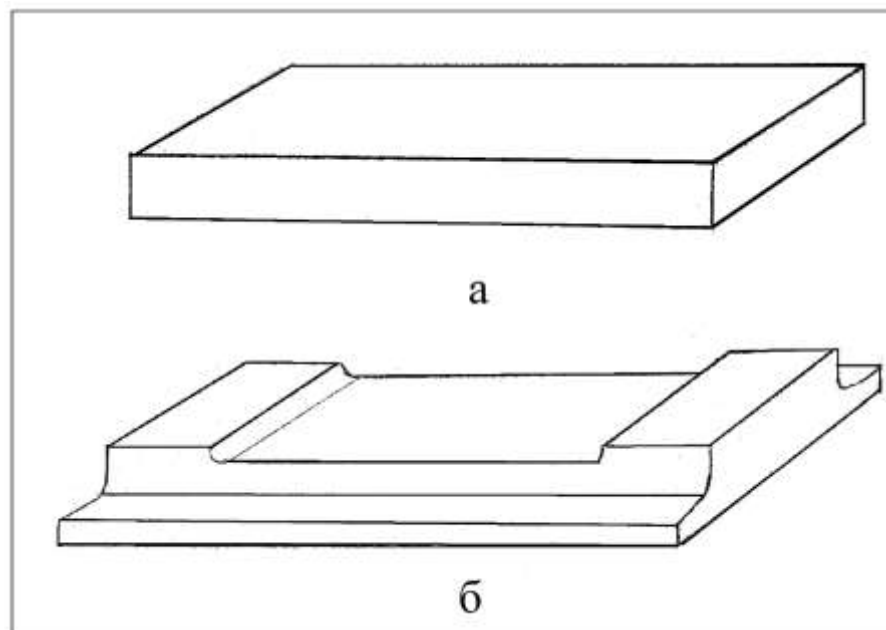


Рисунок 6 – Эскиз заготовки до (а) и после (б) доработки

Заготовками для кольцевых штамповок были выбраны раскатанные на гидравлическом прессе с усилием 6000тс поковки в виде колец. Помимо получения точной необходимой геометрии заготовок под штамповку, это позволило придать дополнительную деформацию, измельчить структуру и в результате повысить конечные свойства изделия. А симуляция процесса в программном комплексе QForm позволила выбрать оптимальные размеры колец под штамповку.

Результаты измерения геометрии штамповок по средствам КИМ показали, что размеры находятся в допусках. Из-за большой площади поверхности штамповок сканирование проводилось частями, после чего полученные облака точек объединялись в единую полигональную модель в программном комплексе.

Заключение

Проведенная работа по освоению показала возможность изготовления крупногабаритных штамповок из алюминиевого сплава 1570С. Его технологичность оценена как средняя. Определены режимы нагрева и деформации, термообработки с целью получения необходимого уровня механических свойств для крупногабаритных штамповок.

Список литературы

1. Елагин В.И., Швечков Е.И., Филатов Ю.А., Захаров В.В. Трещиностойкость листов из сплавов Al–Mg–Sc // Технология легких сплавов. 2005. № 1–4. С. 40–44.
2. Бронз А.В., Ефремов В.И., Плотников А.Д., Чернявский А.Г. Сплав 1570С — материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий РКК «Энергия» // Космическая техника и технологии. 2014. № 4 (7). С. 62-67.

УДК 621.791.75

Оценка стойкости сварных соединений листовых конструкций из алюминиевых сплавов против образования горячих трещин с использованием компьютерного моделирования

Королев С.А., к.т.н.

korolevsa@bmstu.ru

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э.Баумана (национальный исследовательский университет)»

Аннотация:

Рассмотрены физическая модель процесса образования горячих трещин в процессе сварки, экспериментальные и расчетные методы оценки сопротивляемости их образованию. Предложен алгоритм расчетной оценки стойкости сварных соединений листовых конструкций из алюминиевых сплавов против образования горячих трещин с использованием компьютерного моделирования.

Ключевые слова:

горячие трещины при сварке, компьютерное моделирование

Введение

В настоящее время интенсивное развитие техники требует все большего использования новых конструкционных материалов. Согласно последним данным, одними из самых распространенных и востребованных среди них являются алюминиевые сплавы.

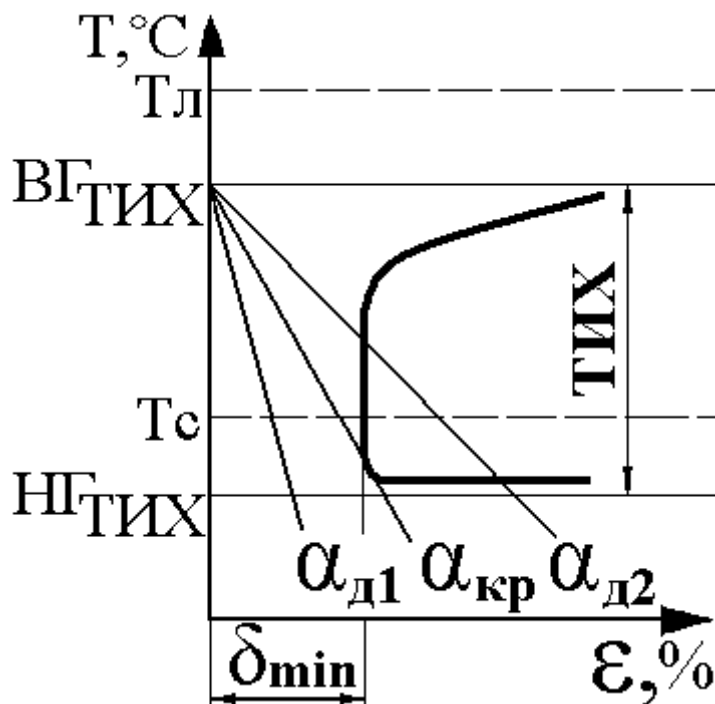
Практика показывает, что наиболее распространенными дефектами при сварке алюминиевых сплавов являются поры, оксидные пленки, вольфрамовые включения и горячие трещины. С точки зрения эксплуатации конструкций, самыми опасными считаются дефекты типа горячих трещин, так как они могут являться причинами разрушений из-за создаваемых ими зон с повышенной концентрацией напряжений. В связи с этим по большинству нормативным документам именно горячие трещины в отличие от всех вышеназванных дефектов подлежат обязательному исправлению.

Из производственного опыта известно, что время исправления трещины сопоставимо или превышает время выполнения всего сварного шва. Это значительно увеличивает объем незапланированных ранее непроизводственных затрат за счет операций устранения брака.

Таким образом, исследования, связанные с развитием методик прогнозирования образования горячих трещин в сварных швах конструкций из алюминиевых сплавов, являются актуальными и необходимыми для дальнейшего технического прогресса.

Теория образования горячих трещин. Современные представления о природе образования горячих трещин применительно к условиям сварки основаны на физической модели Н.Н. Прохорова, разработавшего теорию технологической прочности металлов в процессе кристаллизации [1]. Согласно этой теории образование ГТ определяется тремя основными факторами (рисунок 1): температурным интервалом хрупкости металла шва в процессе кристаллизации (ТИХ, °С), минимальной пластичностью в ТИХ

(δ_{\min} , %) и действующим темпом высокотемпературных деформаций (α_d , %/°C).



(T_l и T_s – температуры ликвидуса и солидуса, $ВГ_{ТИХ}$ и $НГ_{ТИХ}$ – верхняя и нижняя границы температурного интервала хрупкости, $ТИХ$ – температурный интервал хрупкости, δ_{\min} – минимальная пластичность в температурном интервале хрупкости, $\alpha_{д1}$ и $\alpha_{д2}$ – действующие темпы деформации, $\alpha_{кр}$ – критический темп деформации)

Рисунок 1 – Геометрическая интерпретация теории Н.Н. Прохорова о технологической прочности

Введено понятие сопротивляемость шва образованию ГТ, оцениваемое критическим темпом деформации ($\alpha_{кр}$, %/°C), при котором начинают образовываться ГТ. Численное значение $\alpha_{кр}$ равно отношению $\delta_{\min}/ТИХ$ (%/°C).

На основе физической модели Н.Н. Прохорова разработан ряд экспериментальных методик (сварочные технологические пробы, «машинные» испытания образцов в процессе сварки), позволяющих определять показатели сопротивляемости образованию ГТ [2]. Показатели сопротивляемости являются косвенными аналогами $\alpha_{кр}$ (например, критическая скорость деформации при машинных испытаниях, мм/мин). Их используют для сравнительной оценки сопротивляемости образованию ГТ

сварных швов различного химического состава или технологии сварки. Однако показатели сопротивляемости, которые являются только технологическим свойством сварных швов, невозможно использовать для оценки стойкости сварных швов реальных конструкций против образования ГТ. Расчетные методы либо отсутствуют, либо недостаточно разработаны и не учитывают все условия процессов сварки.

Методика расчетной оценки стойкости против образования ГТ.

Разработанный алгоритм расчетной оценки стойкости сварных швов конструкций против образования ГТ, включает три этапа [3, 4]:

- определение показателя сопротивляемости сварного шва образованию ГТ ($\alpha_{кр} = \delta_{min}/ТИХ, \%/^{\circ}C$),
- определение действующего темпа высокотемпературной сварочной деформации (α_d),
- оценка стойкости сварного шва конструкции путем сравнения критического ($\alpha_{кр}$) и действующего (α_d) темпов деформации.

Для определения действующего темпа деформации (α_d) необходимо учитывать геометрические особенности свариваемой конструкции, теплоотвод в сборочно-сварочной приспособление, параметры распределения вводимой тепловой энергии и технологию сварки, теплофизические и механические свойства в зависимости от температуры.

К геометрическим особенностям свариваемой конструкции можно отнести: габаритные размеры, толщину стенки, вид сварного шва (стыковой, угловой, нестандартный), разделку кромок (без разделки, с разделкой), траекторию сварного шва (прямолинейный, круговой или кольцевой, сложная траектория).

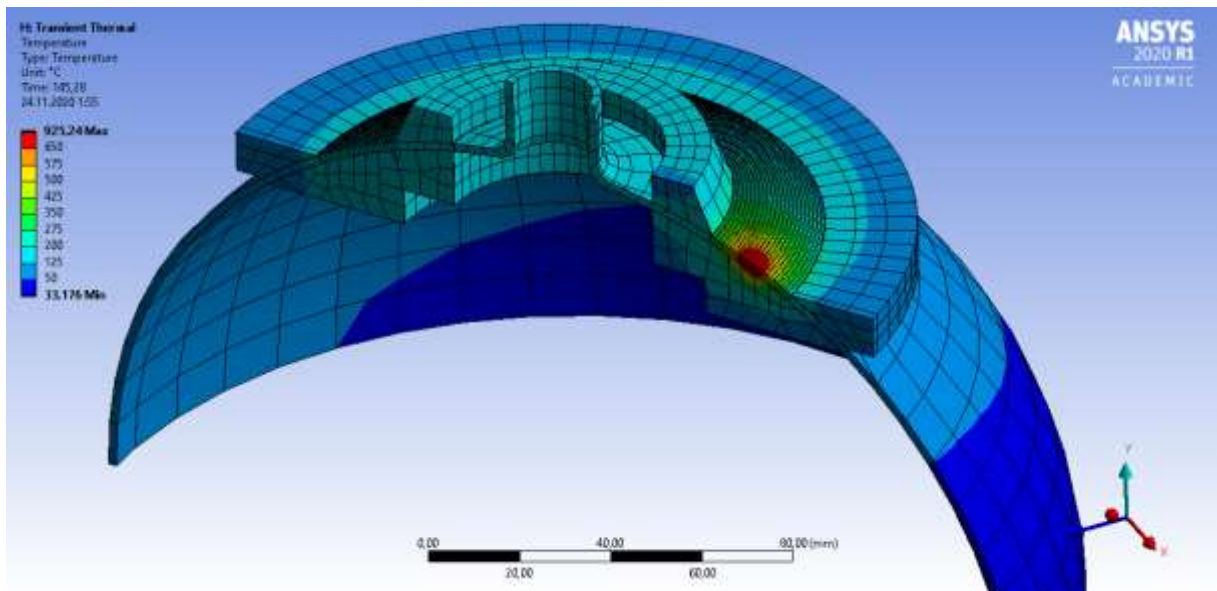
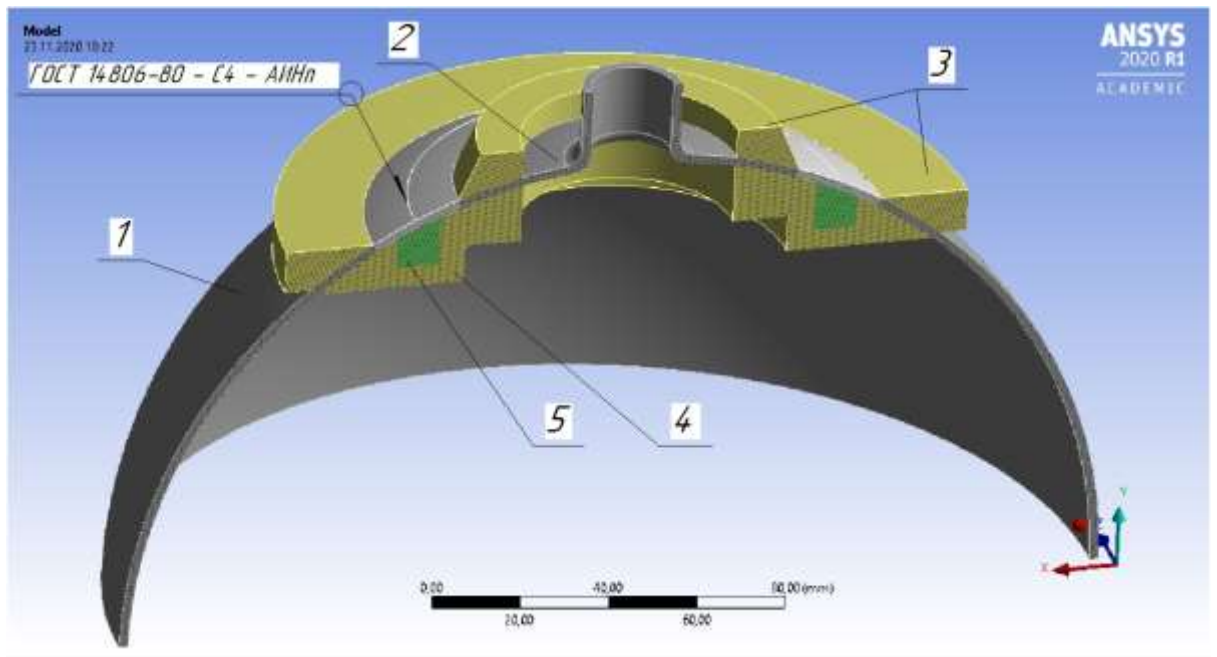
Теплоотвод в сборочно-сварочное приспособление зависит от материала изделия и приспособления, шероховатости поверхностей свариваемых заготовок и приспособления в плоскостях контакта, давления в месте контакта, геометрических характеристик приспособления.

Характер распределения вводимой тепловой энергии в первую очередь зависит от способа сварки. Могут быть использованы следующие модели: линейный источник для лазерной сварки, поверхностный плоский источник для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом без присадочной проволоки, объемный источник для сварки неплавящимся электродом с присадочной проволокой или для сварки плавящимся электродом в защитных газах.

Учет указанных выше факторов возможен только с помощью численных методов, например, методом конечных элементов. Для реализации предлагаемой методики используется программный комплекс ANSYS [5].

На рисунке 2 представлен пример температурного поля при сварке сосуда, работающего под давлением. Условия расчета – стыковой шов без разделки кромок, толщина 2 мм. В качестве источника нагрева использовался подвижный плоский поверхностный круговой источник с нормальным распределением вводимой тепловой энергии.

Определение границ температурного интервала хрупкости возможно при помощи анализа фазовых диаграмм на основе термодинамических баз данных численным методом CALPHAD [6]. Использование этого метода позволяет рассчитывать кинетику появления твердой фазы в процессе кристаллизации. За верхнюю границу температурного интервала хрупкости принимается температура, соответствующая появлению 50% жидкой фазы. За нижнюю границу температурного интервала хрупкости принимается температура, соответствующая моменту исчезновения жидкой фазы. На рисунке 3 представлен пример расчета температурного интервала хрупкости для сплава В-1469. Расчетные значения верхней и нижней границ температурного интервала хрупкости составили 635 и 525 °С соответственно.



1 – полусфера, 2 – горловина, 3 и 4 – сборочно-сварочная оснастка из аустенитной стали, 5 – сменный элемент сборочно-сварочной оснастки из аустенитной стали

Рисунок 2 – Температурное поле при сварке сосуда, работающего под давлением

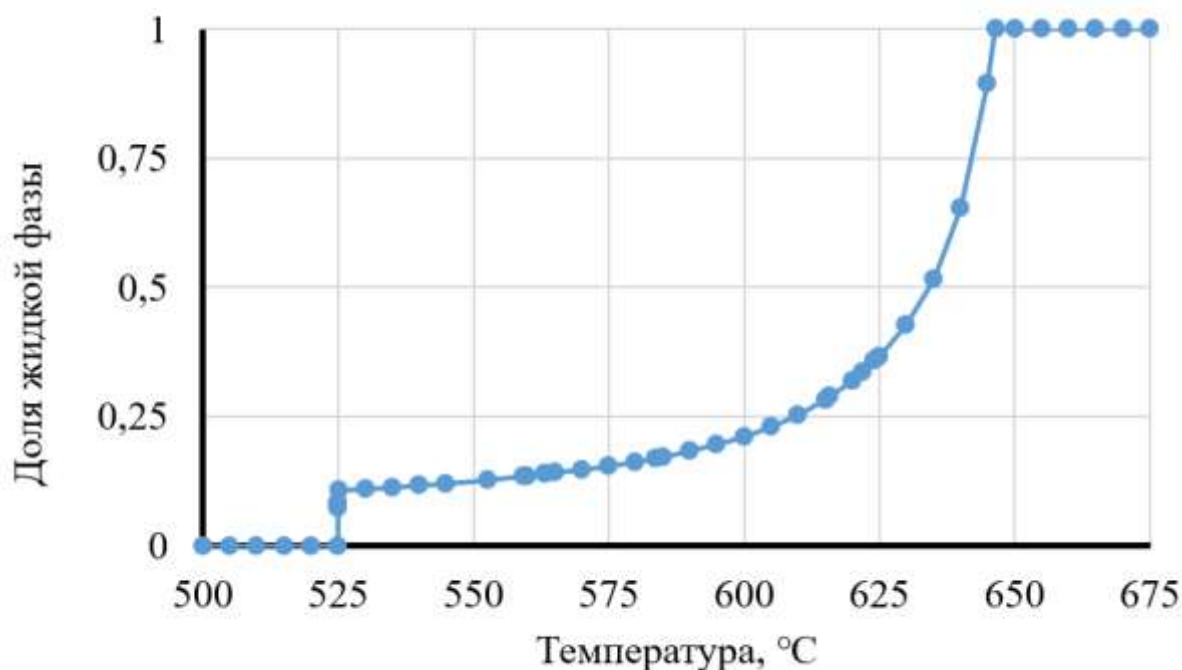
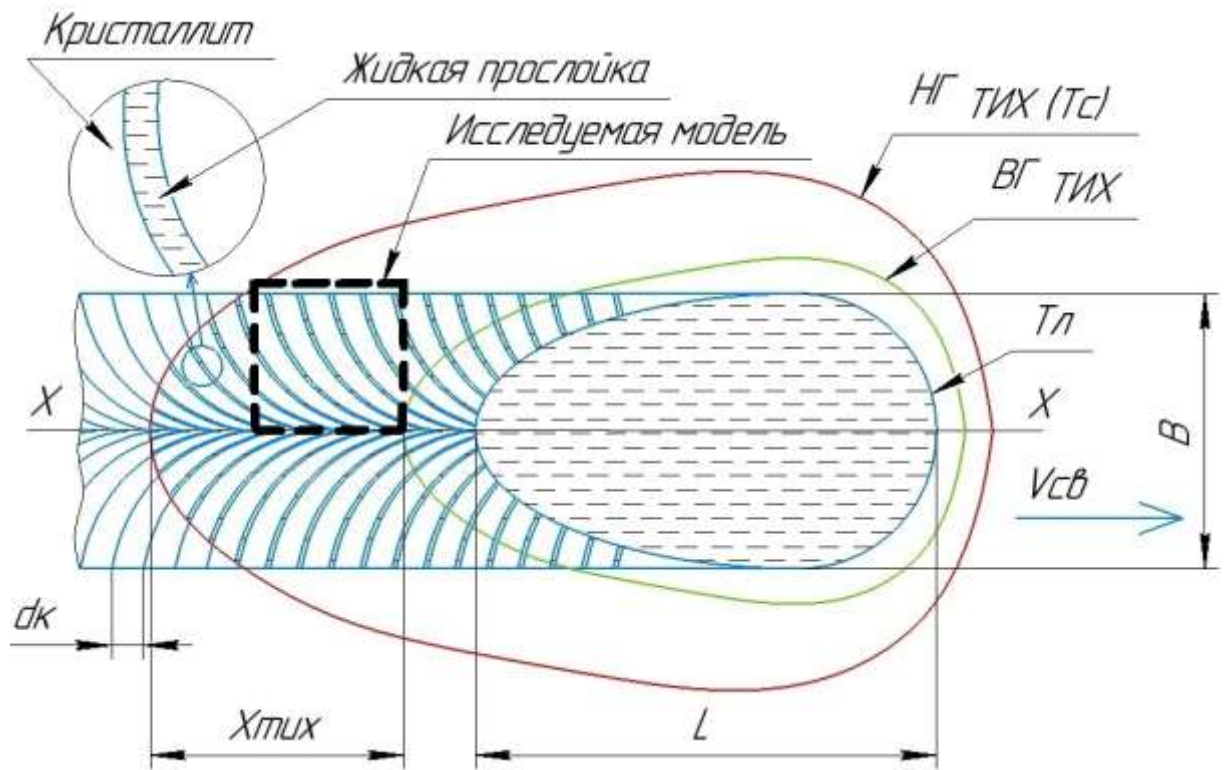
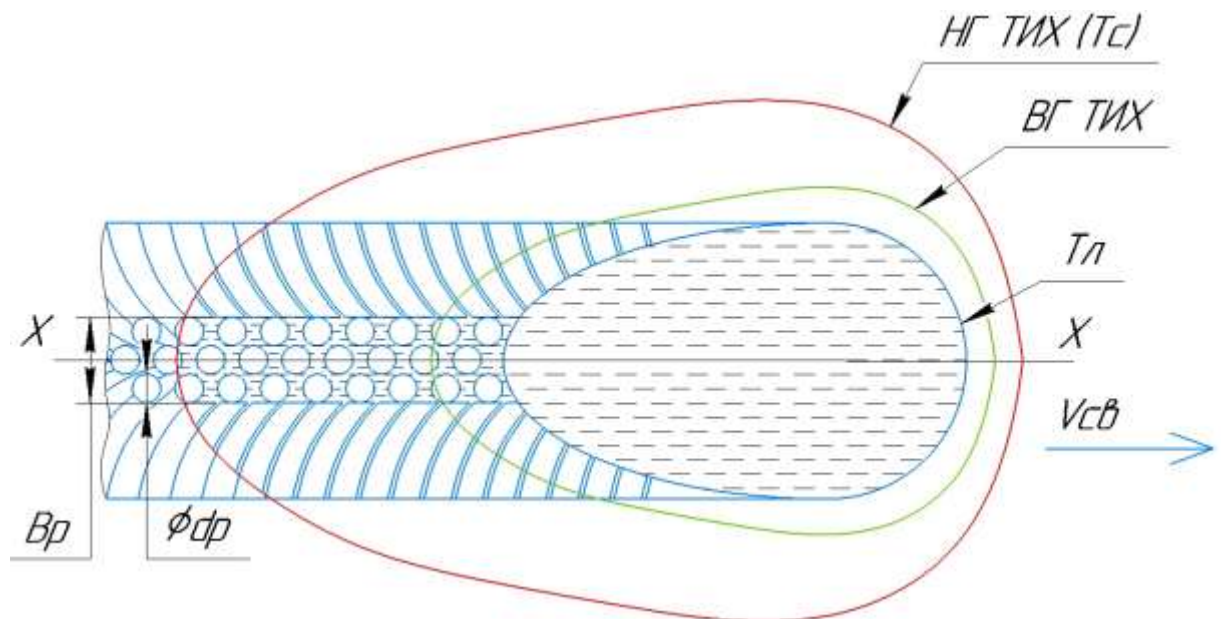


Рисунок 3 – Кинетика изменения доли жидкой фазы в процессе кристаллизации сплава В-1469

Основным фактором, влияющим на величину минимальной пластичности в условиях сварки, является характер распределения высокотемпературной деформации по сечению шва, находящегося в двухфазном твердожидком состоянии. В предлагаемой методике расчет распределения деформаций выполняется с учетом: начального диаметра столбчатого кристаллита, определяемого размером зерна основного металла, угла схождения осей противоположно растущих кристаллитов (схемы кристаллизации), диаметра равноосных кристаллитов на оси шва, шириной зоны равноосных кристаллитов на оси шва (рисунок 4).



а) сварной шов со столбчатыми кристаллитами



б) сварной шов с равноосными кристаллитами на оси

d_k – начальный диаметр кристаллита, d_p – диаметр равноосного кристаллита, B_p – ширина зоны с равноосными кристаллитами на оси

Рисунок 4 – Схемы сварных швов

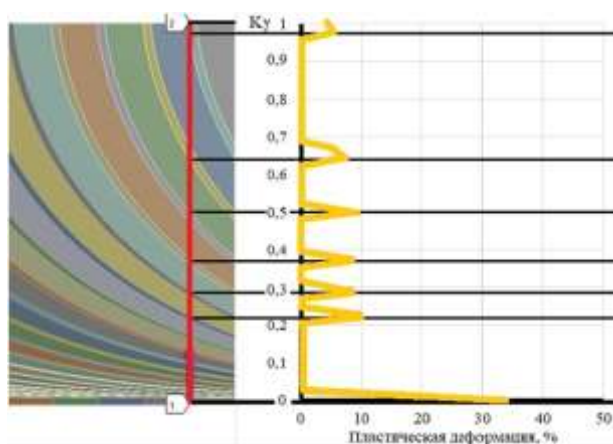
На рисунке 5 приведены примеры моделирования распределения деформации для сварных швов со столбчатыми кристаллитами с разной схемой кристаллизации и для сварного шва с равноосными кристаллитами на оси шва.

Моделирование показывает, что для указанных условий распределение деформаций в поперечном сечении сварных швов с разными схемами кристаллизации и кристаллическим строением не является гладким, а дискретно реализовывалось только по жидким прослойкам между кристаллитами. Деформирования кристаллитов не наблюдалось.

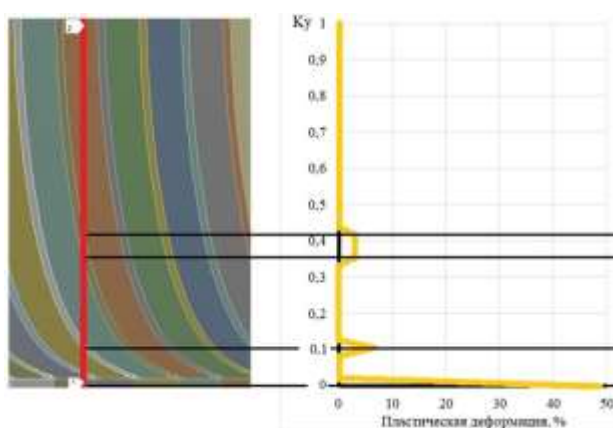
Также видно, что для сварных швов со столбчатыми кристаллитами с разной схемой кристаллизации, имеет место разный уровень деформаций в центре шва. Более высокий уровень локальных деформаций наблюдается для сварных швов, в которых в центре шва срастание кристаллитов происходит гранями (рисунок 5, а), а не вершинами (рисунок 5, б).

Кроме того, установлено, что максимальный уровень локальных деформаций сварных швов с равноосными кристаллитами на оси шва (рисунок 5, в) значительно меньше по сравнению со швами со столбчатыми кристаллитами для аналогичных схем кристаллизации.

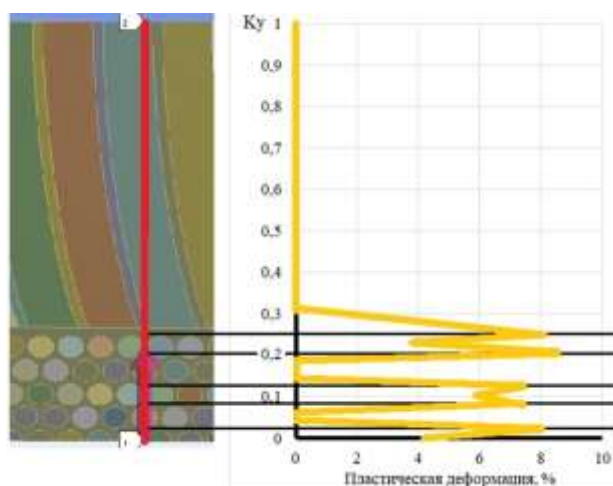
Полученный характер распределения используется для уточнения модели минимальной пластичности, предложенной в работах [3, 4].



а) сварной шов со столбчатыми кристаллитами, срастающимися в центре шва гранями



б) сварной шов со столбчатыми кристаллитами, срастающимися в центре шва вершинами



в) сварной шов с равноосными кристаллитами на оси

Рисунок 5 – Типовые распределения деформаций для сварных швов с разной схемой кристаллизации

Заключение

Разработана методика расчетной оценки стойкости сварных соединений листовых конструкций из алюминиевых сплавов против образования горячих трещин с использованием компьютерного моделирования.

Список литературы

1. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э.Л. Макаров, Б.Ф. Якушин; под ред. Э.Л. Макарова. – 2-е изд., испр. и доп. – Москва: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. – 549, [3] с.: ил.
2. ГОСТ 26389 – 84. Соединения сварные. Методы испытаний на сопротивляемость образованию горячих трещин при сварке плавлением. - М.: Издательство стандартов, 1985.- 23 с.
3. Королев С.А. Оценка стойкости сварных швов конструкций из алюминиевых сплавов против образования горячих трещин // Известия вузов. Машиностроение. - 2007.- №3.- С. 51-56.
4. Макаров Э.Л., Королев С.А. Методика расчетной оценки стойкости сварных швов алюминиевых листовых конструкций против образования горячих трещин // Сварка и диагностика. - 2009.- №2.- С. 11-16.
5. URL: <http://www.ansys.com> (дата обращения: 31.01.2020).
6. Kroupa A. Modelling of phase diagrams and thermodynamic properties using Calphad method–Development of thermodynamic databases //Computational Materials Science. – 2013. – Т. 66. – С. 3-13.

УДК 669.715

Моделирование процесса формообразования обтяжкой оболочек сложной формы из нового свариваемого алюминиевого листового материала

Михеев В.А., д.т.н.; Де Алваренга Роберто; Гусев Д.В.

vamicheev@rambler.ru
roberto@grupoatua.com.br
gushidding97@mail.ru

Самарский университет имени академика С.П. Королева

Аннотация:

Приведены результаты моделирования процесса формообразования обтяжкой сегментов полусферической и полутороидной оболочек из нового свариваемого алюминиевого листового материала P-1580M толщиной 4,5 мм с помощью программного пакета ANSYS LS-DYNA.

Ключевые слова:

формообразование обтяжкой, новый свариваемый алюминиевый листовый материал, сегменты полусферической и полутороидной оболочек

Вводная часть

Крупногабаритную полусферическую оболочку получают сваркой отдельных элементов-осьмушек из алюминиевого толстостенного листового материала. Такая оболочка является основной конструкцией космических аппаратов. Поэтому постоянно существует необходимость получения обтяжкой элемента-осьмушки полусферической оболочки радиуса $R=5180$ мм при размерах заготовки $4000 \times 2100 \times 4,5$ (мм×мм×мм) из свариваемого алюминиевого сплава АМг6М. Для реализации формообразования обтяжкой используется стандартное обтяжное оборудование (пресс РО-3М, имеющий угол поворота зажимных устройств до 40°). Однако он не позволял изготавливать крупногабаритные детали с углами охвата листом обтяжного пуансона α_k до 60° , даже не смотря на то, что усилие растяжения на прессе РО-3М воспринимается ходовыми винтами, а не фиксаторами [1].

Для изготовления данной оболочки практически типового размера крупногабаритной детали этот пресс РО-3М превратили в специализированное обтяжное оборудование для реализации комбинированного способа формообразования обтяжкой отдельных элементов-осьмушек крупногабаритной полусферической оболочки. Во-первых, для обеспечения угла охвата листом обтяжного пуансона α_k до 60° и нужных условий для реализации комбинированного способа обтяжки была изменена силовая кинематическая схема работы пресса. Во-вторых, увеличили силовые параметры обтяжного пресса РО-3М в 1,5 раза. Это было осуществлено путем увеличения рабочего давления в гидроприводе (была заменена насосная станция, трубопроводы и гидроаппаратура).

При изменении силовой кинематической схемы работы пресса РО-3М (рисунок 1) плунжерные растяжные цилиндры 1 и зажимные устройства 2 были установлены в горизонтальной плоскости, а заданный угол облегания пуансона 3 заготовкой был получен за счет перегиба листовой заготовки

через прямолинейные штанги 5, которые крепятся на кронштейнах к порталу прессы. Портал представляет собой сварную жесткую балку, установленную на четырех стойках, закрепленных на станине прессы.

При такой силовой кинематической схеме работы прессы растягивающее усилие раскладывается на составляющие, одна из которых передается на портал прессы, который по своему назначению на такие нагрузки не был рассчитан. В связи с этим при модернизации прессы портал был, соответствующим образом, усилен (рисунок 2). При этом в процессе длительной эксплуатации прессы РО-3М данное усиление портала было проверено при проведении восстановительных работ.

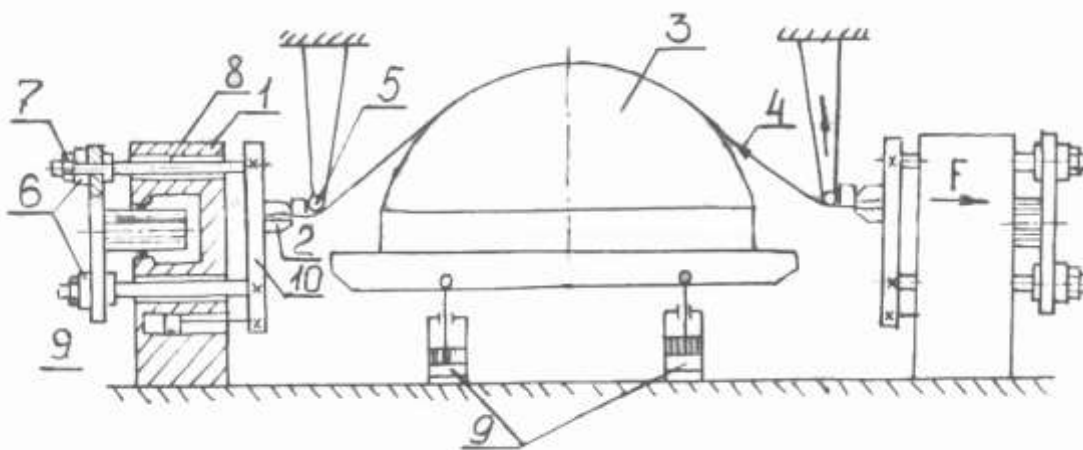


Рисунок 1 - Схема обтяжки оболочки сферической формы на модернизированном прессе РО-3М после изменения силовой кинематической схемы работы

В процессе эксплуатации периодически требовалось определять значения растягивающих усилий. Для замера усилий пресс был оборудован специально разработанной тензометрической установкой. Мессдозы 6 с проволочными тензодатчиками были помещены под гайки 7, на направляющие – 8, которые передают усилие растяжения от гидроцилиндра 9 к плите 10, на которой установлены зажимные губки 2.

В ходе работы по отработке комбинированного способа формообразования обтяжкой крупногабаритной полусферической оболочки были опробованы технологическая возможность изменения угла охвата и последовательность работы различных силовых органов пресса РО-3М. Верхний стол со своими гидроцилиндрами был убран. Все остальные силовые гидравлические цилиндры пресса (растяжные, нижнего стола) были запитаны от одного индивидуального насосного привода.

После такого изменения силовой кинематической схемы работы модернизированный пресс РО-3М длительное время эксплуатируется, изготавливая поштучно элемент-осьмушки полусферической оболочки радиуса $R=5180$ мм при размерах заготовки $4000 \times 2100 \times 4,5$ (мм×мм×мм) из свариваемого алюминиевого сплава АМг6М (рисунок 3).

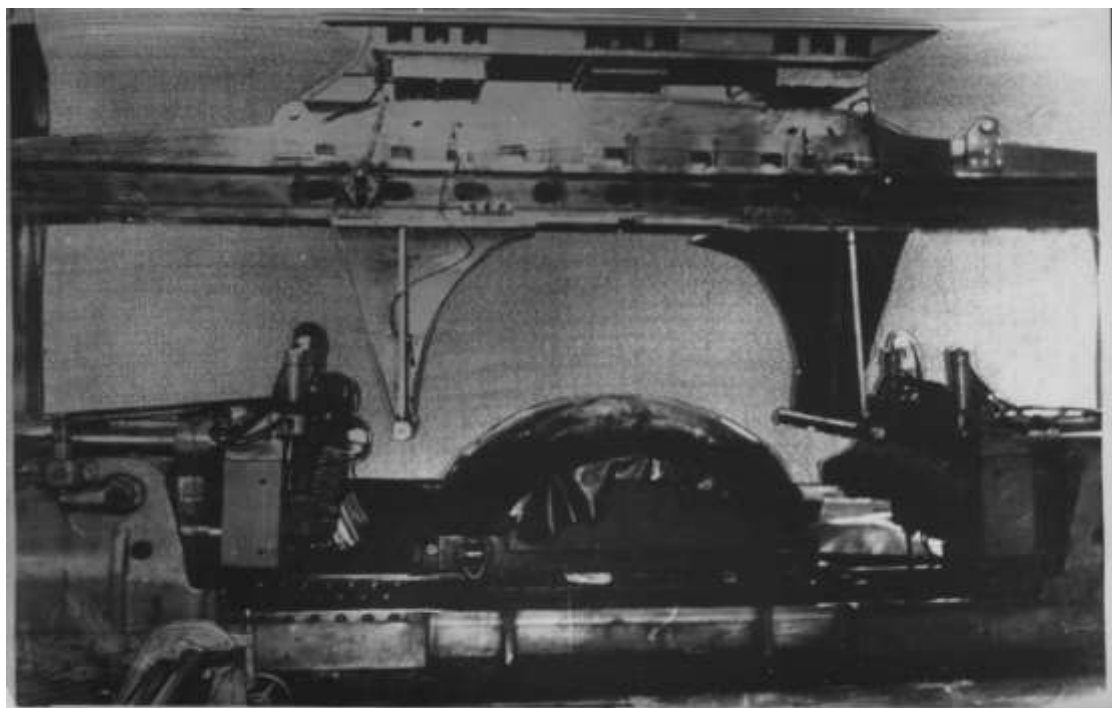


Рисунок 2 - Обтяжной пресс РО-3М, приспособленный для формообразования обтяжкой элемента-осьмушки полусферической оболочки радиуса $R=5180$ мм при размерах заготовки $4000 \times 2100 \times 4,5$ (мм×мм×мм) из свариваемого алюминиевого сплава АМг6М

Это позволило изготовить большое количество оболочек около 1200 штук и набрать достаточный статистический материал по контролю очередности и времени работы отдельных силовых органов пресса. Для этого пресс был оборудован записывающей контрольной системой [2].

Реализация комбинированной обтяжки после изменения силовой кинематической схемы работы пресса РО-3М предусматривает соответствующую комбинацию элементов обтяжки с растяжением, простой и ступенчатой обтяжки. При этом основной задачей является максимально возможное формообразование центрального шарового участка оболочки, характеризуемое шириной очага деформации в центральном сечении, без избыточного деформирования листовой заготовки в районе зажимных устройств. Потребная деформация при формообразовании центрального шарового участка оболочки составляет 0,25 относительных единиц (25%). Решению этой задачи способствовала серия экспериментов, позволившая обосновать оптимальный угол охвата на первой ступени обтяжки.

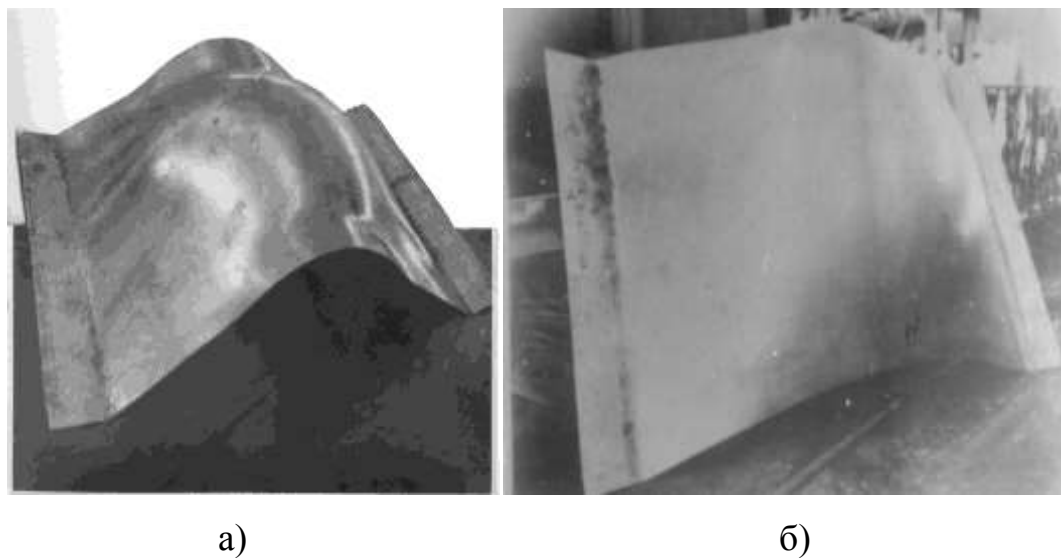


Рисунок 3 - Опытно-промышленная оболочка сферической формы с $R=5180$ мм и размерами 400x2000x4,5 мм.: а) первая ступень обтяжки; б) последняя ступень обтяжки

Совместный замер усилий и деформации позволил установить связь между этими параметрами и углом охвата. В частности, было установлено, что угол охвата влияет на соотношения между деформацией в опасном сечении и усилием. При увеличенном угле охвата деформации в центральном сечении затруднены.

Большой потребности в автоматизации процесса обтяжки всегда отсутствовала. Это связано с тем, что пресс РО-3М, как специализированное обтяжное оборудование, изготавливал всегда одну и ту же деталь элемента-осьмушки полусферической оболочки очень небольшими партиями из одного и того же свариваемого алюминиевого сплава АМг6М системы Al-Mg. На сегодня перспективной группой материалов стали свариваемые алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Sc. Это перспективная группа материалов для авиационно-ракетной техники была разработана специалистами Всероссийского института авиационных материалов (ВИАМ) [3,4].

Сплавы системы Al-Mg-Sc при сопоставимой цене отличаются от зарубежных аналогов повышенными пределами прочности и текучести, причем эти характеристики можно значительно улучшить, применяя специальные режимы прокатки и термической обработки.

Внедрение новых сплавов позволит уменьшить вес конструкции примерно на 20%. Применение новых материалов в ряде случаев дает больший эффект, чем использование каких-то конструктивных решений. В авиационно-ракетной технике традиционно используются алюминиевые сплавы, легированные магнием. Однако в мировой практике последних лет сплавы все чаще улучшаются легированием редкоземельными элементами, в первую очередь скандием. Добавление небольшого количества скандия позволяет значительно повысить прочность материала.

Однако сдерживающий фактор для их применения, взамен свариваемого алюминиевого сплава АМг6М, является высокая стоимость,

примерно в четыре раза дороже. Были проведены исследования по поиску замены скандия с целью снижения его концентрации в сплаве в два раза. Был разработан сплав P-1580 (0,1 % Sc и Zr) взамен P-1570 (0,25 % Sc) и получены опытные образцы листов. В конструкциях перспективных «Союзов» привычный алюминий-магний-скандиевый сплав могут поменять на новый алюминиевый сплав P-1580, легированный скандием и цирконием, что даст выигрыш в полезной нагрузке около 300 кг. Кроме того, повысится сопротивляемость усталостной трещине, что делает сплав P-1580 пригодным для много разового использования, в отличие от сплава P-1570.

В результате были получены запросы от предприятий ракетной и авиационной техники для опробования данного материала. Это перспективный материал с пониженной концентрацией скандия в два раза по сравнению с первоначальными представителями данной группы, но с повышенными характеристиками прочности по сравнению с АМг6М. Кроме этого, планируется изготавливать на прессе РО-3М деталь элемента-осьмушки полутороидной оболочки, прежде всего, из листа алюминиевого сплава P-1580, толщиной 4,5 мм.

Однако проводить серию экспериментов на модернизированном прессе РО-3М, как при получении полусфер из алюминиевого сплава АМг6М, на сегодня не получится. Во-первых, это очень дорого, а во-вторых, нет времени на освоение, очень трудоемкое мероприятие.

Для уменьшения трудоемкости проводимых экспериментов на модернизированном прессе РО-3М, которая была очень значительной и затратной при реализации комбинированной обтяжки после изменения силовой кинематической схемы работы пресса при обтяжке детали элемента-осьмушки полусферической оболочки из свариваемого алюминиевого сплава АМг6М, необходимо перейти на конечно-элементное моделирование с помощью программного пакета ANSYS LS-DYNA.

В результате обеспечивается визуализация развития очага деформации на поверхности листовой заготовки, настраивая анимацию движений рабочих органов пресса для конкретного процесса формообразования обтяжкой. При этом можно оценить реологию поведения нового листового алюминиевого сплава Р-1580М в отожженном состоянии, приводя сравнительный анализ механических и технологических показателей с листовым алюминиевым сплавом АМг6М.

Сравнительный анализ механических и технологических показателей листового материала из алюминиевых сплавов Р-1580М и АМг6М

Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Sc значительно превосходят по прочности Al–Mg сплавы с таким же содержанием Mg при сохранении их основных достоинств, таких как хорошая свариваемость, высокая коррозионная стойкость и отсутствие необходимости в упрочняющей термической обработке. Известен механизм упрочнения сплавов системы Al–Mg при их легировании скандием. К группе сплавов системы Al–Mg–Sc относятся высоколегированные сплавы, содержащие более 4 % Mg сплавы марок 1570, 1570С и 1580. Известны механические свойства листов из высоколегированных сплавов системы Al – Mg – Sc, характеристики свариваемости листов, структура и свойства основного металла и сварных соединений [5].

Возможность получения сварных соединений, практически равнопрочных основному металлу в отожженном состоянии, высокая и не ниже, чем для алюминиевого сплава АМг6М. Доказано применение листов из алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Sc в высокопрочных герметичных сварных конструкциях, таких как корпус космического аппарата, топливные баки, емкости для транспортировки сжиженного природного газа. Показана возможность использования малолегированных сплавов системы Al–Mg–Sc для производства сварных конструкций, обладающих высокой коррозионной

и радиационной стойкостью, теплопроводных сварных конструкций повышенной прочности, а также паяных конструкций, получаемых методами высокотемпературной вакуумной пайки.

По технологическим показателям листы из алюминиевых сплавов P-1580M и АМг6М в целом очень схожи. Оба деформируются в холодном состоянии, имеют почти одинаковые коэффициенты вытяжки, отбортовки и гибки. По поводу обтяжки таких данных пока нет. Листы обоих сплавов хорошо свариваются аргонодуговой и электроннолучевой сваркой с получением герметичных соединений, обладающих высокой прочностью при переменных нагрузках. Прочность сварного соединения составляет $(0,8 - 0,84) \sigma_B$ листового материала, толщиной 4,5 мм. Однако по механическим характеристикам имеется существенное преимущество листового материала P-1580M (таблица 1).

Таблица 1- Механические характеристики алюминиевых листов сплавов АМг6М и P-1580M толщиной 4,5 мм

Листовой материал, 4,5 мм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %
АМг6М	320	160	15,0
P-1570M(0,25 % Sc)	410	305	16,0
P-1580M(0,1 % Sc и Zr)	410	290	16,5

Алюминиевый лист P-1580M толщиной 4,5 мм при сопоставимых значениях пластичности имеет более высокие характеристики по пределу текучести и прочности, чем алюминиевый лист АМг6М толщиной 4,5 мм и, практически не уступает P-1570M с повышенным содержанием Sc . При этом плотность у сплавов одинаковая ($2,64 \text{ г/см}^3$). Однако листы из алюминиевого сплава P-1580M обладают повышенной анизотропией свойств по сравнению со сплавом АМг6М. Приведем свойства материалов АМг6М и P-1580M в среде ANSYS (рисунок 4,5).

Properties of Outline Row 5: AMg6.				
	A	B	C	D E
1	Property	Value	Unit	
2	Material Field Variables	Table		
3	Density	2640	kg m ⁻³	
4	Isotropic Secant Coefficient of Thermal Expansion			
5	Coefficient of Thermal Expansion	2,3E-05	C ⁻¹	
6	Isotropic Elasticity			
7	Derive from	Young's ...		
8	Young's Modulus	7,1E+10	Pa	
9	Poisson's Ratio	0,33		
10	Bulk Modulus	6,9608E+10	Pa	
11	Shear Modulus	2,6692E+10	Pa	
12	Tensile Yield Strength	1,7E+08	Pa	
13	Compressive Yield Strength	1,7E+08	Pa	
14	Tensile Ultimate Strength	3,4E+08	Pa	
15	Compressive Ultimate Strength	0	Pa	
16	Isotropic Relative Permeability	1		

Рисунок 4 - Свойства материала АМг6М в среде ANSYS

Для полной визуализации приведем эти свойства в привычной форме при обозначении размерностей: плотность – 2640 кг/мм³; коэффициент температурного расширения – $2,3 \cdot 10^{-5} \text{ C}^{-1}$; модуль Юнга – $7,1 \cdot 10^{10} \text{ Па}$; коэффициент Пуассона – 0,33; объемный модуль – $6,96 \cdot 10^{10} \text{ Па}$; модуль сдвига - $2,66 \cdot 10^{10} \text{ Па}$; предел текучести при растяжении – $2,9 \cdot 10^8 \text{ Па}$; предел текучести при сжатии - $1,7 \cdot 10^8 \text{ Па}$; предел прочности при растяжении – $3,4 \cdot 10^8 \text{ Па}$.

Properties of Outline Row 3: P1580				
	A	B	C	D E
1	Property	Value	Unit	
2	Material Field Variables	Table		
3	Density	2640	kg m ⁻³	
4	Isotropic Secant Coefficient of Thermal Expansion			
5	Coefficient of Thermal Expansion	2,3E-05	C ⁻¹	
6	Isotropic Elasticity			
7	Derive from	Young's ...		
8	Young's Modulus	7,1E+10	Pa	
9	Poisson's Ratio	0,32		
10	Bulk Modulus	6,5741E+10	Pa	
11	Shear Modulus	2,6894E+10	Pa	
12	Tensile Yield Strength	2,9E+08	Pa	
13	Compressive Yield Strength	2,9E+08	Pa	
14	Tensile Ultimate Strength	4,1E+08	Pa	
15	Compressive Ultimate Strength	0	Pa	
16	Isotropic Relative Permeability	1		

Рисунок 5 - Свойства материала P1580M в среде ANSYS

Для полной визуализации приведем эти свойства в привычной форме при обозначении размерностей: плотность – 2640 кг/мм^3 ; коэффициент температурного расширения – $2,3 \cdot 10^{-5} \text{ C}^{-1}$; модуль Юнга – $7,1 \cdot 10^{10} \text{ Па}$; коэффициент Пуассона – $0,32$; объемный модуль – $6,57 \cdot 10^{10} \text{ Па}$; модуль сдвига – $2,68 \cdot 10^{10} \text{ Па}$; предел текучести при растяжении – $2,9 \cdot 10^8 \text{ Па}$; предел текучести при сжатии – $2,9 \cdot 10^8 \text{ Па}$; предел прочности при растяжении – $4,1 \cdot 10^8 \text{ Па}$.

Результаты моделирования формообразования обтяжкой элемента-осьмушки полусферической и полутороидной оболочки из листа алюминиевого сплава Р-1580

Заданный угол облегания пуансона листовой заготовкой был получен за счет перегиба листовой заготовки через штанги, которые крепятся на кронштейнах к порталу пресса. Для моделирования были предложены три конструкции штанг: прямолинейные, которые установлены на портале пресса; криволинейные штанги в горизонтальной плоскости, соответствующие по кривизне обтяжному пуансону и криволинейные штанги в вертикальной плоскости той же кривизны.

Для двух первых вариантов конструкции штанг использовали следующую кинематическую схему работы пресса РО-3М при формообразовании обтяжкой элемента-осьмушки полусферической оболочки. Пуансон поднимается вверх по оси Y на расстояние 940 мм, обтягивая лист. Затем зажимные губки пресса растягивают лист по оси X на 300 мм с каждой стороны. Условное время расчета – 0,2 с. Движение пуансона вверх: 0 – 0,1 с; растягивание губками краев листа: 0,1 – 0,2 с.

Ниже приведены результаты моделирования варианта формообразования обтяжкой с прямолинейными штангами: значения деформации в трех характерных точках А, В, С оболочки (рисунок 6), графики изменения в этих же точках деформации и толщины оболочки из листов алюминиевого материала Р-1580М толщиной 4,5 мм (рисунки 7-8).

Ниже приведены результаты моделирования варианта формообразования обтяжкой с криволинейными штангами в горизонтальной плоскости: значения деформации в трех характерных точках А, В и С оболочки (рисунок 9), графики изменения в этих же точках деформации и толщины оболочки из листового алюминиевого материала Р-1580М толщиной 4,5 мм (рисунки 10-11).

1. Вариант с прямолинейными штангами

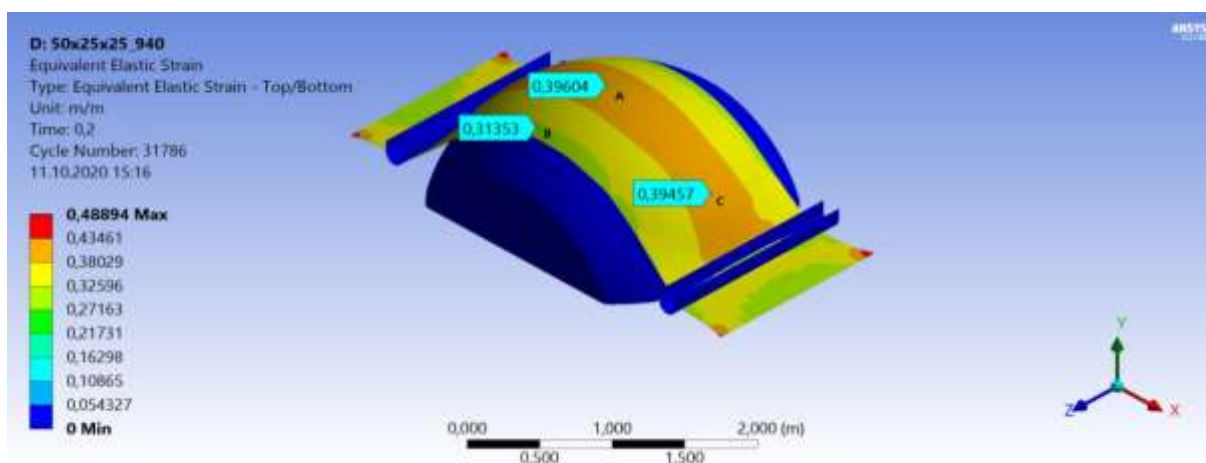


Рисунок 6 – Значения деформаций в трех характерных точках А, В и С

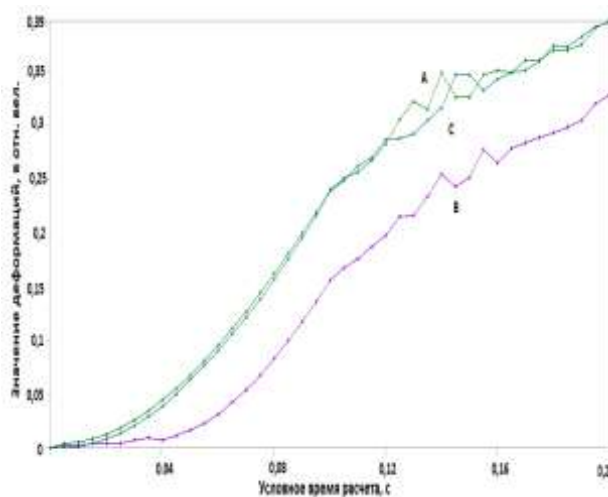


Рисунок 7 - График изменения деформаций в трех характерных точках оболочки А, В и С

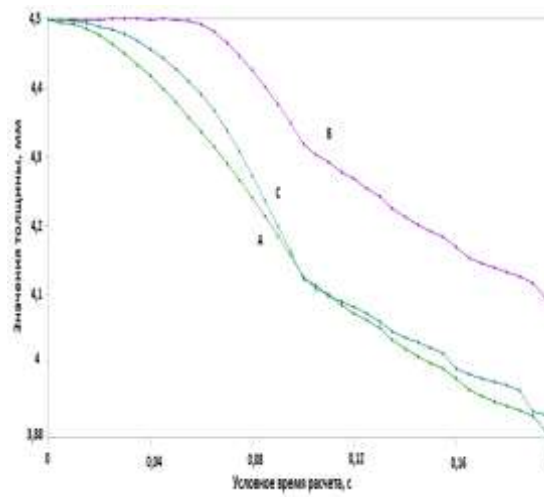


Рисунок 8 - График изменения толщины в трех характерных точках оболочки А, В и С

2. Вариант с криволинейными штангами в горизонтальной плоскости

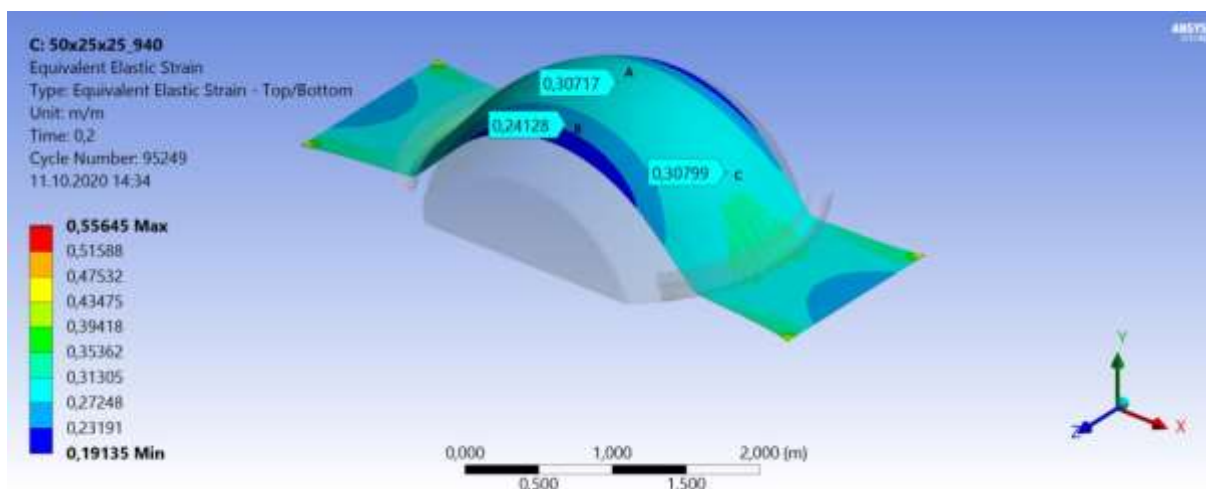


Рисунок 9 – Значения деформаций в трех характерных точках А, В и С

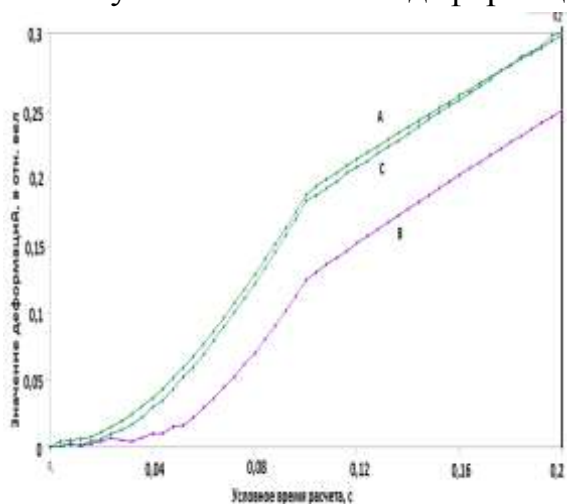


Рисунок 10 - График изменения деформаций в трех характерных точках оболочки А, В и С

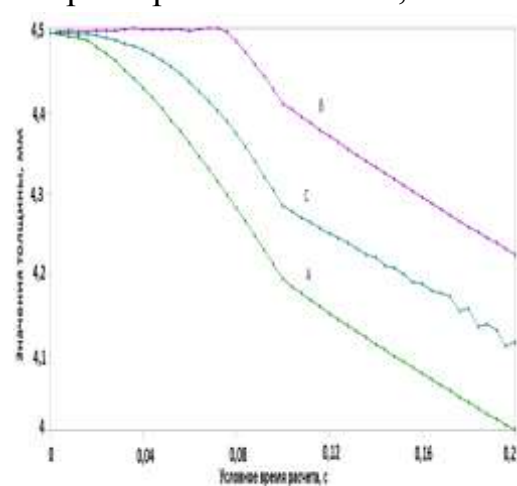


Рисунок 11 - График изменения толщины в трех характерных точках оболочки А, В и С

Для третьего варианта конструкции с криволинейными вертикальными штангами использовали следующую кинематическую схему работы прессы РО-3М при формообразовании обтяжкой элемента-осьмушки полусферической оболочки.

0 – 0,1 с: движение пуансона вверх на 1285 мм; 0,1 – 0,2 с: растягивание цилиндрами за края листа через штанги на 300 мм; 0,2 – 0,3 с: движение

пуансона вниз на 285 мм с растягиванием листа еще на 150 мм; 0,3 – 0,4 с: движение пуансона вверх на 285 мм.

Ниже приведены результаты моделирования варианта формообразования обтяжкой с криволинейными штангами в вертикальной плоскости: значения деформации в трех характерных точках А, В и С оболочки (рисунок 12), графики изменения в этих же точках деформации и толщины оболочки из листового алюминиевого материала Р-1580М толщиной 4,5 мм (рисунки 13-14).

Моделирование элемента полутороидной оболочки

Ниже приведены результаты моделирования детали элемента-осьмушки полутороидной оболочки из листа алюминиевого сплава Р-1580М (рисунки 13,14). Габариты заготовки: 3100x1600x4,5 мм. Использовались криволинейные штанги в горизонтальной плоскости выпуклой и вогнутой формы согласно торообразному элементу-осьмушке.

3. Вариант с криволинейными вертикальными штангами

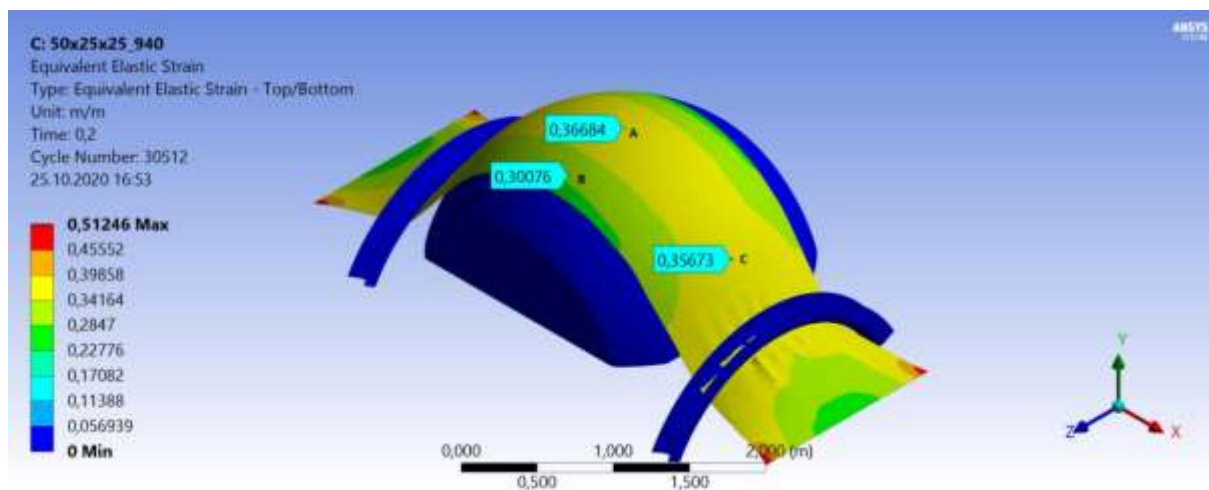


Рисунок 12 – Значения деформаций в трех характерных точках А, В и С

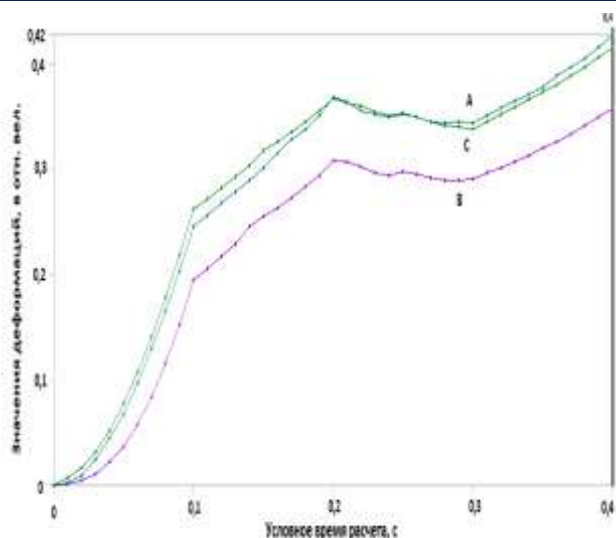


Рисунок 13 - График изменения деформаций в трех характерных точках оболочки А, В и С

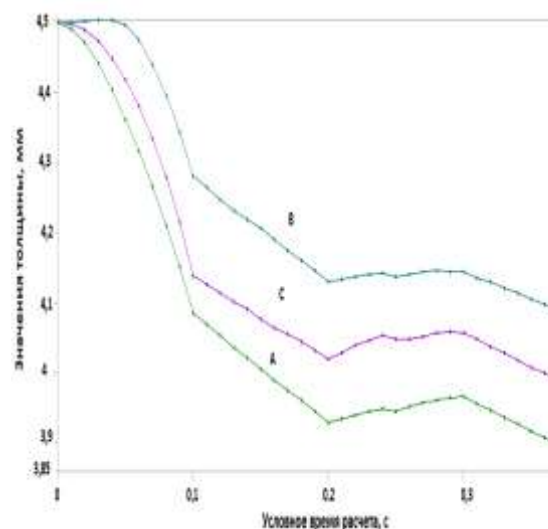


Рисунок 14 - График изменения толщины в трех характерных точках оболочки А, В и С

Применили следующую кинематическую схему работы пресса РО-3М: 0 – 0,1 с: движение пуансона вверх на 860 мм. Значения деформации были зафиксированы в четырех характерных точках А, В, С и Д (рисунок 16) соответственно с выпуклой и вогнутой стороны.

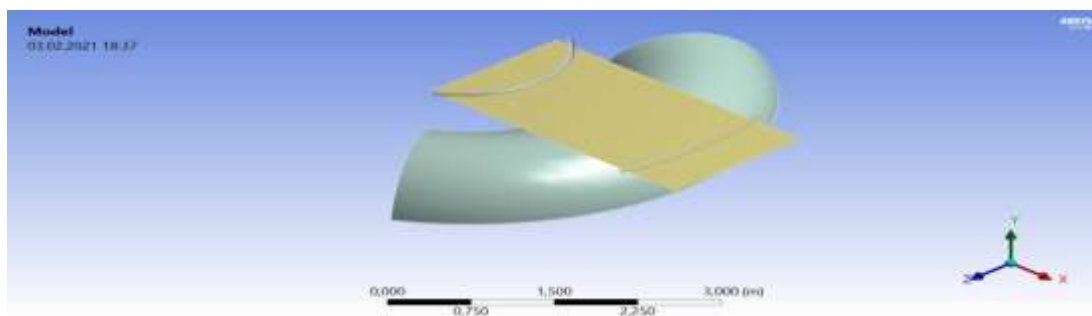


Рисунок 15 – Модель процесса формообразования обтяжкой детали элемента-осьмушки полтороидной оболочки с криволинейными штангами

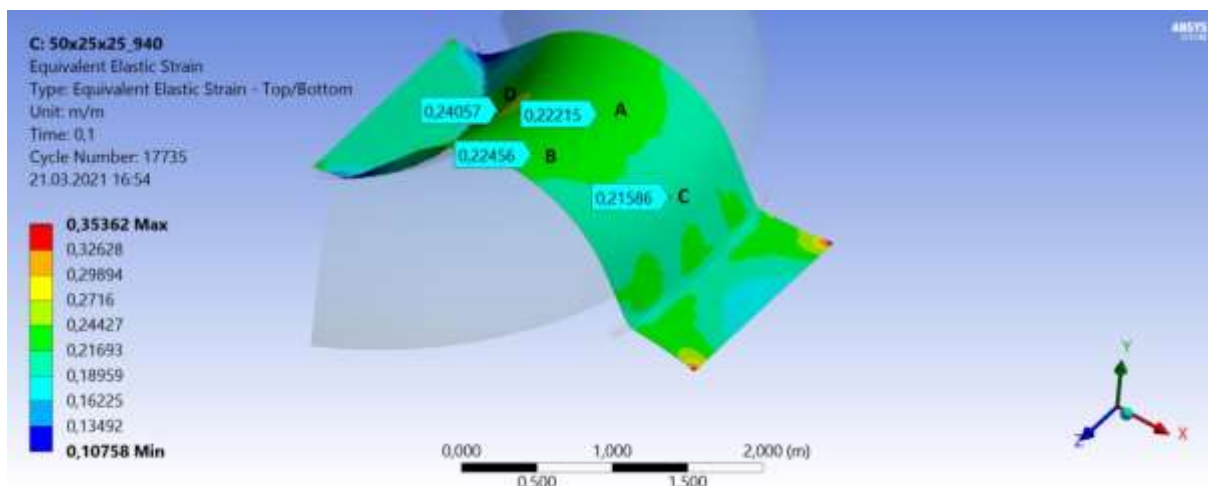


Рисунок 16 – Значения деформаций в характерных точках оболочки А, В, С и Д с выпуклой и вогнутой стороны

Графики изменения в этих же точках деформации и толщины оболочки из листового алюминиевого материала Р-1580М толщиной 4,5 мм (рисунки 17-18).

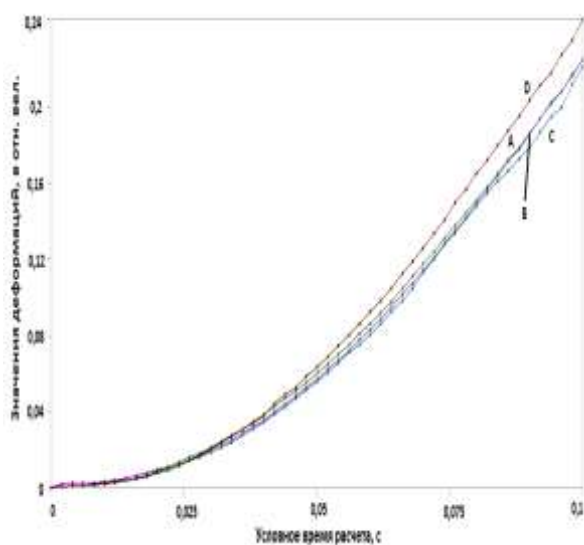


Рисунок 17 – График изменения деформаций в характерных точках оболочки А, В, С и Д с выпуклой и вогнутой стороны

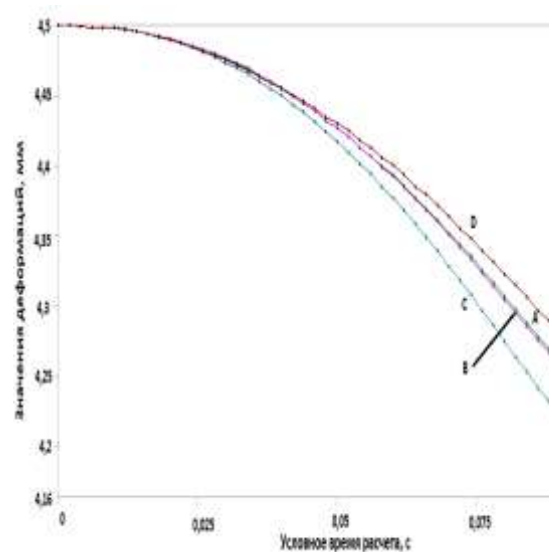


Рисунок 18 – График изменения толщины в характерных точках оболочки А, В, С и Д с выпуклой и вогнутой стороны

Заключение

Анализ результатов конечно-элементного моделирования с помощью программного пакета ANSYS LS-DYNA процессов формообразования обтяжкой деталей элемента-осьмушки полусферической и полутороидной оболочки на специализированном растяжно-обтяжном прессе РО-3М показал технологические возможности снижения неравномерности деформаций листовой заготовки. При моделировании процессов формообразования обтяжкой элемента-осьмушки полусферической формы из листового алюминиевого материала Р-1580М толщиной 4,5 мм выполнили апробацию различных конструкций штанг: прямолинейные, которые установлены на портале прессы; криволинейные штанги в горизонтальной плоскости, соответствующие по кривизне обтяжному пуансону и криволинейные штанги в вертикальной плоскости той же кривизны. Кроме того, выявили возможность формообразования обтяжкой элемента-осьмушки полутороидной оболочки из листового алюминиевого материала Р-1580М с криволинейными штангами в горизонтальной плоскости выпуклой и вогнутой формы.

Это были предварительные варианты моделирования, результаты которых определяют требования тщательной проработки технологии получения элементов полусферической и полутороидной оболочки, которые относятся к сложной геометрической форме. При этом неравномерность деформирования листовой заготовки, возникающая при обтяжке, зависит как от самой силовой кинематической схемы обтяжки, так и от условий трения, толщины, характера анизотропии, деформационных характеристик листового проката и ее термообработки.

Однако эффект снижения неравномерности деформирования листовой заготовки имеется при использовании криволинейных штанг в горизонтальной плоскости, соответствующие по кривизне обтяжному пуансону. Аналогичный эффект получен при формообразовании обтяжкой

элемента-осьмушки полутороидной оболочки из листового материала Р-1580М с криволинейными штангами в горизонтальной плоскости выпуклой и вогнутой формы. В случае применения криволинейных штанг в вертикальной плоскости той же кривизны при формообразовании обтяжкой элемента-осьмушки полусферической оболочки из листового материала Р-1580М толщиной 4,5 мм требует подбор соответствующей кривизны.

Список литературы

1. Громова А.Н., Завьялова В.И., Коробов В.К. Изготовление деталей из листов и профилей при серийном производстве. – М.: Оборонгиз, 1960. – 340 с.
2. А.С. № 538764 (СССР). Растяжно-обтяжной пресс / В.П. Чистяков, М.И. Хасьянов, Н.Е. Корочкин – Оpubл. в Б.И., 1976, №46.
3. Захаров, В.В. О легировании алюминиевых сплавов скандием [Текст] / В.В. Захаров. – М.: ФГУП ГНЦ «ВИАМ». – 2014. - №3. – С. 20-25.
4. Филатов, Ю. А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al-Mg [Текст] / Ю. А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2015. – № 2. – С. 19–22.
5. Автократова, Е. Поведение субмикроструктурного алюминиевого сплава 1570 в условиях циклического нагружения [Текст] / Е. Автократова, О. Ситдинов, // Физика металлов и металловедение. – 2009. - Т. 107, № 3. - С. 309- 315.

УДК 669.715:669.884

Новые режимы термической обработки литых и катаных полуфабрикатов из алюминий-литиевого сплава 1441

Оглодкова Ю.С.; Антипов К.В.; Селиванов А.А., к.т.н.; Оглодков М.С., к.т.н.

admin@viam.ru

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

Аннотация:

В докладе приведены результаты исследования структуры, фазового состава, технологической пластичности слитков и структуры, механических, коррозионных свойств листов из алюминий-литиевого сплава 1441 в зависимости от режимов гомогенизации и искусственного старения.

Ключевые слова:

алюминий-литиевый сплав 1441, структура слитков, гомогенизация, технологическая пластичность, многоступенчатое старение, механические свойства, коррозионные свойства

Введение

Современным требованиям к конструктивно-технологическим и эксплуатационным характеристикам летательных аппаратов отвечают, прежде всего, материалы с низкой плотностью – алюминий-литиевые сплавы и новые композиционные материалы (в том числе, металлополимерные), так как снижение плотности материала вносит наиболее значительный вклад в повышение весовой эффективности конструкции по сравнению с другими характеристиками материалов.

Алюминиевые сплавы, легированные литием, занимают особое положение среди алюминиевых сплавов благодаря их более высокому модулю упругости ($E = 76-80$ ГПа) и меньшей плотности ($d \sim 2,47-2,60$ г/см³) по сравнению с алюминиевыми сплавами других систем легирования ($E = 69-71$ ГПа, $d \sim 2,78-2,88$ г/см³) при сопоставимых значениях прочности, коррозионной стойкости и усталостной долговечности. Однако присутствие в сплавах лития, обладающего повышенной химической активностью, а также значительная насыщаемость водородом существенно ухудшает технологические свойства сплавов при плавке, литье и обработке давлением.

Наиболее технологичным из алюминий-литиевых сплавов является сплав 1441, обладающий необходимым комплексом технологических свойств, что позволяет получать из него тонкие листы методом рулонной прокатки. В настоящее время освоено серийное производство листов толщиной 0,5-10,0 мм из сплава 1441 [1]. Однако для применения в металлополимерных композиционных материалах необходимы листы толщиной $\sim 0,25$ мм.

При холодной прокатке рулонов из сплава 1441 на толщины менее 0,5 мм возникали значительные проблемы, связанные с многочисленными обрывами при прокатке листов из-за неоднородности структуры материала и недостаточной пластичности слитков, поэтому одной из важнейших задач была разработка температурно-временных параметров гомогенизации

слитков, обеспечивающих получение оптимального структурно-фазового состояния и комплекса технологических свойств слитков [2].

Технологические, механические и коррозионные свойства полуфабрикатов из алюминий-литиевых сплавов высокочувствительны к химическому составу и количеству интерметаллидных частиц, а также к их микроструктурным параметрам (размеру, морфологии, степени гетерогенности распределения в объемах зерна), существенно зависящим от режимов термической обработки, вида и габаритов полуфабриката. В связи с этим, диаграммы фазовых превращений при старении (ДФПС), построенные по результатам ранее проведенного исследования кинетики одноступенчатого старения листов толщиной 2,0 мм (Лукина Е.А. и др.), не могут без существенных уточнений обеспечить выбор ступенчатых режимов старения, позволяющих получить оптимальный комплекс механических и коррозионных свойств листов толщиной 0,25 мм, а также сократить общее время процесса старения [1].

В связи с вышеизложенным, для получения листов толщиной 0,25 мм из сплава 1441 с требуемым уровнем свойств возникла необходимость провести работу по улучшению пластичности слитков и уточнению режимов искусственного старения.

Материалы и методы

Материалом для исследований служил отлитый в производственных условиях ОАО «КУМЗ» плоский слиток сечением 300x1100x3100 мм из сплава 1441, полученный методом полунепрерывного литья из вакуумного миксера и листы, подвергнутые закалке в производственных условиях ОАО «КУМЗ» по режиму $(535 \pm 5) \text{ }^\circ\text{C}$, 10 мин, охлаждение в воде. В лабораторных условиях листы были состарены по различным режимам, в том числе серийным Т1, Т11, по которым проводят старение для листов толщиной свыше 0,5 мм, и экспериментальным одноступенчатым и многоступенчатым режимам.

Структурные исследования проводили при помощи оптического микроскопа OLYMPUS GX 51, оснащенного цифровой камерой и программным обеспечением Stream Basic 1.8 в соответствии с МР 21-31, ММ 1.2.028 и ММ 1.2.085.

Электронно-микроскопические структурные исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G2 F20 S-TWIN, оснащенный сканирующей системой, светлопольным и темнопольными детекторами, а также энергодисперсионным анализатором X-Max80 в соответствии с ММ 1.595-17-344. Поэлементный анализ проводили с помощью программного обеспечения TEM Imaging&Analysis.

Механические свойства при растяжении (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ) листов сплава 1441 при комнатной температуре определяли на 5 образцах на точку на испытательной машине MTS в соответствии с требованиями ГОСТ 11701.

Механические свойства при растяжении (σ_B , δ , Ψ) при повышенных температурах определяли на испытательной машине MTS в соответствии с требованиями ГОСТ 9651.

Испытания на склонность к расслаивающей коррозии (РСК) проводили по ГОСТ 9.904 в рабочих емкостях при полном погружении образцов в раствор 2 в течение 2 суток.

Экспериментальная часть

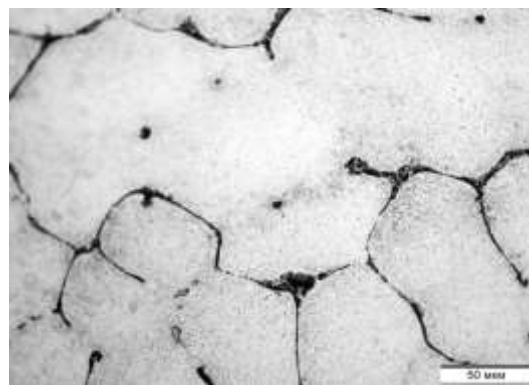
Непосредственно после литья слиток подвергали отжигу (при температуре 380-420 °С, выдержка 2 часа) для снижения значительных внутренних напряжений, возникающих в процессе литья при резком охлаждении слитка, которые создают опасность образования холодных трещин и даже разрушения слитков при дальнейшей резке.

Исследование структуры отожженных слитков, показало, что она неоднородна (рисунок 1) и состоит из дендритов твердого раствора переменного состава, между ветвей которых расположены скопления избыточных интерметаллидных и первичных эвтектических фаз. Наличие

неоднородной структуры, дендритной ликвации и грубых скоплений хрупких избыточных фаз затрудняет деформирование слитков, снижает их пластичность, а при значительных растягивающих напряжениях, возникающих в металле при прокатке листов, может привести к появлению трещин из-за недостаточной пластичности слитков, поэтому слитки подвергают гомогенизационному отжигу (гомогенизации). Методом дифференциального термического анализ (ДТА) было установлено, что температура начала оплавления сплава (точка солидуса) равна 573°C , поэтому с целью исключения появления пережога, максимальная температура гомогенизации составила 570°C (таблица 1).



а)



б)

Рисунок 1 - Микроструктура слитка из сплава 1441, отожженного при температуре $380-420^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч

Для оценки влияния различных режимов гомогенизации на полноту растворения первичных эвтектических фаз в слитке и исключения из расчетов объемной доли мелких вторичных эвтектических частиц, выделяющихся из пересыщенного твердого раствора в процессе медленного охлаждения слитка с печью, образцы №№1, 2, 3 и 5 с температуры гомогенизации охлаждали в воде ($t_{\text{воды}}=20-40^{\circ}\text{C}$). Это позволило зафиксировать структурное состояние слитка при температуре гомогенизации и увеличить точность определения объемной доли первичных эвтектических фаз, не растворившихся при гомогенизационных отжигах.

Таблица 1 - Режимы гомогенизационного отжига образцов из слитков сплава 1441

№ режима гомогенизации	Температура гомогенизации, °С	Время выдержки, ч	Условия нагрева до температуры гомогенизации	Условия охлаждения с температуры гомогенизации °С
1	400-450	4-8	Загрузка в печь при температуре 200 °С, далее нагрев со скоростью не более 50 С/ч до температуры гомогенизации	Охлаждение в воде при 20-40°С
2	500-550	14-20		
3	520-570	20-24		
4	520-570	20-24		Охлаждение с печью до 200° С, далее на воздухе
Двухступенчатая гомогенизация				
5	1 ступень: 400-450 2 ступень: 500-550	4-8 ч + 14-20 ч	Загрузка в печь при температуре 200 °С, далее нагрев со скоростью не более 50 С/ч до температуры 1 ступени, выдержка, затем нагрев с печью до температуры 2 ступени	Охлаждение в воде при 20-40°С
6	1 ступень: 400-450 2 ступень: 500-550	4-8 ч + 14-20 ч		Охлаждение с печью до 200 °С , далее на воздухе

Эффективность режима гомогенизации оценивали по изменению объемной доли нерастворившихся эвтектических составляющих после гомогенизационного нагрева (рисунки 2 и 3).

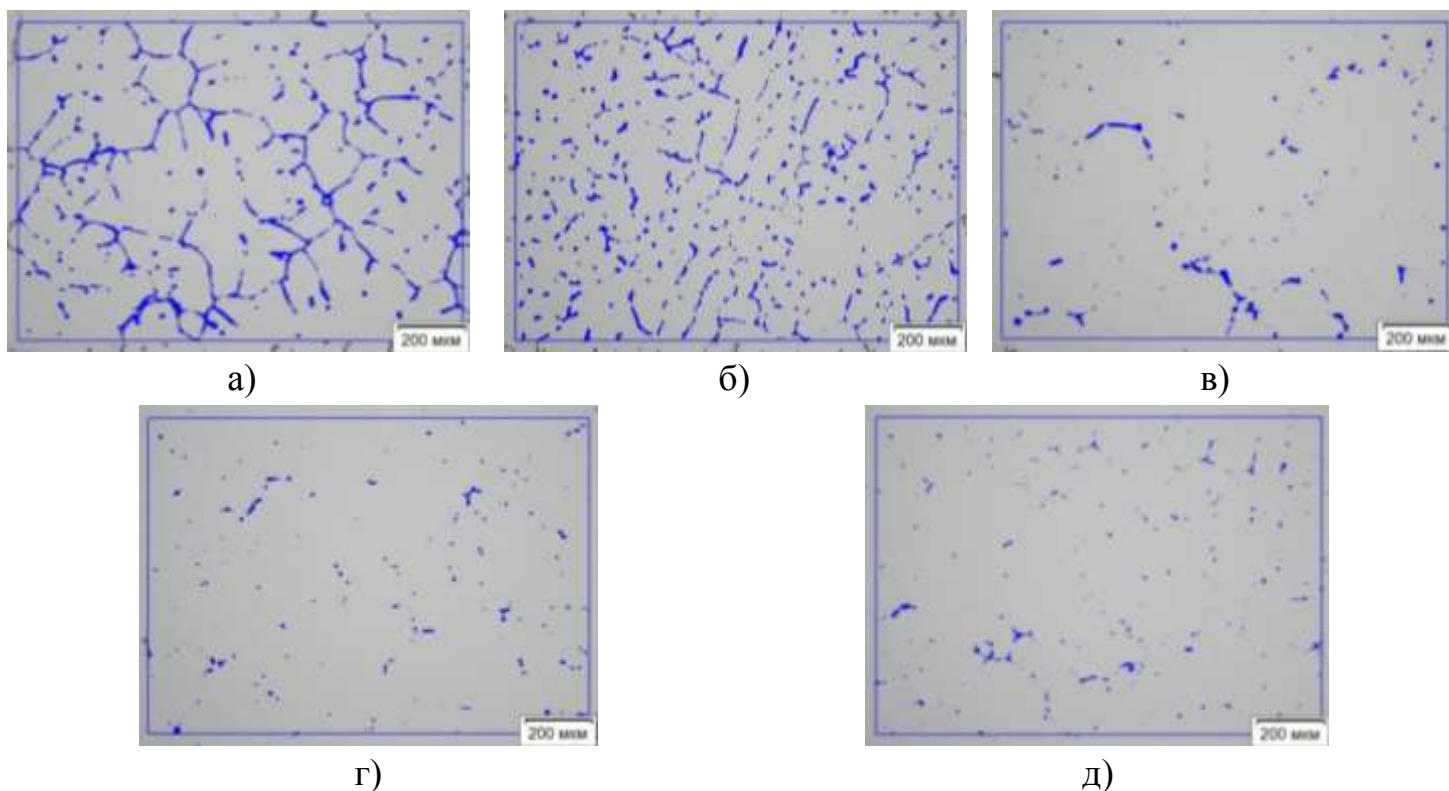


Рисунок 2 – Количественное определение объемной доли эвтектических фаз в слитке из сплава 1441 после гомогенизации по различным режимам (охлаждение в воде), приведенным в табл. 2: а – отжиг (380-420 °С, 2 ч) без гомогенизации (4,2), б – 1 (3,95), в – 2 (1,1), г – 3 (1,0), д – 5 (0,9); в скобках приведена объемная доля фаз (в % объемных), оставшихся в слитках после гомогенизации

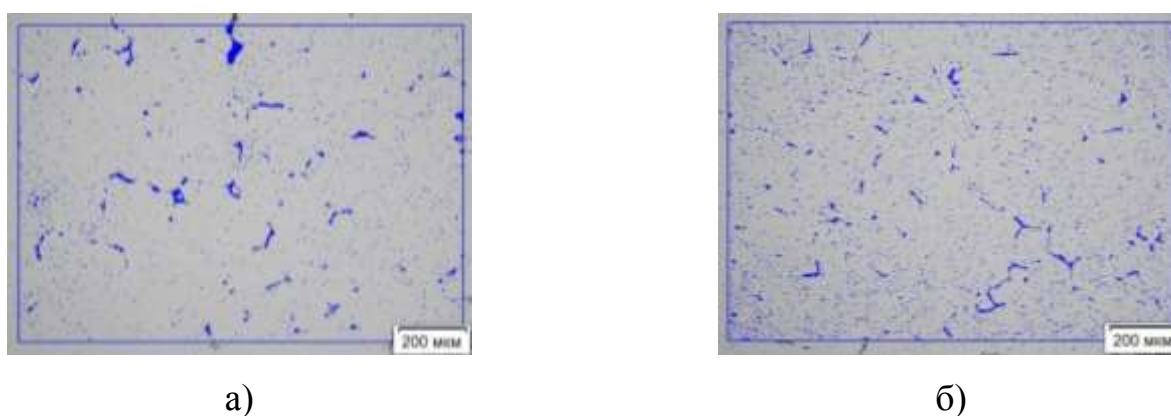


Рисунок 3 – Количественное определение объемной доли эвтектических фаз в слитке из сплава 1441 после гомогенизации по одно – и двухступенчатому режимам (охлаждение с печью), приведенным в табл.2: а – 4 (1,25), б – 6 (1,9); в скобках приведена объемная доля фаз (в % объемных), оставшихся в слитках после гомогенизации

Из результатов исследования микроструктур, представленных на рисунках 2 и 3, следует, что наиболее полное растворение избыточных первичных эвтектических фаз происходит при гомогенизации по режимам 3, 4 (при 520–570 °С в течение 20–24 ч), а также по двухступенчатым режимам 5, 6 (при 400–450 °С, 4–8 ч+ 500–550 °С, 14–20 ч) по сравнению с образцами, подвергнутыми одноступенчатой гомогенизации по серийному режиму 2 при 500–550 °С в течение 14–20 ч.

Объемная доля нерастворившихся фаз уменьшается с 4,2% в не гомогенизированном слитке до 0,9-1,1% в гомогенизированных образцах. Большее количество избыточных фаз, обнаруженное в образцах 4 и 6 (рисунок 3), связано с выделением вторичных мелкодисперсных частиц (S-фазы) при распаде твердого раствора в процессе медленного охлаждения этих образцов с температуры гомогенизации.

Электронномикроскопическое изображение выделений дисперсоидов ($ZrAl_3$), частиц δ' -фазы и S' - фазы после различных режимов гомогенизации приведено на рисунках 4 - 6.

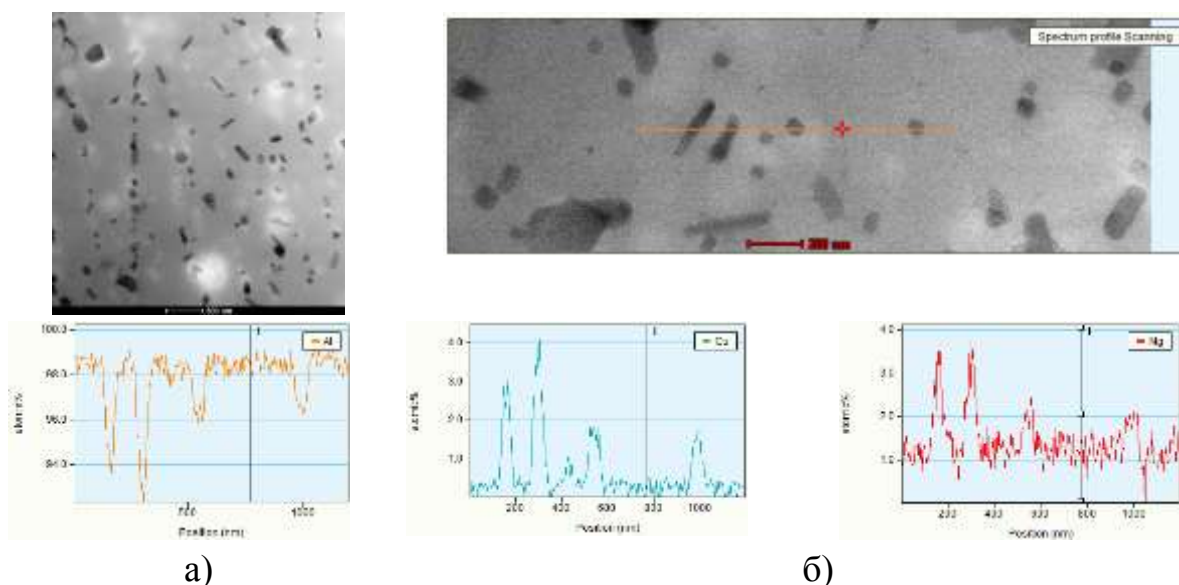


Рисунок 4 - Исследование микроструктуры негомогенизированного слитка из сплава 1441 методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии: а – светлопольное изображение; б – светлопольное изображение микрочастиц S-фаз с профилями распределения элементов вдоль линии сканирования

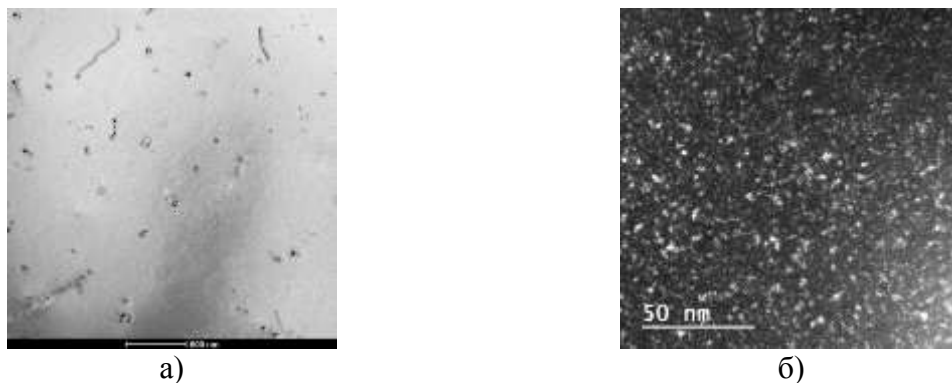


Рисунок 5 – Исследование методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии микроструктуры слитка из сплава 1441, гомогенизированного по режиму 1 (охлаждение в воде): а – светлопольное изображение выделений частиц дисперсоидов β' ($ZrAl_3$); б – темнопольное изображение микрочастиц δ' -фаз

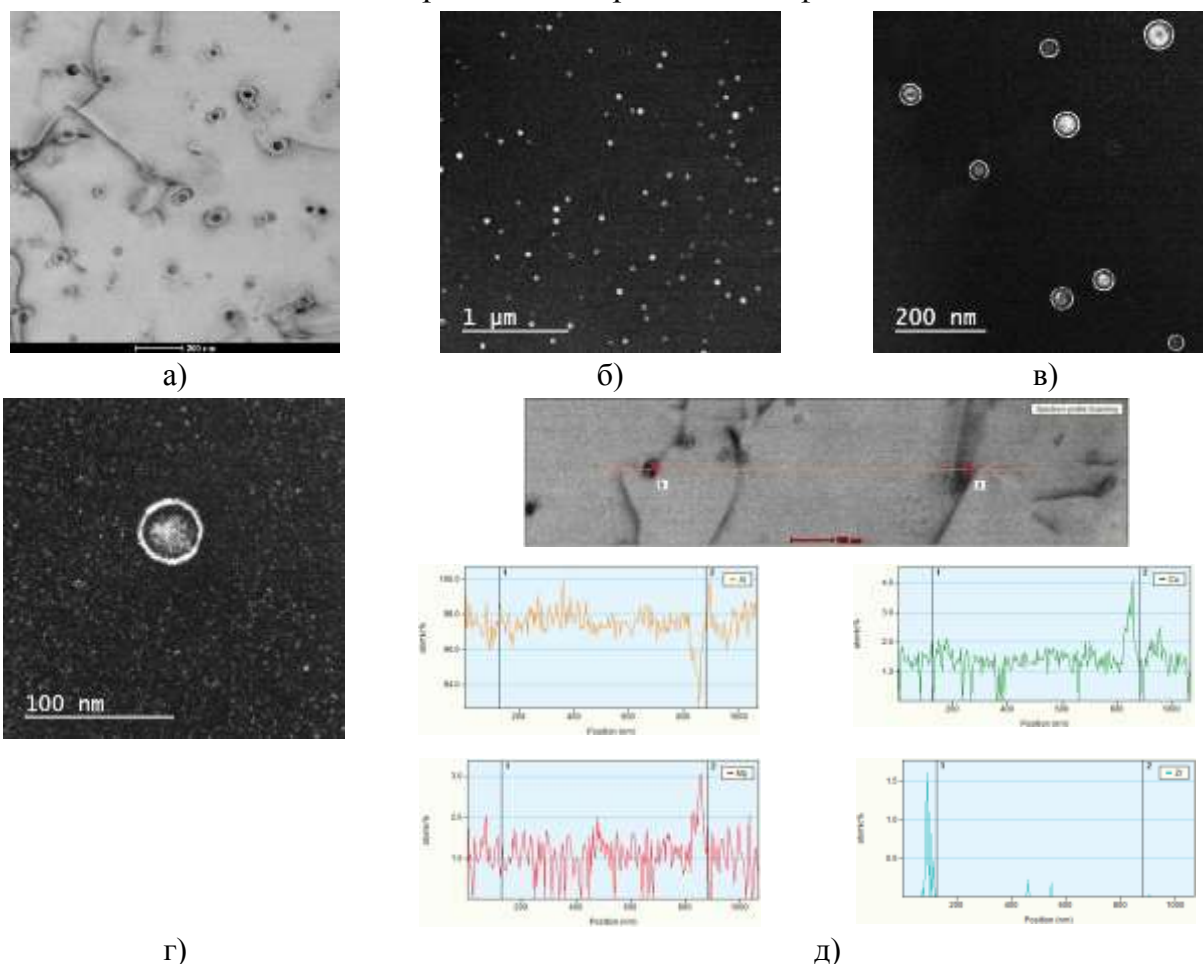


Рисунок 6 – Исследование методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии микроструктуры слитка из сплава 1441, гомогенизированного по режимам 4 и 6 (типичные изображения, охлаждение с печью): а – светлопольное изображение границы зерен и выделений частиц дисперсоидов β' ($ZrAl_3$) и дислокаций; б-г – темнопольное изображение микрочастиц δ' -фаз и дисперсоидов; д - светлопольное изображение микрочастиц β' -фаз (1) и S' -фаз (2) с профилями распределения элементов вдоль линии сканирования

Методом аналитической просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что в структуре слитков из сплава 1441, подвергнутых гомогенизации по различным режимам, присутствуют вторичные микрочастицы фаз: β' (Al_3Zr), δ' (Al_3Li) и S' (Al_2CuMg). Размер частиц этих фаз зависит от режима гомогенизации и составляет от 5 до 50 нм.

Следует отметить, что в структуре исходного негомогенизированного слитка наблюдаются, в основном, микрочастицы S - фазы, цирконийсодержащий дисперсоид (фаза- β') не обнаружен (рисунок 4). По мере повышения температуры и продолжительности одноступенчатой гомогенизации растет размер и увеличивается число частиц β' (Al_3Zr) сферической формы (рисунок 5 – 6, таблица 2).

Таблица 2 – Средний размер и плотность частиц дисперсоидов ($\text{Al}_3\text{Zr} + \delta'$) в слитке из сплава 1441 после гомогенизации по различным режимам

№	Режим гомогенизации	Средний размер*, нм	Плотность распределения, $\rho \cdot 10^{-10}$, $1/\text{см}^3$
1	Отжиг 380-420°C, 2 ч (без гомогенизации)	-	-
2	400-450 °C, 4-8 ч	5-10	0,6
3	500-550 °C, 14-20 ч	25-31 (37)	1,66
4	520-570, 20-24 ч	36-45 (44-50)	12,1
5	400-450 °C, 4-8 ч+ 500-550 °C, 14-20 ч	25-32 (35-39)	5,9

В скобках указан размер дисперсоида β' (Al_3Zr) с оболочкой из фазы δ' (Al_3Li).

Характерной особенностью дисперсоидов в сплаве 1441, как и в других алюминий – литиевых сплавах, является его «композиционное» строение – сердцевина представляет собой фазу Al_3Zr , окруженную плотной оболочкой фазы δ' (см. рисунок 6, в, г). Количество и размер микрочастиц вторичных дисперсоидов, также как и объемная доля первичных эвтектических частиц в слитках, оказывают заметное влияние на технологическую пластичность сплава при последующей деформации.

Установлено, что по уровню технологической пластичности слитка (относительного удлинения и сужения) в интервале температур 420-470 °С преимущество обеспечивает 2-х ступенчатый режим гомогенизации. Незначительное уменьшение технологической пластичности (по сравнению с двухступенчатым режимом) отмечается в слитке после одноступенчатой гомогенизации при 520–570 °С в течение 20–24 ч. Структура этих образцов характеризуется наименьшим содержанием объемной доли первичных неравновесных эвтектических фаз, не растворившихся при гомогенизации, по сравнению с образцами, подвергнутыми одноступенчатой гомогенизации по режиму 500–550 °С в течение 14–20 ч (см. таблицу 2).

Большой размер и более высокая плотность дисперсоидов, выделившихся при гомогенизации слитков из сплава 1441 при одноступенчатой гомогенизации (см. таблицу 2) может привести к повышению сопротивления холодной деформации и снижению пластичности материала по сравнению с материалом, подвергнутым двухступенчатой гомогенизации (таблица 3). Кроме того, плотная оболочка из частиц δ'-фазы, окружающая частицы дисперсоида Al₃Zr, при холодной деформации в процессе изготовления листов может быть причиной неоднородности (слоистости) структуры деформированных полуфабрикатов [2].

Таблица 3 – Влияние режима гомогенизации на технологическую пластичность из слитка сплава 1441 при повышенных температурах

Температура испытаний, °С	500-570 °С, 20-24 ч			500-550 °С, 14-20 ч			400-450 °С, 4-8 ч + +500-550 °С, 14-20 ч		
	σ _в , МПа	δ ₅ , %	ψ, %	σ _в , МПа	δ ₅ , %	ψ, %	σ _в , МПа	δ ₅ , %	ψ, %
360	44	58	97	49	56	95	40	90	97
380	39	70	97	43	60	95	31	98	97
400	35	93	96	33	64	96	28	105	98
420	30	110	97	31	77	98	27	115	98
440	28	115	97	26	77	98	21	122	99
460	26	120	98	23	82	99	20	125	99
480	20	100	97	20	90	97	20	125	99
500	15	100	90	19	76	85	18	115	95

На основании диаграмм фазовых превращений при старении сплавов системы Al-Li-Cu-Mg в широком температурно-временном интервале, а также данных по влиянию состава, кристаллического строения, размера частиц и количественного соотношения фаз, выделяющихся в процессе гомогенизационного отжига (гомогенизации) слитков (фаза β (Al_3Zr)-фазы) и искусственного старения листов (стабильные и метастабильные фазы δ (Al_3Li), S (Al_2CuMg), T_1 (Al_2CuLi)-фазы), на комплекс свойств листов были выбраны температурно-временные параметры режимов старения для исследования их влияния на структуру, механические и коррозионные свойства. Температуры ступеней старения варьировали в интервале 150-200 °С, общее время выдержки составляло от 12 до 40 ч (таблица 4).

Исследованные листы толщиной 0,25 мм из сплава 1441 в термоупрочненном состоянии имеют однородную мелкозернистую рекристаллизованную структуру (рисунок 7). Размер зерна в плоскости прокатки составляет 10-20 мкм.

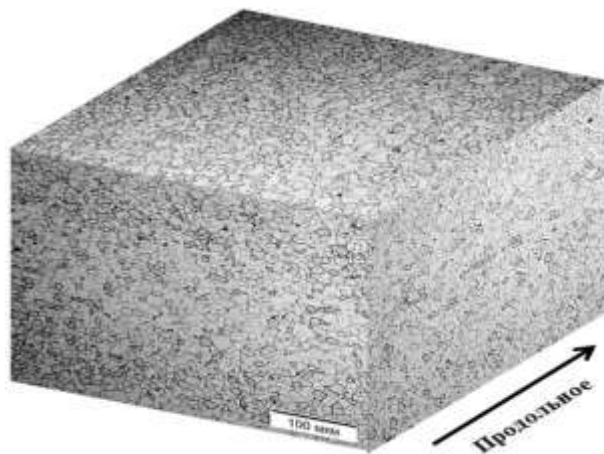


Рисунок 7 – Типичная микроструктура листа толщиной 0,25 мм из сплава 1441

Результаты определения механических свойств в продольном направлении и коррозионных свойств, а также основные параметры микроструктуры, фазовый состав листов из сплава 1441 в зависимости от режимов старения представлены в таблице 5 и на рисунке 8. Следует отметить, что на рисунках приведены типичные изображения структурных составляющих, характерные одновременно для нескольких режимов.

Таблица 4 – Механические и коррозионные свойства (средние значения), фазовый состав, особенности тонкой структуры листов толщиной 0,25 мм из сплава 1441 после различных режимов старения

№ режима	Режим старения	σ_b , МПа,	$\sigma_{0,2}$, МПа,	δ , %	РСК, балл	Фазы (распределение, средний размер)			ЗСВ
						В зерне		На границах зерна	
						δ', δ	S', S, T_1		
1	Естественное старение (Т)	370	255	12	3 / 4	Однородное, $\delta' \sim$ менее 5 нм	Фаз нет	Фаз нет	Практически отсутствует
2	150°C, 30 ч (Т1)	435	315	13	5 / 6	Неоднородное по зерну, δ' менее 5 нм, в зоне у границы шириной \sim 100 нм $\delta' \sim$ 15-20 нм	Незначительное количество S' на дислокациях	Частицы S-фазы в отдельных стыках, незначительное количество	Практически отсутствует
3	170°C, 30 ч	405	300	13	2 / 3	Неоднородное по зерну $\delta' \sim$ 5-20 нм	S' – на дислокациях больше, чем после режима.2	Прерывистые цепочки S фазы \sim 50-100 нм	Практически отсутствует
4	200°C, 10 ч	415	320	10	4 / 4	Неоднородное, $\delta' \sim$ 10 нм, укрупнение δ' до 40 нм у границы ЗСВ и мажфазных границ	S' – на дислокациях, больше, чем после режима 2	Дискретные выделения S-фазы \sim 100 нм - незначительное количество	Имеет переменную ширину, местами до \sim 150-400 нм

№ режима	Режим старения	σ_b , МПа,	$\sigma_{0,2}$, МПа,	δ , %	РСК, балл	Фазы (распределение, средний размер)			ЗСВ
						В зерне		На границах зерна	
						δ', δ	S', S, T_1		
5	150°C, 4 ч + 170°C, 30 ч (Т11)	435	325	11	7 / 8	Однородное, $\delta' \sim 10-15$ нм ,	S' – на дислокациях, больше, чем после режима 2	Сплошные цепочки мелких частиц $S \sim 30-80$ нм	Практически отсутствует
6	150°C, 4 ч + 200°C, 15 ч	400	325	9	3 / 3	Однородное, $\delta' \sim 20$ нм	S' – на дислокациях и гомогенно	Прерывистые цепочки частиц S – фазы ~ 120 нм	Неизменной ширины 100-120 нм
7	150°C, 15 ч + 200°C, 15 ч	395	335	8	3 / 2	Однородное, $\delta' \sim 10-15$ нм	S' – на дислокациях и гомогенно, большое количество	Дискретные глобулярные частицы S -фазы $\sim 100-200$ нм	Неизменной ширины ~ 200 нм
8	170°C, 20 ч + 200°C, 10 ч	425	335	9	5 / 6	Однородное, $\delta' \sim 15-20$ нм	S' – на дислокациях и гомогенно, T_1 – фаза, незначительное количество	Сплошные цепочки грубых частиц S -фазы $\sim 100-360$ нм, толщиной до 60 нм	Неизменной ширины ~ 120 нм
9	200°C, 15 ч + 150°C, 15 ч	445	380	7	3 / 3	Неоднородное, $\delta' \sim 20-40$ нм	S' – на дислокациях и гомогенно	Дискретные выделения глобулярных	Переменной ширины, 130-180 нм

№ режима	Режим старения	σ_b , МПа,	$\sigma_{0,2}$, МПа,	δ , %	РСК, балл	Фазы (распределение, средний размер)		ЗСВ	
						В зерне			На границах зерна
						δ', δ	S', S, T_1		
								частиц S-фазы ~90-110 нм	
10	200°C, 10 ч + 170°C, 8 ч	400	330	9	3 / 3	Неоднородное, $\delta' \sim 5-20$ нм	S' – на дислокациях и гомогенно T_1 -фаза – незначительное кол-во	Дискретные выделения глобулярных частиц S-фазы ~100-200 нм	Переменной ширины, у стыков зерен ~100-150 нм
11	3-х ступенчатый режим старения $T=150-200^\circ\text{C}$, $\Sigma\tau=25-30$ ч, $T_{II}<T_{III}<T_I$, $\tau_I<<\tau_{III}<\tau_{II}$	425	325	12	3 / 2	Неоднородное, $\delta' \sim 10-15$ нм, укрупнение δ' до 25 нм у стыков зерен и в отдельных зонах на границе с ЗСВ	S' – на дислокациях и гомогенно	Дискретные выделения глобулярных частиц S-фазы ~150 - 300 нм	Переменной ширины, ~100-120 нм
12	3-х ступенчатый режим старения $T=150-200^\circ\text{C}$, $\Sigma\tau=35-40$ ч, $T_{II}<T_{III}<T_I$, $\tau_I<\tau_{III}<\tau_{II}$	425	335	9	3 / 3	Неоднородное, $\delta' \sim 5-20$ нм укрупнение δ' до 25 нм. в отдельных зонах на границе с ЗСВ	S' – на дислокациях и гомогенно T_1 -фаза, незначительное количество	Дискретные выделения глобулярных частиц S-фазы ~150 - 300 нм	Переменной ширины, не более 80-135 нм

Получено, что различие по уровню прочностных характеристик листов, состаренных по большинству исследованных режимов, незначительное - около 10 % ($\sigma_B = 400-445$ МПа, $\sigma_{0,2} = 300-345$ МПа). Однако, изменение температурно-временных параметров исследованных режимов старения, фазового состава и структуры оказывает заметное влияние (до 1,5-2,0 раз) на относительное удлинение ($\delta = 7-13$ %) и склонность тонких листов из сплава 1441 к расслаивающей коррозии (РСК=2/3-7/8 баллов).

Наилучшее сочетание прочностных свойств ($\sigma_B = 405-435$ МПа, $\sigma_{0,2} = 300-325$ МПа) и относительного удлинения ($\delta = 11-13$ %) достигается в искусственно состаренных листах, в структуре которых размер δ' -фазы в объеме зерна составляет 10-25 нм, ЗСВ отсутствует (режимы 2, 3, 5) или ее ширина не превышает 120 нм (режим 11) (рисунок 8 а, б). Снижение относительного удлинения до 7-8 % при том же уровне прочности наблюдается в случае увеличения ширины ЗСВ до 180-200 нм, а также при увеличении размера δ' -фазы до 40 нм (режимы 7, 9). Выделение при старении T_1 -фазы незначительно снижает относительное удлинение (с 13 до 9 %) при тех же значениях прочности (рисунок 8 в). Увеличение размера когерентной упорядоченной δ' -фазы до 40 нм приводит к повышению прочностных характеристик ($\sigma_B = 445$ МПа, $\sigma_{0,2} = 380$ МПа) и снижению относительного удлинения до 7 % (режим 9).

Исследование взаимосвязи параметров структуры с коррозионными свойствами показывает, что на склонность к РСК состаренных листов из сплава 1441 основное влияние оказывает характер распределения упрочняющих частиц S- и S' – фаз на границе и в объеме зерна: повышенную склонность к коррозии имеют листы при наличии на границах зерен сплошных цепочек частиц S-фазы (режимы 5, 8) и незначительное количество S' – фазы при неоднородном распределении в объеме зерна (рисунок 8 г, е). Пониженная коррозионная стойкость отмечается также у листов, состаренных по режиму 2 (серийный режим T1), в которых выделения S'–фазы практически отсутствуют.

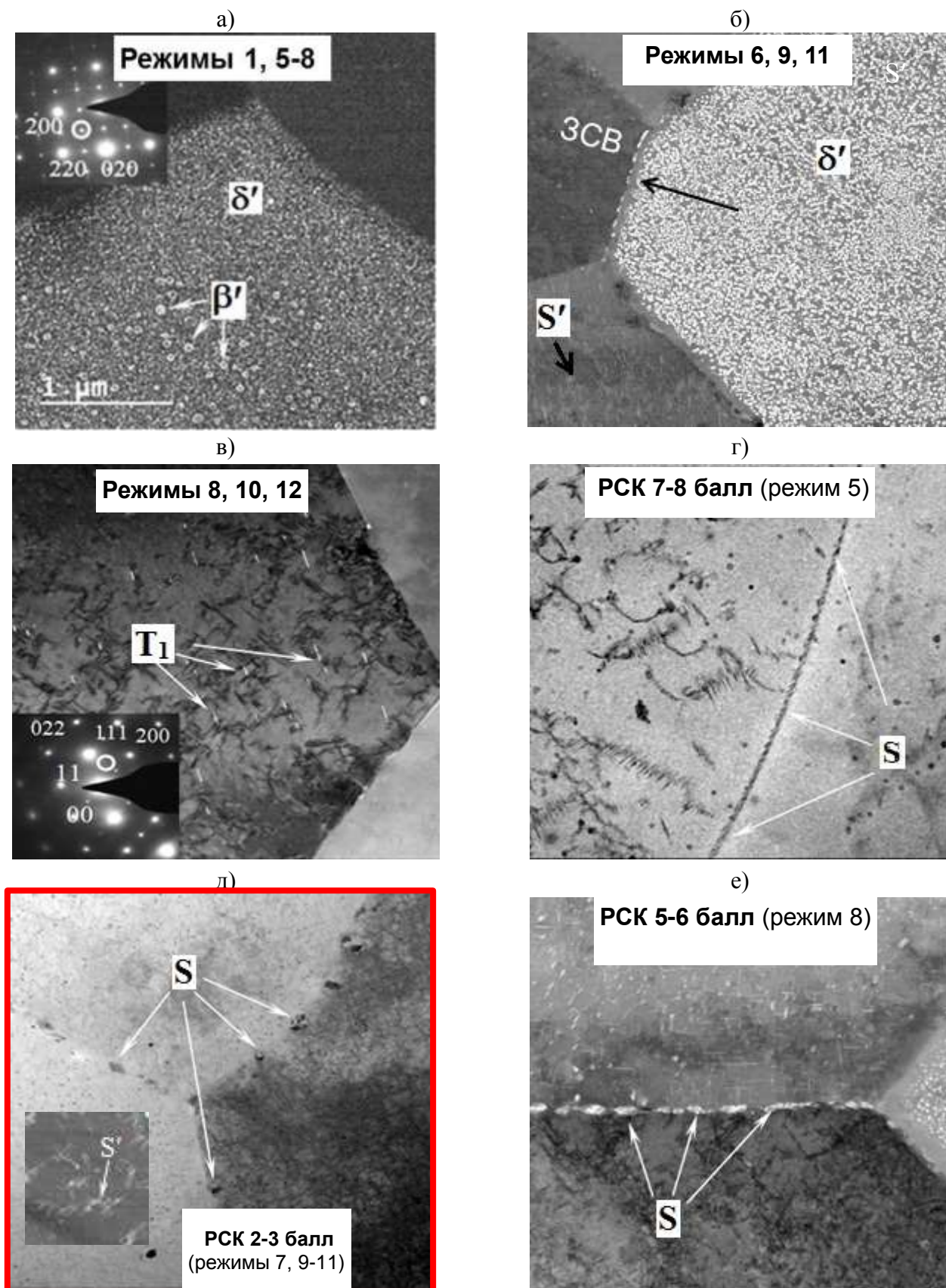


Рисунок 8 – Выделения упрочняющих фаз β' , δ' , S' (S) и T_1 по границам и в объемах зерен в листах толщиной 0,25 мм из сплава 1441 в зависимости от режимов старения (а-г) и их влияние коррозионные свойства (г-е)

Результаты испытаний на склонность к РСК показывают, что снижение склонности к расслаивающей коррозии листов из сплава 1441 после старения по режимам 6, 7, 9, 10-12 обусловлено формированием на дислокациях в объеме зерна частиц S'-фазы, затрудняющих перемещение дислокаций к границам, снимая локальную концентрацию напряжений у границы зерен, а также выделение дискретных глобулярных частиц S-фазы размером 100-300 нм на границах зерен (рисунок 8 д), что способствует уменьшению электрохимической гетерогенности и снижению концентрации напряжений у границ зерен.

Следует отметить, что при старении как по двух- так и по трехступенчатым режимам в случае наличия ступеней с температурами 200 °С и 170 °С при продолжительности нагрева 10 - 20 часов отмечается выделение незначительного количества T₁-фазы (рисунок 8 в), которая практически не оказала влияния на механические свойства листов, состаренных по режимам 8, 10 и 12. Это согласуется с мнением некоторых авторов о преувеличении роли T₁ в упрочнении сплавов системы Al-Cu-Li, особенно при содержании Li более 1,5 %, хотя имеются данные о большем вкладе в упрочнение алюминий-литиевых сплавов фазы T₁ по сравнению с фазами δ' и S'.

На основании проведенных комплексных исследований структуры и свойств тонких листов из сплава 1441 установлено, что наилучшее сочетание механических и коррозионных свойств обеспечивает следующий режим термической обработки: закалка с температуры 535 °С, старение по трехступенчатому режиму № 11: температура старения T=150-200°С, общее время выдержки Στ=25-30 ч [1].

Выводы

1. Установлено, что наиболее высокие показатели технологической пластичности плоских слитков из сплава 1441 обеспечивает применение

двухступенчатого режима гомогенизации по сравнению с одноступенчатыми режимами.

2. Гомогенизированные слитки имеют следующий фазовый состав: α -твердый раствор алюминия, вторичные частицы β' (Al_3Zr), δ' (Al_3Li) и S' (Al_2CuMg). Размер частиц этих фаз зависит от режима гомогенизации и составляет от 5 до 50 нм.

3. По результатам исследования влияния температурно-временных параметров нагрева на структуру, фазовый состав и температуры фазовых превращений в слитках из сплава 1441, а также их влияния на характеристики технологической пластичности, разработан режим двухступенчатой гомогенизации (400-450 °С, 4-8 ч + 500-550 °С, 14-20 ч) и установлен температурный интервал горячей прокатки слитков (390 – 460°С).

4. Установлено, что основными упрочняющими фазами в листах из сплава 1441, состаренных по выбранным ступенчатым режимам, являются δ' (Al_3Li) и S' (Al_2CuMg). Фаза T_1 (Al_2CuLi) появляется в объеме зерна в незначительном количестве только после ступенчатого старения с высокотемпературной первой ступенью (200 °С) при увеличении ее продолжительности более 4 ч и практически не оказывает влияние на прочностные и коррозионные свойства листов при некотором снижении относительного удлинения.

5. Показано, что более высокий уровень относительного удлинения ($\delta = 11-13\%$) отмечается у листов, в структуре которых зоны, свободные от выделений у границ зерен (ЗСВ) не превышает 120 нм. Однако заметного влияния ширины ЗСВ, на прочностные и коррозионные свойства листов из сплава 1441, состаренных по различным режимам, в данном исследовании не обнаружено.

6. Установлена взаимосвязь между характером распределения упрочняющих частиц S - и S' -фаз в структуре состаренных листов из

сплава 1441 и их коррозионными свойствами. Показано, что повышенная коррозионная стойкость связана с формированием в процессе разработанного 3-х ступенчатого режима старения S'-фазы, закрепляющей дислокации в объеме зерна, снимая локальную концентрацию напряжений с границ, и выделением дискретных глобулярных частиц S-фазы размером 100-300 нм на границах зерен, что способствует уменьшению электрохимической гетерогенности, снижению концентрации напряжений на границах зерен и, следовательно, повышению стойкости к расслаивающей коррозии.

7. Для тонких листов из сплава 1441 разработан трехступенчатый режим старения: $T=150-200^{\circ}\text{C}$, $\Sigma\tau=25-30$ ч, $T_{II}<T_{III}<T_I$, $\tau_I\ll\tau_{III}<\tau_{II}$, обеспечивающий оптимальное сочетание механических и коррозионных свойств листов толщиной 0,25 мм из сплава 1441: $\sigma_B=425$ МПа, $\sigma_{0,2}=325$ МПа, $\delta=12\%$, РСК 2-3 балла. [1,2]

Список литературы

1. Антипов В.В., Оглодкова Ю.С., Селиванов А.А., Лукина Е.А., Зайцев Д.В. Влияние температурно-временных параметров ступенчатого старения на структуру, фазовый состав, механические и коррозионные свойства листов сплава 1441 // Металлы. 2020. №6. С.12-22.

2. Антипов В.В., Ткаченко Е.А., Зайцев Д.В., Селиванов А.А., Овсянников Б.В. Влияние режимов гомогенизационного отжига на структурно-фазовое состояние и механические свойства слитков из алюминий-литиевого сплава 1441 //Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2019. №3. Ст.05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.

УДК: 621.771.011

Уточнение состава и комплекса свойств проводникового сплава системы Al-Cu-Mn

Гречников Ф.В.^{1,2}, д.т.н., академик РАН; Гольдбух Г.Е.²; Демьяненко Е.Г.¹, д.т.н.; Попов И.П.¹, д.т.н.

gretch@ssau.ru
galamisha@gmail.com
e-dem@mail.ru
igr_popov@mail.ru

¹ Самарский национальный исследовательский университет
им. акад. С.П. Королева;

² Самарский федеральный исследовательский центр РАН

Аннотация: В данной работе исследованы свойства на электросопротивление сплава системы Al-Cu-Mn с добавлением редкоземельных элементов. Полученная проволока в результате эксперимента используется для изготовления провода, электропроводность которого составляет более 59% от электропроводности меди.

Ключевые слова:

сплав, отливка, магнитное поле, электросопротивление, редкоземельные металлы

Введение

Первоначальное исследование состава и свойств низколегированного сплава системы Al-Cu-Mn было проведено в 1975г. с целью его использования для воздушных проводов [4]. Было установлено, что он имеет более высокое электросопротивление по сравнению со сплавами системы Al-Mg-Si [АД31Е,О1327], из-за содержания Mn и Cu. Изучение возможностей сплава показало, что добавление редкоземельных металлов (РЗМ), измельчение его составляющих путем воздействия на расплав и кристаллизацию сильных магнитных полей и/или резонансно-акустического воздействия от источника слабых импульсов тока [3], а также многоциклового многослойной прокатки листов расширяет его возможности, как проводникового сплава [9;8;1]. Существующие требования к механическим свойствам и электросопротивлению для различных изделий из проводниковых алюминиевых сплавов приведены в таблице 1 при 20⁰С [2].

Таблица 1 - Механические свойства и удельное электросопротивление для различных изделий

Изделия	σ_b , МПа	δ , не менее %	ρ , Ом·мм ² /м не более	Число перегибов
Провода для различных линий электропередач	200-(300)	8-5	0,0325-0,03	-(10)
Кабели для радиофиксации и др. применений	160-200	10-25	0,0295-0,03	18-20
Проводниковые сплавы для изделий, работающих при 250 ⁰ С	265-400	10	0,03	10

Для сравнения: удельное электросопротивление меди в оттоженном состоянии составляет 0,016-0,017 Ом·мм²/м [9;2].

Методика проведения эксперимента

Химический состав исследованных сплавов приведен в таблице 2.

Таблица 2 - Химический состав сплавов системы Al-Cu-Mn

Химический состав, % вес													
Условный номер плавки		Основные компоненты							примеси				Al
		Cu	Mn	B	Zr	Sc	Ge	Y	Fe 0,01	Si 0,01	Ti, V, Cr, Be ≤0,10 в целом		
1	А	0,8	0,6	0,08	-	-	-	-	0,01	0,01	≤0,03 каждой в сумме ≤0,1		остальное
2	А	0,6	0,4	0,08	0,15	0,15	-	-	-/-	-/-	-/-	-/-	-/-
3	А	0,8	0,6	0,08	0,12	0,12	-	-	-/-	-/-	-/-	-/-	-/-
4	Б	0,8	0,6	0,08	0,12	-	0,20	-	-/-	-/-	-/-	-/-	-/-
5	Б	0,8	0,6	0,08	0,12	-	-	0,8	-/-	-/-	-/-	-/-	-/-

Примечание: А - воздействие магнитных полей; Б - воздействие слабых импульсов тока при кристаллизации расплавов

Для исследования влияния скандия с добавлением бора и циркония при воздействии слабых импульсов тока при кристаллизации отливались слитки Ø130 мм (плавки 1-2) при температуре литья 720 °С. Перед прессованием слитки гомогенизировали в течение 8 часов при температуре 470 °С. Прессованием прямым методом при температуре 460 °С получена проволока Ø5мм, которую далее подвергали волочению. Проволоку отожгли в течение 1 часа при температуре 420 °С.

Волочение проводили на станке ВМА8 до Ø2 мм при скорости вращения выходного барабана 4,5м/сек. Из проволоки с линейной скоростью 4,5 м/мин был изготовлен семижильный провод с шагом скрутки 86-83мм.

Влияние германия или иттрия при добавлении бора и циркония с воздействием слабых импульсов тока при кристаллизации расплава на механические свойства изучали на экспериментальной базе КфНИИД (КфВИАМ). Использовали отливку Ø21 мм в кокиль. Из полученного слитка проводили прессование проволоки Ø2 мм на установке для прессования к разрывной машине ЦДМУ-30 [5] с последующей ее термообработкой:

закалка 530 °С (искусственное старение 175 °С, 16 часов). Усталостные свойства проволоки определены на созданной установке [7].

Результаты

Исследованные сплавы находятся в области твердого раствора (рис.1). В связи с практическим отсутствием содержания железа и кремния, возможно образование интерметаллида Al_6Mn при кристаллизации.

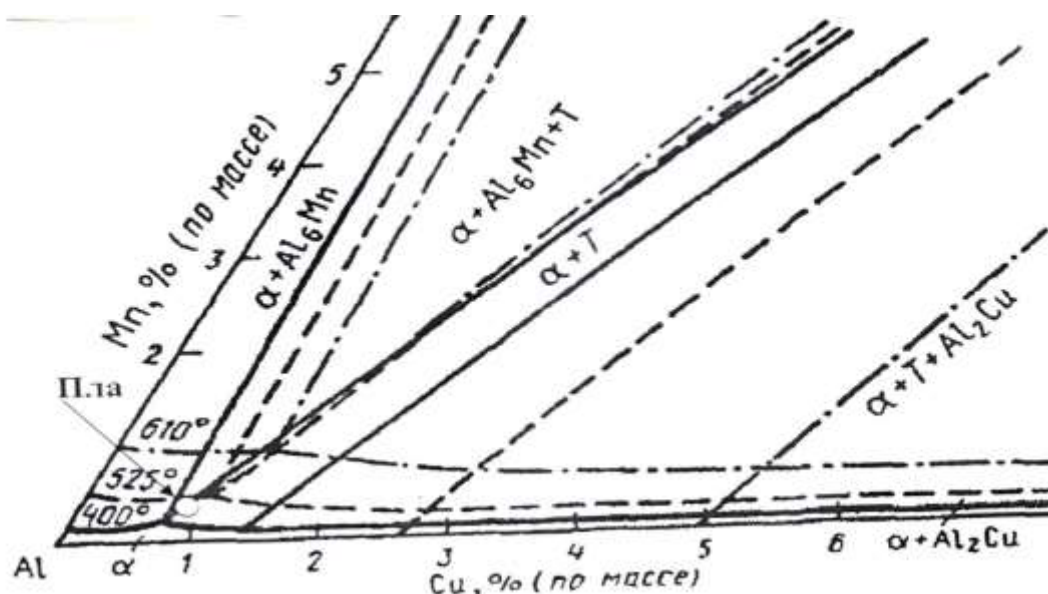


Рисунок 1- Алюминиевый угол диаграммы Al-Cu-Mn

Влияние редкоземельных металлов (РЗМ) на механические свойства и электросопротивление для проволоки Ø2 мм приведены в таблице 3. Их изучали на экспериментальной базе КфНИИД (КфВИАМ). Анализируя полученные результаты, можно сделать вывод, что наличие только бора дает заниженные значения прочности.

Таблица 3 - Механические свойства и удельное сопротивление проволоки Ø2 мм

Условный номер плавки	σ_B , МПа		$\sigma_{0,2}$ МПа		δ , %		ρ , Ом·мм ² /м		Предел усталости	Число перегибов
	20 °С	250 °С	20 °С	250 °С	20 °С	250 °С	20 °С	250 °С		
1-А	260	160	165	89	12,0	10,3	0,0285	0,0302	110	12
2-А	270	171	170	102	15,0	11,2	0,0291	0,0305	116	15
3-А	280	173	172	98	14,8	12,8	0,0298	0,031	120	14
4-Б	287	178	179	108	14,7	13,0	0,0295	0,0299	140	20
5-Б	298	195	161	129	15,1	13,9	0,0278	0,0291	131	19

Испытания семижильного провода из проволоки $\varnothing 2$ мм с добавлением циркония и скандия показали, что предел прочности его составляет 310-320 МПа, относительное удлинение 9-12%, удельная электропроводность 56-59% от удельной электропроводности меди.

Проведенные исследования и работы [6;10] показали, что германий, иттрий существенно повышают прочностные свойства при комнатной и повышенных температурах, включая длительную прочность и снижают удельное электросопротивление (см. таблицу 3).

Положительное влияние германия на свойства сплавов системы Al-Cu-Mn связано с инициированием распада твердого раствора при старении на стадии образования Q-фазы [10].

Видимо, иттрий существенно повышает жаропрочность системы Al-Cu-Mn благодаря влиянию циркония. Механизм воздействия предположительно основывается на их взаимодействии с имеющимися в сплаве алюминия пустотами.

Данные на коррозионную стойкость сплавов приведены в таблице 4.

Таблица 4. Потери механических свойств и электросопротивление для проволоки из слитка $\varnothing 21$ мм (при добавлении бора и циркония)

Условный размер плавки	$\Delta\sigma_v, \%$	$\Delta\delta, \%$	Скорость коррозии $\text{г/м}^2\cdot\text{час}$	$\Delta\rho, \%$
1	7,3	46,8	0,025	5
2	8,5	58,2	0,038	8
3	9,2	58,8	0,041	7
4	8,4	47,8	0,032	6
5	6,7	49,0	0,030	5

Снижение электросопротивления наиболее сильно наблюдается у сплавов со скандием и германием.

Сравнение полученных результатов исследования проволоки $\varnothing 2$ мм и проводов с требованиями, предъявляемыми к электротехническим изделиям позволяет заключить, что данные варианты сплава, системы Al-Cu-Mn могут применяться в ряде электротехнических изделиях.

Список литературы

1. Боровикова С.И., Гольдер Ю.Г. и др. Структурные превращения при нагреве быстрозакалённых сплавов системы Al-Fe-Ce, Технология лёгких сплавов. 1989, с.45-50.
2. Воронцова Л.А. и др. Алюминий и электротехнические сплавы в электротехнических изделиях. М.Энергия. 1971.224 с.
3. Гецелев З.Н. и др. Непрерывное литьё в электромагнитный кристаллизатор. М. Металлургия. 1983.152 с.
4. Гольдбухт Г.Е., Жаров А.Н. и др. Изыскание алюминиевого сплава для токопроводящих жил бортовых проводов для авиационной техники .Кф. ВИАМ. Куйбышев.3-104075 (Ф241). Инв. 1180-75
5. Гольдбухт Г.Е. и др. Приспособление к разрывной машине ЦДМУ-30 для прессования проволоки. Кф. ВИАМ,1977. Исследование влияния РЗМ. Фвн 3-5-77.
6. Гольдбухт Г.Е. О влиянии введения скандия и германия на механические свойства, усталостную прочность и долговечность алюминиевого сплава 01327. Информационный бюллетень Самарского отделения Российской ассоциации литейщиков. 2014.9
7. Гольдбухт Г.Е., Геминев В.Н. Разработка установки для усталостных испытаний тонкой проволоки на базе установки ИМЕТ АН. Кф . НИИД. ДТС.63.1979. ДТС95.1982.Инв.1696-82. Афг. св-во 987460.04.03.1981.БИ1 07.01.1983 (и др.)
8. Гречников Ф.В., Попов И.П. и др. СГАУ. Тех. отчёт по гос. контракту от 20.03.2014.
9. Демьяненко Е.Г., Попов И.П., Гольдбухт Г.Е. Определение термостойкости и комплекса свойств тонких листов из сплавов систем Al-Cu-Mn и Al-Mg-Si. Процессы пластического деформирования авиакосмических материалов. Наука, технология, производство («Металлдеформ-2017»):

Тезисы 1-го международного конгресса, посвященного 75-летию деятельности СГАУ-Самарского университета, 2017. - 105-106 с.

10. Романова О.А. Влияние добавок германия на структуру и свойства сплавов системы Al-Cu-Mn "Металловед. алюм. сплавов. М. 1985.177-180.

УДК: 621.771.011

Исследование реологических свойств сплава В-1461

Гречников Ф.В.^{1,2}, д.т.н., академик РАН; Ерисов Я.А.¹, д.т.н.;

Разживин В.А.¹; Петров И.Н.¹

gretch@ssau.ru

yaroslav.erisov@mail.ru

vasia.razzhivin@yandex.ru

ilpetrof110895@yandex.ru

¹ Самарский национальный исследовательский университет

им. акад. С.П. Королева;

² Самарский федеральный исследовательский центр РАН

Аннотация:

В данной работе исследована реологическая модель горячей деформации – закон гиперболического синуса, учитывающая скорость деформации и температуру процесса. Показано применение реологической модели для алюминий-литиевого сплава пониженной плотности марки В-1461 системы Al–Cu–Li–Zn, для которого методом физического моделирования на установке Gleeble-3800 экспериментально определены параметры реологической модели гиперболического синуса, учитывающей скорость деформации и температуру.

Ключевые слова:

реологическая модель, физическое моделирование, сплав В-1461, напряжения течения, горячая деформация

Введение

Развитие авиационной и ракетно-космической техники неразрывно связано с задачей снижения массы летательных аппаратов, одним из решений которой является использование алюминий-литиевых сплавов пониженной плотности [1-2]. Первое поколение этих сплавов не нашло широкого применения из-за низких характеристик пластичности и технологичности при изготовлении полуфабрикатов и деталей. Данные недостатки устранены в новых алюминий-литиевых сплавах различных систем легирования Al-Mg-Li, Al-Cu-Li и Al-Mg-Cu-Li, которые отличаются от сплавов первого поколения пониженным содержанием лития и дополнительным легированием Sc, Zn, Mn, Ag.

Алюминий-литиевый сплав пониженной плотности В-1461 (2,63 г/см³), характеризующийся повышенными характеристиками вязкости разрушения и трещиностойкости по сравнению с ранее разработанным сплавом 1460, рассматривается в качестве альтернативы сплава В95очТ2 [2-4].

Наиболее часто для описания зависимости между напряжениями течения σ , скоростью деформации $\dot{\epsilon}$ и абсолютной температурой T используются реологические модели [5-8], каждая из которых применима к определенному интервалу изменения σ :

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^{n'} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A'' \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (3)$$

где α , β , A и n – константы материала; Q – энергия активации процесса горячей деформации, R – газовая постоянная ($R = 8.31$ Дж·моль⁻¹·К⁻¹). Степенной (1) и экспоненциальной (2) законы применимы для низких ($\alpha\sigma < 0.8$) и высоких ($\alpha\sigma > 0.8$) напряжений соответственно. Закон

гиперболического синуса (3) может быть использован в широком диапазоне скоростей и температур деформации.

Напряжения течения σ по закону гиперболического синуса определяются выражением [8]:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \sqrt{\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1} \right], \quad (4)$$

где Z – параметр Зинера-Холломона, описывающий совместное влияние температуры и скорости деформации на пластическое течение металлических материалов:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right). \quad (5)$$

Чем меньше параметр Z (маленькие скорости деформации и/или большие температуры), тем меньше напряжения течения и наоборот.

Таким образом, для построения модели пластического течения материала необходимо на физическом моделировании определить энергию активации Q , фактор α и показатель n .

Методика проведения эксперимента

Физическое моделирование процесса горячей деформации осуществляли путем одноосного сжатия цилиндрических образцов высотой 15 мм и диаметром 10 мм на установке Gleeble-3800. Для проведения испытаний на одноосное сжатие при высоких скоростях деформации применялся модуль Hydrawedge.

Исследования проводились на образцах, отобранных от слитка и горячекатаной плиты из сплава В-1461. Плиты толщиной 55 мм получены из слитков сечением 300x1100 мм с использованием продольно-поперечной горячей прокатки. Плиты поставлены в состаренном состоянии. Нагрев под закалку производили при температуре 530°C с последующим охлаждением в холодной воде и правкой растяжением с остаточной степенью деформации

2,8%. Старение производилось по трехступенчатому режиму.

Диапазон скоростей деформации ($1-60 \text{ с}^{-1}$) при испытании подбирался таким образом, чтобы перекрыть все процессы обработки давлением, применяемые при изготовлении полуфабрикатов из алюминий-литиевого сплава В-1461. Исходя из анализа литературы [9-10], были подобраны температурные условия деформирования, соответствующие процессам горячей деформации сплава В-1461: $400-480^\circ\text{C}$.

При физическом моделировании образцы нагревались прямым пропусканием тока до температуры испытания со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$ и выдерживается при заданной температуре 5 мин для выравнивания температуры по сечению и длине образца, а также для растворения упрочняющих фаз, выделившихся при старении. Логарифмическая степень деформации составляла 0,6. После окончания испытания следовало ускоренное охлаждение водой.

Результаты и их обсуждение

Используя предложенную в работах [11-12] методику, определены параметры реологической модели гиперболического синуса для сплава В-1461, рассчитанные для пиковых напряжений, возникающих при осадке образцов (таблица 1).

Таблица 1. Параметры реологической модели гиперболического синуса, учитывающей скорость деформации и температуру

Сплав	$\ln A, \text{с}^{-1}$	$\alpha, \text{МПа}^{-1}$	n	$Q, \text{кДж/мол}$
В-1461 (литые образцы)	19,45	0,025	3,28	133,71
В-1461 (катаные образцы)	17,67	0,026	3,19	124,49

Анализируя значения, приведенные в таблице 1, можно сделать вывод, что пластическое деформирование алюминий-литиевого сплава В-1461, в частности прокатка, приводит к снижению энергии активации. В свою очередь, чем меньше энергия активации, тем слабее деформационное упрочнение, а значит, меньшее сопротивление деформированию и большая пластичность.

Заключение

В ходе экспериментального изучения деформационного поведения алюминий-литиевого сплава В-1461 в условиях горячей деформации в диапазоне температур 400-480°C и скоростей деформации 1-60 с⁻¹ определены константы реологической модели гиперболического синуса.

В целом, полученные результаты, в частности реологическая модель горячего деформирования алюминий-литиевого сплава В-1461 могут быть использованы при разработке режимов горячей прокатки этого сплава, а именно для определения температурных и скоростных условий его деформирования.

Список использованных источников

1. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники. Вестник РАН. 2012. Т. 82. No. 6. С. 158-167.
2. Колобнев Н.И., Хохлатова Л.В., Антипов В.В. Перспективные алюминиевые сплавы для самолетных конструкций. Технология легких сплавов. 2007. No. 2. С. 35–38.
3. Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. Материаловедение и термическая обработка металлов. 2001. No. 1. С. 5–9.
4. Фридляндер И.Н., Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Рендикс К., Темпус Г. Развитие термически стабильного алюминиево-литиевого сплава 1424 для применения в сварном фюзеляже. Материаловедение и термическая обработка металлов. 2002. No. 1. С. 3–7.
5. Longzhou M., Jianzhong C., Xiaobo Z.A. Study on improving the cold-forming property of Al–Mg–Li alloy 01420. Advanced Performance Materials. 1997. Vol. 4. P. 105–114.

6. Chen Y., Li J., Lu H., Li S., Zheng Z., Zhang Y., Zhang X. Hot deformation behavior of Al-Cu-Li-Mg-Zr alloy containing Zn and Mn. Transactions of nonferrous metals society of China. 2007. Vol. 17. P. s271-s275.

7. Ou, L., Nie Y., Zheng Z. Strain compensation of the constitutive equation for high temperature flow stress of Al-Cu-Li alloy. Journal of Materials Engineering and Performance. - 2014. - Vol. 23(1). - P. 25-30.

8. Yu X., Zhang Y., Yin D., Yu Z., Li S. Characterization of Hot Deformation Behavior of a Novel Al-Cu-Li Alloy Using Processing Maps. Acta metallurgica sinica (English letters). 2015. Vol. 28(7). P. 817-825.

9. Семенов Е.И. Ковка и штамповка: Справочник. В 4-ч томах. Т.2. Горячая штамповка. Машиностроение. 1986. 592 с.

10. Семенов Е.И. Ковка и штамповка: Справочник. В 4-ч томах. Т.1. Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка. Машиностроение. 1985. 568 с.

11. Ерисов Я.А., Гречников Ф.В. Физическое моделирование горячей прокатки сплава пониженной плотности системы Al-Mg-Li-Zr-Zn-Sc // Metallurg. – 2017. – № 9. – С. 103-108.

12. Гречников Ф.В., Ерисов Я.А., Сурудин С.В., Разживин В.А. Разработка реологической модели горячей деформации на примере алюминий-литиевых сплавов 1424 и В-1461 // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2020. – № 6. – С. 44-51.

УДК 621.924.9

Абразивоструйная обработка поверхности и ГИП как метод повышения герметичности и упрочнения отливок из алюминиевых сплавов

Трапезников А.В.; Власова К.А.; Прохорчук Е.А.; Решетников Ю.В.

lab24@viam.ru

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

Аннотация:

Проведённые исследования показали, что абразивоструйная обработка поверхности отливок из сплавов системы Al-Mg в сочетании с горячим изостатическим прессованием позволяет эффективно повышать механические свойства и герметичность отливок. Использование только одного вида обработки не приводит к существенному повышению свойств из-за особенностей микроскопических дефектов сплавов данной системы. Совместная обработка позволяет уменьшить пористость с III до I-II баллов.

Ключевые слова:

литейные магналии, герметичность, абразивоструйная обработка, горячее изостатическое уплотнение, сквозные дефекты

Введение

Пористость (как газовая, так и усадочная) часто присутствует в отливках из алюминиевых сплавов. Газовая пористость более характерна для силуминов, а усадочная – для сплавов типа твёрдого раствора, системы Al-Mg и Al-Cu-Mn. Любая пористость проявляется особенно заметно при замедленных скоростях кристаллизации (литье в песчано-глинистые формы и формы из холоднотвердеющих смесей).

В сплавах, затвердевающих в широком интервале температур, выделяются сначала первичные кристаллы, формируя постепенно сплошной каркас, который препятствует питанию жидким металлом образующиеся пустоты. Кроме того, заполнению пустот расплавом мешает выделяющийся водород, растворимость которого увеличивается с увеличением содержания магния в литейных магналиях и кремния в силуминах [1]. В результате образуется равномерно распределенная по всему объему отливки газоусадочная пористость. Данный дефект 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. Повышенная склонность литейных магналиев к порообразованию является также одним из главных затруднений на пути получения качественных сварных соединений [2, 3].

На повышение качества отливок, помимо легирования сплавов, усовершенствования конструкции отливок, применения рациональной технологии плавки и кристаллизации, 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 [4-9].

Герметизация отливок может быть обеспечена пропиткой различными составами в результате заполнения ими сквозных дефектов [10]. 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 [11]. Эти поры, как правило, изолированы друг от друга и эффективно устраняются в процессе ГИП.

Задачей настоящего исследования является изучение возможности создания герметичных отливок и упрочнения литейных магналиев и их сварных соединений в условиях низкой скорости кристаллизации при литье в формы из песчано-глинистых (ПГС) и холоднотвердеющих смесей (ХТС).

Повышение герметичности дает возможность определить пути дальнейшего увеличения номенклатуры отливок из магналиев и расширения области их применения за счет использования прогрессивных технологических процессов обработки отливок.

Методы исследований

Для испытания на герметичность отливали образцы в виде «полого цилиндра» (рис. 1а) и «полусферы» (рис. 1б).

Испытания на герметичность проводили на пневмоустановке с подачей во внутреннюю полость отливок воздуха под давлением до 0,5 МПа. Испытываемые детали погружали в ванну с водой, подкрашенной

хромпиком. Критерием герметичности литой детали являлось давление воздуха, при котором обнаруживалась течь.

Высокотемпературную газостатическую обработку проводили на газостате Quintus-40 фирмы ASEA (Швеция). Обработку поверхности отлитых образцов электрокорундом осуществляли в абразивоструйной камере КСО-130-Н ФВР-М.

Термическую обработку проводили в печах сопротивления «Накал».

Механические свойства испытывали на разрывной машине Zwick/Roell Z100.

Металлографическое исследование структуры сплавов проводили на оптическом микроскопе «Neophot-32». Фрактографический анализ структуры изломов осуществляли на сканирующем микроскопе «JXA-840» с рентгеноспектральным микроанализом.

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.

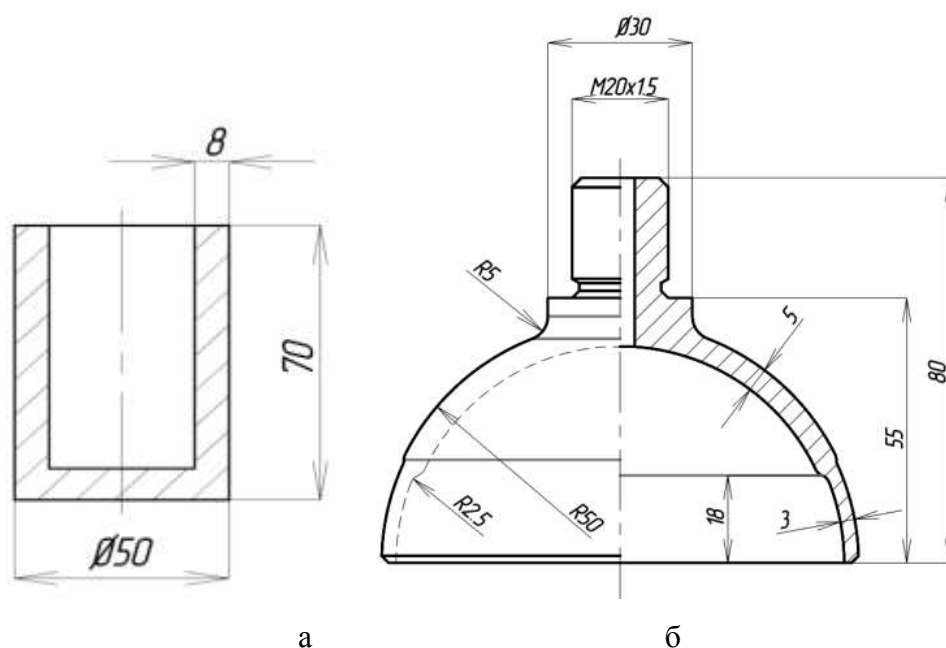


Рисунок 1 - Образцы для испытаний на герметичность: *a* - «полый цилиндр»; *б* - «полусфера»

Проведение исследований

Для исследований выбран литейный высокопрочный коррозионностойкий сплав ВАЛ19 системы Al-Mg [8, 12], предназначенный для литых деталей и сварных конструкций, работающих в различных климатических зонах. Все образцы из сплава ВАЛ19 были термообработаны по режиму Т4 (гомогенизирующий отжиг + закалка).

Для проведения исследований по влиянию условий кристаллизации были отлиты образцы в виде «полого цилиндра» в ПГС, ХТС и металлическую форму (кокиль) (рис. 1а.).

В таблице № 1 приведены результаты испытания на герметичность образцов-стаканчиков из сплава ВАЛ19, отлитых различными методами литья.

Таблица 1 - Герметичность литейного магнелия ВАЛ19 в зависимости от метода литья

№ п/п	Режим термообработки	Метод литья	Уровень герметичности в зависимости от давления, МПа				
			0,1	0,15	0,2	0,3	0,5
1	Т4	ПГС	течь	увеличение течи	-	-	-
2	Т4	ХТС	течи нет	течи нет	течь	-	-
3	Т4	Кокиль	течи нет	течи нет	течи нет	течи нет	течи нет

Анализ полученных результатов (таблица 1) показывает, что образцы при литье в кокиль обладают герметичностью вследствие высокой скорости кристаллизации. При этом отливки имеют плотную мелкозернистую структуру (рис. 2 а).

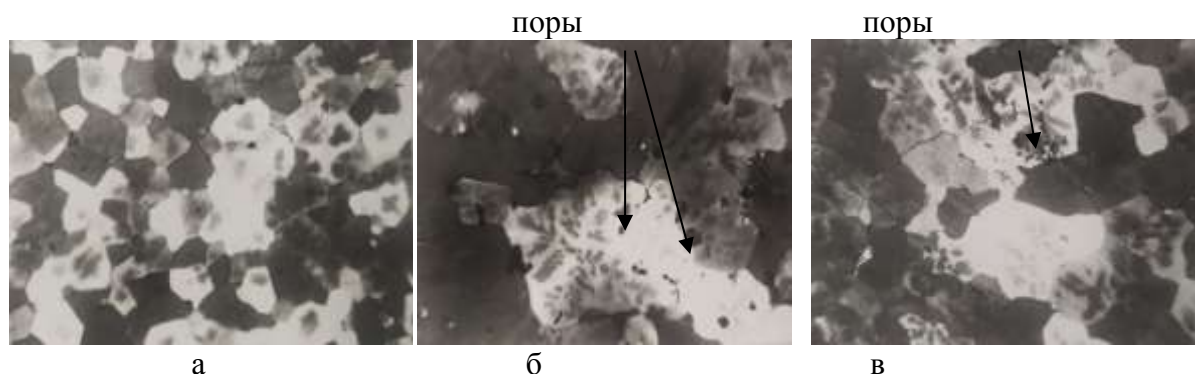


Рисунок 2 - Микроструктура сплава ВАЛ19 в зависимости от метода литья, $\times 100$: а - литье в кокиль; б - литье в песчано-глинистую форму; в - литье в форму из ХТС

Образцы, полученные при литье в ПГС и ХТС, имеют низкую герметичность (появление пузырьков воздуха при давлении 0,1 и 0,2 МПа соответственно), несмотря на то, что рентгеноконтроль образцов не выявил наличие недопустимой пористости. Это связано с тем, что при замедленной кристаллизации сплава в образцах образуется мелкодисперсная газоусадочная пористость и увеличивается размер зерна. Некоторые поры и раковины могут сообщаться между собой образуя сквозные дефекты, обуславливающие пониженную герметичность (рис. 2 б, в). Значительное повышение герметичности образцов при литье в ПГС и ХТС может быть достигнуто в результате увеличения скорости кристаллизации и создания направленности затвердевания путем захлаживания массивных участков.

На литых образцах, полученных методом литья в ХТС, изучали возможность повышения герметичности. С этой целью использовали метод горячего изостатического прессования (ГИП), заключающийся во всестороннем сжатии отливки газами при определенном сочетании температуры, давления и времени выдержки. В процессе ГИП внутренняя газоусадочная пористость и раковины «залечиваются» в результате одновременного воздействия нагрева и давления газа. Это обуславливается тем, что внутренняя поверхность пор сплющивается – «спрессовывается» при пластической деформации, а на поверхности раздела возникают силы диффузионного сцепления.

Водород в порах препятствует течению металла при ГИП, но, по-видимому, при суммарном воздействии высоких давления и температуры он в атомарном состоянии переходит в твердый раствор и частично выделяется с поверхности отливки в газовую среду газостата при низком парциальном давлении в ней водорода.

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. С использованием дифференциального сканирующего калориметра для отлитых образцов в ХТС из сплава ВАЛ19 установлена температура нагрева и выбран следующий режим горячего изостатического прессования: температура нагрева 400 °С, давление 170 МПа, время выдержки 2 часа [13].

Эффективность горячего изостатического прессования оценивали по результатам рентгеновского просвечивания, фрактографического анализа и испытаний механических свойств в сопоставлении с аналогичными данными без ГИП (таблица 2).

Таблица 2 - Влияние горячего изостатического прессования на плотность, механические свойства и герметичность сплава ВАЛ19 при литье в ХТС

№ п/п	Обработка	Механические свойства			Пористость, балл*	Герметичность, МПа
		σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %		
1	T4	350-370	220-240	9,0-10,0	III	0,1
2	T4+ГИП	360-380	230-250	9,5-10,5	II - III	0,15
3	T4+Абразивоструйная снаружи отливки	350-370	220-240	9,0-10,0	III	0,3
4	T4+Абразивоструйная с двух сторон отливки	350-370	220-240	9,0-10,0	III	>0,5
5	T4+Абразивоструйная с двух сторон отливки +ГИП	390-410	240-260	11,5-13,0	I - II	>1,0

* - Шкала пористости литейных алюминиевых сплавов

Анализ приведенных в таблице 2 результатов испытаний показывает, что ГИП незначительно повышает свойства литейного магналия. Это можно объяснить наличием в структуре сквозных дефектов микроскопического размера (до 1 мкм). Для залечивания дефектов необходимо, чтобы давление на поверхности отливки при содействии повышенной температуры

способствовало схлопыванию пор, давление газа внутри которых изначально равно атмосферному. В то же время образующиеся сквозные дефекты не залечиваются ГИП, так как давление газа в них равно давлению в камере газостата. Поэтому для повышения герметичности отливок со сквозными дефектами требуется специальная предварительная (перед операцией ГИП) обработка их поверхности. С этой целью проводили абразивоструйную обработку поверхности электрокорундом, что позволило устранить сквозные дефекты в результате образования поверхностного наклепанного слоя толщиной порядка 100-150 мкм (рис. 3). При этом повышается плотность, механические свойства и герметичность литых образцов.

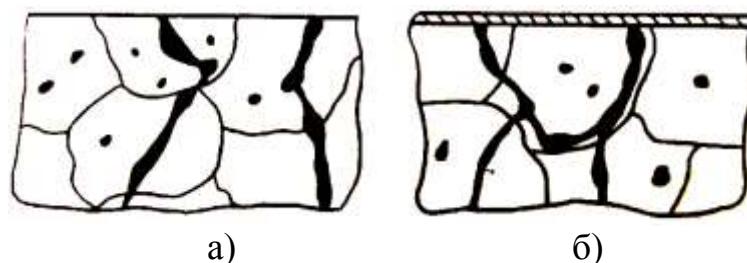


Рисунок 3 - Схема запрессовки сквозных дефектов в отливке: *а* – литейной или снятой коркой; *б* – после абразивоструйной обработки

Исследования показали, что абразивоструйная обработка электрокорундом практически не влияет на механические свойства литых образцов из сплава ВАЛ19. Однако немного повышает герметичность. Горячее изостатическое прессование после двухсторонней обработки поверхностей электрокорундом приводит к максимальному росту прочностных характеристик и герметичности (таблица 2, №5).

Роль различных дефектов лучше всего выявить при анализе изломов. Наличие газоусадочной пористости наглядно демонстрирует изломы образцов сплава ВАЛ19 (рис. 4а), поскольку на шлифе можно обнаружить лишь только отдельные поры (рис 2). Особенностью подобных фрактограмм является наличие округлых поверхностей и небольших шеек на них. Именно в последних и сосредоточена основная деформация перед разрушением. Наличие такой пористости, по сути, означает уменьшение «живого» сечения

образца. В качественной отливке, при отсутствии газовых пор и раковин, изломы образцов сплава после поверхностного наклепа и ГИП (таблица 2, №5) имеют мелкоячеичный характер со значительными следами пластической деформации (рис. 4б).

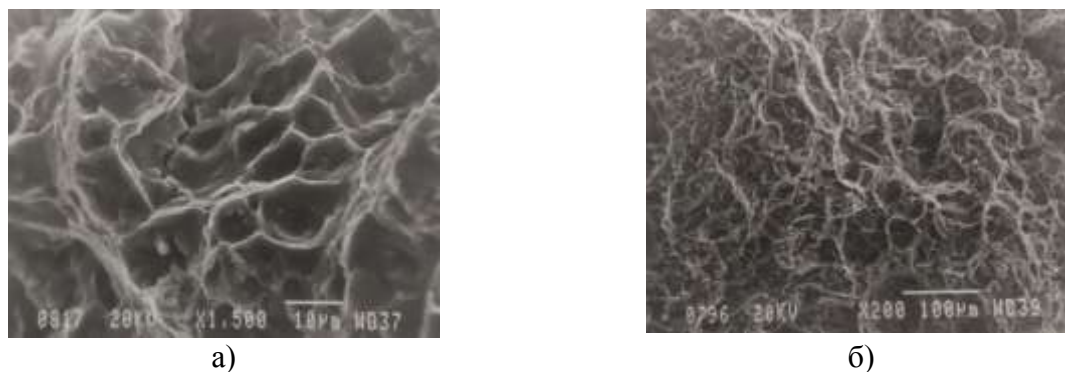


Рисунок 4 - Влияние пористости на характер излома литейного сплава ВАЛ19:

а - испытание на растяжение после термообработки по режиму Т4; *б* - испытание на растяжение после технологической обработки (Т4 + абразивоструйная обработка отливки с двух сторон + ГИП).

Обработанные абразивоструйным способом отливки, в отличие от пропитанных, хорошо свариваются и их можно применять в сварных конструкциях. Положительные результаты получены при сварке литых образцов типа «полусфера» (рис. 5).

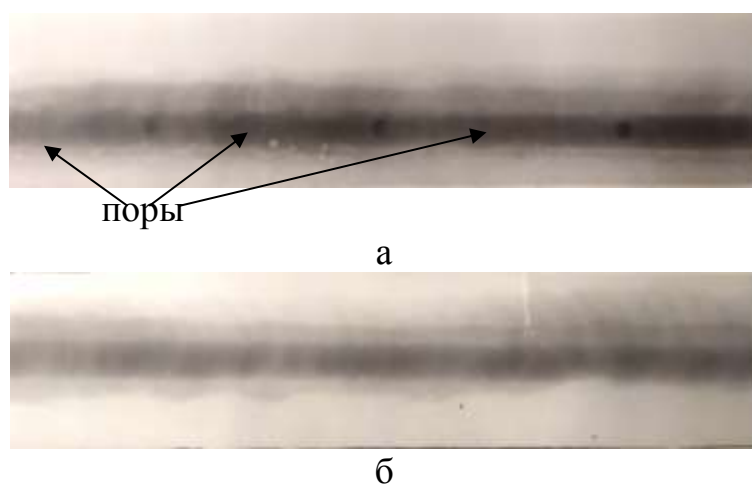


Рисунок 5 - Сварные швы (рентгеноконтроль) литых образцов типа «полусфера» из сплава ВАЛ19 отлитые в ХТС, х 1: *а* - без обработки в состоянии Т4; *б* - Т4 + абразивоструйная обработка с двух сторон + ГИП

Качество сварных швов контролировали рентгенопросвечиванием. В результате сварки литых термообработанных по режиму Т4 образцов методом ручной аргодуговой электросварки (АрДЭС: сила тока - 115А, скорость сварки – 15 м/час) на рентгенограммах появляются поры, имеющих сферическую форму (рис. 5а). Возникновение пористости в околошовной зоне вблизи линии объясняется процессами термодиффузии водорода в этой зоне, подвергающейся нагреву до температуры жидко-твердого состояния и формированием микронесплошностей газоусадочного происхождения, объем которых зависит от скорости кристаллизации и при литье в ХТС возрастает. Поэтому, в случае применения литых образцов в форму из ХТС из магналиев (сплава ВАЛ19), получение качественных сварных соединений затруднено.

При применении абразивоструйной обработки и ГИП (таблица 2, режим №5) была достигнута высокая плотность литых образцов до I-II балла пористости, что обеспечило получение качественных сварных соединений. Рентгеноконтроль показал высокую плотность сварных соединений с применением литых образцов, полученных по режиму № 5 (рис. 5б). В сварном шве и околошовной зоне отсутствуют скопления газовых раковин и пор. В процессе ГИП под воздействием температуры и давления водород будет диффундировать в твердый раствор сплава, частично растворяясь в нем, и уходить в рабочую среду газостата. Это приводит к снижению газосодержания и повышению плотности материала.

Механические свойства сварных соединений сплава ВАЛ19 в зависимости от обработки литых образцов представлены в таблице 3.

Таблица 3 - Механические свойства и герметичность сварных соединений из литейного магналия ВАЛ19

№ п/п	Метод литья	Способ обработки	Механические свойства		Герметичность, МПа
			Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, %	
1	ХТС	без обработки (в состоянии Т4)	320-330	8,0-9,0	0,1
2	ХТС	Т4+Абразивоструйная с двух сторон отливки +ГИП	350-370	10,0-12,0	>1,0

Анализ приведенных данных показывает, что образование дефектов в высокотемпературной области зоны термического влияния при сварке литейного магния определяется технологией обработки литых образцов, которая изменяет плотность литья. Сварные соединения из предварительно обработанных образцов, соответствующих I – II баллу пористости, после двухсторонней абразивоструйной обработки и ГИП обладают высокими механическими свойствами и герметичностью (режим №2).

Испытания на общую коррозию проводили при полном погружении образцов в 3% раствор NaCl + 0,1% H₂O₂. Критерием общей коррозионной стойкости служил процент снижения механических свойств после коррозии. Результаты коррозионных испытаний показаны в таблице 4.

Таблица 4 - Влияние абразивоструйной обработки и ГИП на коррозионную стойкость отливок

№ п/п	Режим обработки	Механические свойства								
		до коррозии			после коррозии			потери, %		
		Бв, МПа	Б _{0,2} , МПа	δ, %	Бв, МПа	Б _{0,2} , МПа	δ, %	Бв	Б _{0,2}	δ
1	T4	350-370	220-240	9,0-10	345-365	215-235	8,5-9,5	1,6	2,1	5,7
2	T4+Абразивоструйная с двух сторон отливки +ГИП	390-410	240-260	11,5-13,0	385-405	235-255	11,3-12,8	0,8	1,2	1,9

При испытании на общую коррозию установлено, что образцы из сплава ВAl19 при литье в ХТС, подвергнутые абразивоструйной обработке электрокорундом и ГИУ обладает более высокой общей коррозионной стойкостью. Положительное воздействие комплексной обработки на коррозионную стойкость литейного магния в значительной степени объясняется снижением содержания водорода.

Заключение

Применение абразивоструйной обработки поверхности электрокорундом отливки из литейного магналия ВАЛ19, отлитой в ХТС, способствует устранению сквозных газоусадочных каналов и формирует плотный наклёпанный слой.

Последующее горячее изостатическое прессование обеспечивает получение герметичных отливок с плотной (I–II балл) структурой и повышает временное сопротивление и предел текучести на 10%, а относительное удлинение более чем на 25%.

Применение поверхностного деформационного наклепа и последующего горячего изостатического прессования позволяет расширить границы применения литых деталей из высокопрочных сплавов с широким интервалом кристаллизации и открывает перспективу для увеличения их номенклатуры.

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].

Список литературы

1. Левчук В.В., Трапезников А.В., Пентюхин С.И. Коррозионностойкие литейные алюминиевые сплавы (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018. №7. Ст.04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 14.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-33-40.

2. Белов Е.В., Дуюнова В.А., Леонов А.В., Трапезников А.В. Управление структурообразованием и свойствами сварных соединений

алюминиевых литодеформированных сплавов с малым удельным весом. // Сварочное производство. 2019. № 7. С. 3-11.

3. Белов Е.В., Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трапезников А.В. Особенности формирования физико-механических свойств и структуры в интервале кристаллизации литейных Al-Mg сплавов. // Металлы. 2020. №3.

4. 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.

5. 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).

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

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

8. 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.

9. 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.

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

11. Падалко А.Г. Практика горячего изостатического прессования неорганических материалов. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 267 с.
12. Белов Е.В., Дуюнова В.А., Леонов А.В., Трапезников А.В. Особенности формирования структуры и свойств литейных магналиев при термостабилизирующем отжиге. // Технология машиностроения. 2019. № 12. С. 5-12.
13. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2005. 376с.
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 669.715

Исследование влияния основных параметров магнитно-импульсной обработки на структуру и свойства алюминиевого заэвтектического сплава Al-22 масс. % Si

Черников Д.Г.; Пфетцер И.А.

chernikov.dg@ssau.ru
pfettser.2-mmt-4@yandex.ru

Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева

Аннотация:

В работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния основных параметров магнитно-импульсной обработки (МИО) расплавов, а также режимов прокатки на микроструктуру и физические свойства заэвтектического силумина (ЗЭС) Al-22 масс.%Si.

Изучены особенности получения деформированных полуфабрикатов путем термообработки, предварительной горячей и окончательной холодной прокатки ЗЭС.

Ключевые слова:

заэвтектический силумин, обработка расплава, модифицирование, микроструктура, физические свойства, термообработка, пластическая деформация

Введение

Особенности строения ЗЭС способствуют их уникальному комплексу свойств – высокой жидкотекучести, малой усадке, хорошей свариваемости, высокой коррозионной стойкости, термо- и износостойкости, низкому коэффициенту линейного расширения, немагнитности. Однако их структурное строение приводит к низкой пластичности, что делает данные сплавы трудно деформируемыми [1]. В связи с этим поиск новых технических решений, направленных на получение из данных сплавов деформируемых полуфабрикатов, является актуальной задачей. В перспективе решение этой задачи позволит значительно расширить область промышленного применения ЗЭС, в том числе в аэрокосмической и автомобильной промышленности.

1 Методика проведения экспериментальных исследований

1.1 Синтезирование рабочего сплава

Рабочий сплав Al-22 масс.%Si синтезировали по традиционной низкотемпературной технологии [2]. В качестве шихтовых материалов использовали чушковый алюминий марки АК9ч (ГОСТ 1583-93) и технический кремний марки Кр0 (ГОСТ 2169-69) с размерами фракций 4-7 мм. Химический состав шихтовых материалов приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химические составы шихтовых материалов

Маркировка	Содержание элементов в материале, массовая доля, %							
	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Ti	Zn
АК9ч	основа	10	0,3	0,24	0,4	0,002	0,08	0,01
Кр0	0,4	99,4	-	-	0,2	-	-	-

Плавку осуществляли в электрической лабораторной печи ПЛ-5/12,5 футерованной шамотным кирпичом, в графито-шамотном тигле.

Электрическую печь разогревали до 450°C , после чего осуществляли загрузку в тигель первой партии (6,5 кг) предварительно подогретых брикетов, вырезанные из чушки сплава АК9ч.

После расплавления загруженной партии шихты погружали под зеркало расплава предварительно подогретые до 70°C брикеты из второй партии из сплава АК9ч. Температура расплава при введении алюминиевого сплава должна находиться в интервале $600-700^{\circ}\text{C}$. С целью повышения выхода годного сплава и снижения угара следует обеспечить отсутствие контакта твердого металла с атмосферой. Общая масса используемого чушкового сплава АК9ч составила 12,5 кг.

После полного расплавления сплава АК9ч тщательно перемешали расплав. Затем довели температуру расплава до $630-670^{\circ}\text{C}$. Далее, для более эффективного растворения, порционно ввели кремний марки КР0 в твердожидкий расплав. Масса первой порции КР0 составила 600 г. Для предотвращения окисления кремний активно замешивали под зеркало расплава до полного металлизирования. После растворения первой порции ввели оставшийся кремний (850 г.) и также замешали до полного металлизирования.

Для лучшего растворения кремния перемешивали расплав каждые 10 минут. После получения однородной структуры расплава довели его температуру до $750-760^{\circ}\text{C}$ и выполнили его рафинирование комплексной флюсовой композицией.

При температуре расплава $750-760^{\circ}\text{C}$ осуществили разливку в предварительно разогретую до $70-150^{\circ}\text{C}$ изложницу,

С целью интенсификации процесса кристаллизации расплава дополнительно использовали холодильник, изготовленный из медного сплава марки М1. Наличие холодильника позволило существенно ускорить процесс затвердевания расплава и получить мелкокристаллическое строение, что

благоприятным образом отразилось на свойствах полученных опытных отливок и их последующей обработке.

Оценка влияния холодильника на процесс кристаллизации расплава осуществлялась методом компьютерного моделирования с применением программного комплекса ProCAST. На рисунке 1, в качестве примера, показаны картины затвердевания расплава без холодильника и с его применением.

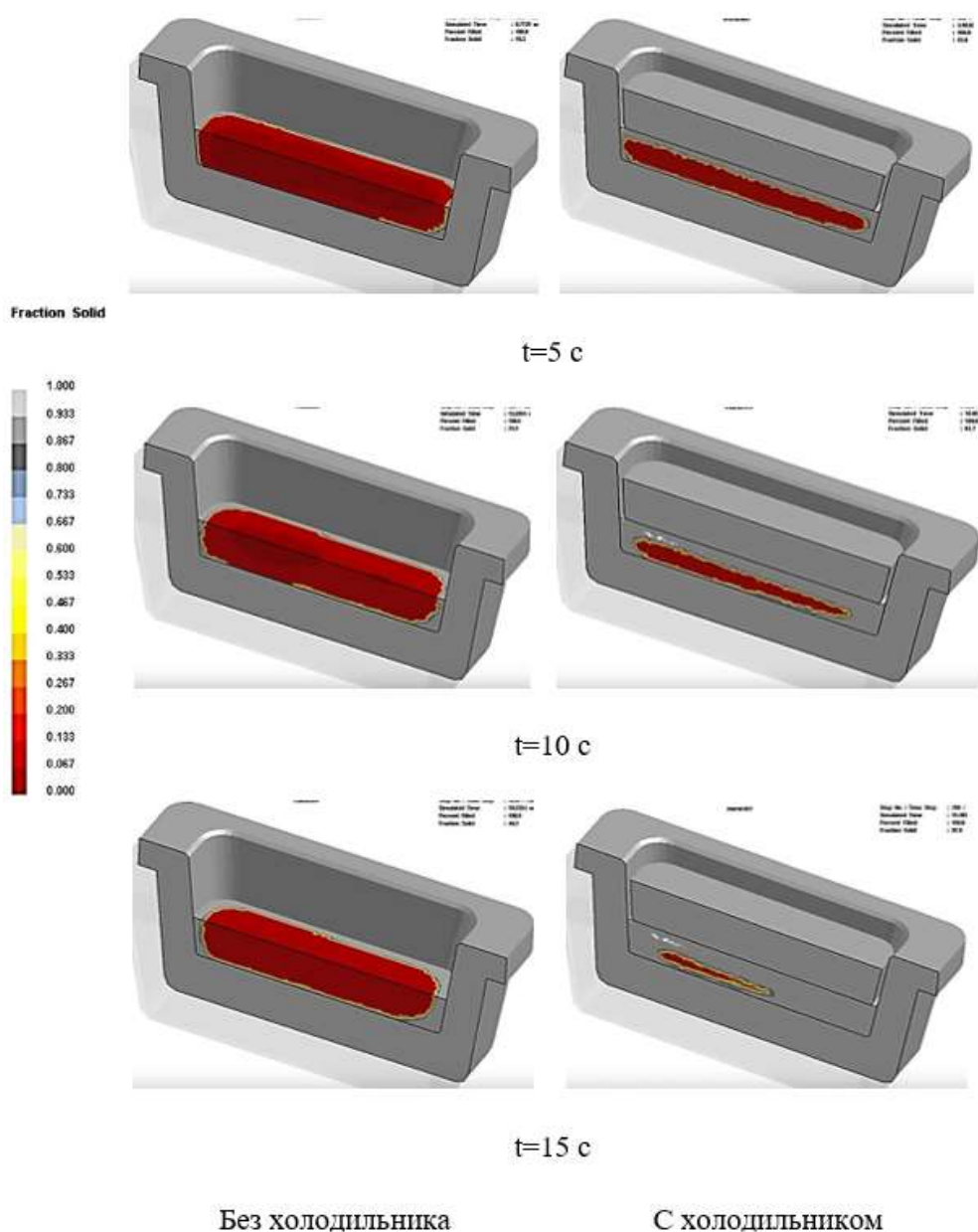


Рисунок 1 – Процесс затвердевания расплава

Химический состав синтезированного сплава приведен в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав синтезированного сплава Al 22%Si

Маркировка Al-22 масс.%Si	Содержание примесей в лигатуре, массовая доля, не более, %							
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Опытные отливки	Осн.	22	0,5	0,001	0,19	0,19	0,02	0,07
ГОСТ Р 53777-2010	Осн.	18-22	До 0,7	До 0,2	До 0,4	До 0,5	До 0,2	До 0,1

Полученный предварительный сплав в дальнейшем был модифицирован путем МИО.

1.2 Магнитно-импульсная обработка расплава

На данный момент накоплен большой арсенал различных способов воздействия на жидкие, твердые и кристаллизующиеся сплавы с целью управления их структурой и свойствами в системе твердое-жидкое-твердое. Согласно классификации специальных способов обработки шихтовых металлов, большинство воздействий на расплавы можно отнести к физическим способам, и основное их назначение - получение литой модифицированной структуры с целью обеспечения высоких физико-механических свойств литых изделий. Одним из таких физических способов является МИО расплавов. Основными преимуществами МИО перед традиционными способами модифицирования является минимальное время обработки (менее 1 минуты), бесконтактный характер воздействия, что способствует неизменности химического состава сплава и экологичность (отсутствуют вредные выбросы) [3].

Основываясь на опыте предыдущих исследований в данной работе МИО расплава, осуществлялась по осевой схеме [4].

Для реализации данной схемы МИО расплава была разработана и изготовлена экспериментальная оснастка (рисунок 2), состоящая из плоского многовиткового индуктора, устройства для его установки и крепления над зеркалом обрабатываемого расплава, а так же основания, в котором размещался тигель с расплавом.



Рисунок 2 – Технологическая оснастка для МИО расплава

Основные параметры МИО расплавов приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Параметры МИО

Маркировка опытных образцов	Режимы МИО	
	Энергия разряда (W), кДж	Количество импульсов разряда (n), шт.
0 (контрольный)	-	-
1	3	15
2	5	20
3	5	5
4	1	25
5	1	5

После обработки расплав заливали в кокиль. Внешний вид кокиля, опытных отливок и схема их разрезки представлены на рисунке 3.

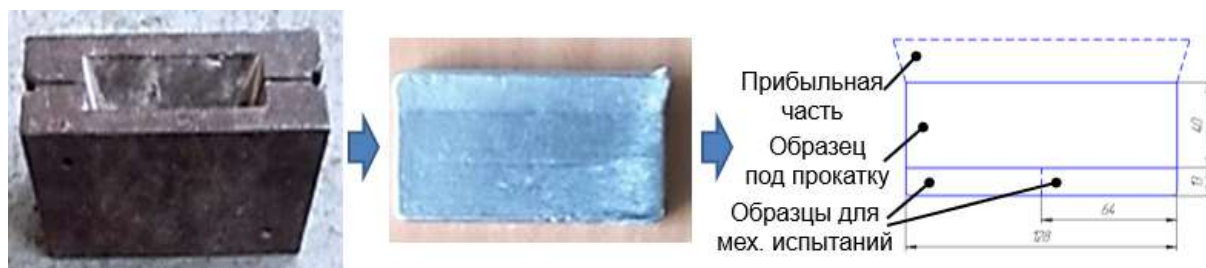


Рисунок 3 – Внешний вид кокиля, отливки и схема разметки

1.3 Анализ микроструктуры

Предварительно образцы для металлографических исследований готовили по стандартной методике пробоподготовки. Осуществляли шлифование с применением шлифовальной бумаги различной зернистости (#120, 240, 400, 600, 800, 1200, 1500). После шлифования для удаления мелких рисок выполняли полировку исследуемой поверхности. Механическая полировка выполнялась на шлифовально-полировальной установке «Корвет 51» с войлочным кругом диаметром 150 мм с применением специальной полировочной пасты марки DIALUX. После завершения процедуры полирования промывали образцы проточной водой и высушивали фильтровальной бумагой.

Обработку и анализ микроструктуры проводили с помощью программно-аппаратного комплекса SIAMS 800 Photolab.

1.4. Плотность отливок

Плотность опытных образцов определялась методом гидростатического взвешивания. Плотность образца определяли его двукратным взвешиванием на электронных весах с точность до 2 знака после запятой – сначала на воздухе, а затем в дистиллированной воде. Формула для расчета плотности:

$$\rho = \frac{m_{\text{в}}}{m_{\text{в}} - m_{\text{вод}}}, \text{ где} \quad (1)$$

где ρ – плотность, (г/см³);

$m_{\text{в}}$ – масса образца на воздухе (г);

$m_{\text{вод}}$ – масса образца в воде (г).

1.5 Методика измерения электропроводности

Измерения электропроводности образцов проводили с помощью вихретокового структуроскопа ВЭ-27НЦ/4-5. Электропроводность сплава является структурно-чувствительным свойством, это позволяет косвенно оценивать качество структуры литого изделия. На рисунке 4 показана схема замера электропроводности.

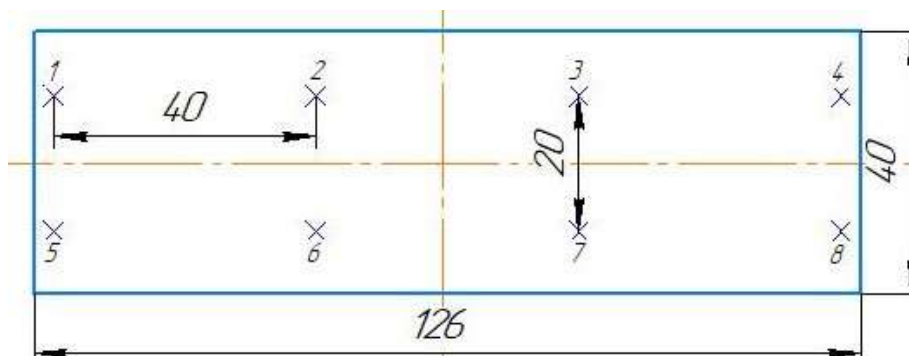


Рисунок 4 – Схемы замера электропроводности

1.6 Методика пластического деформации опытных образцов

Предварительно образцы подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 470°C в течении 3 часов. Прокатку опытных образцов проводили на лабораторном прокатном стане фирмы «DIMAMaschinenGmbH» модели K220-75/300. При этом в качестве смазки использовали смазочно-охлаждающую жидкость на базе технологической смазки СТАЛ-3. Перед каждым проходом прокатки смазку вручную наносили на обе стороны опытных образцов путем распыления. Скорость прокатки составляла 5 м/мин.

2 Результаты экспериментальных исследований

Качественная и количественная оценка микроструктуры полученных литых опытных образцов представлена на рисунках 5 и 6.

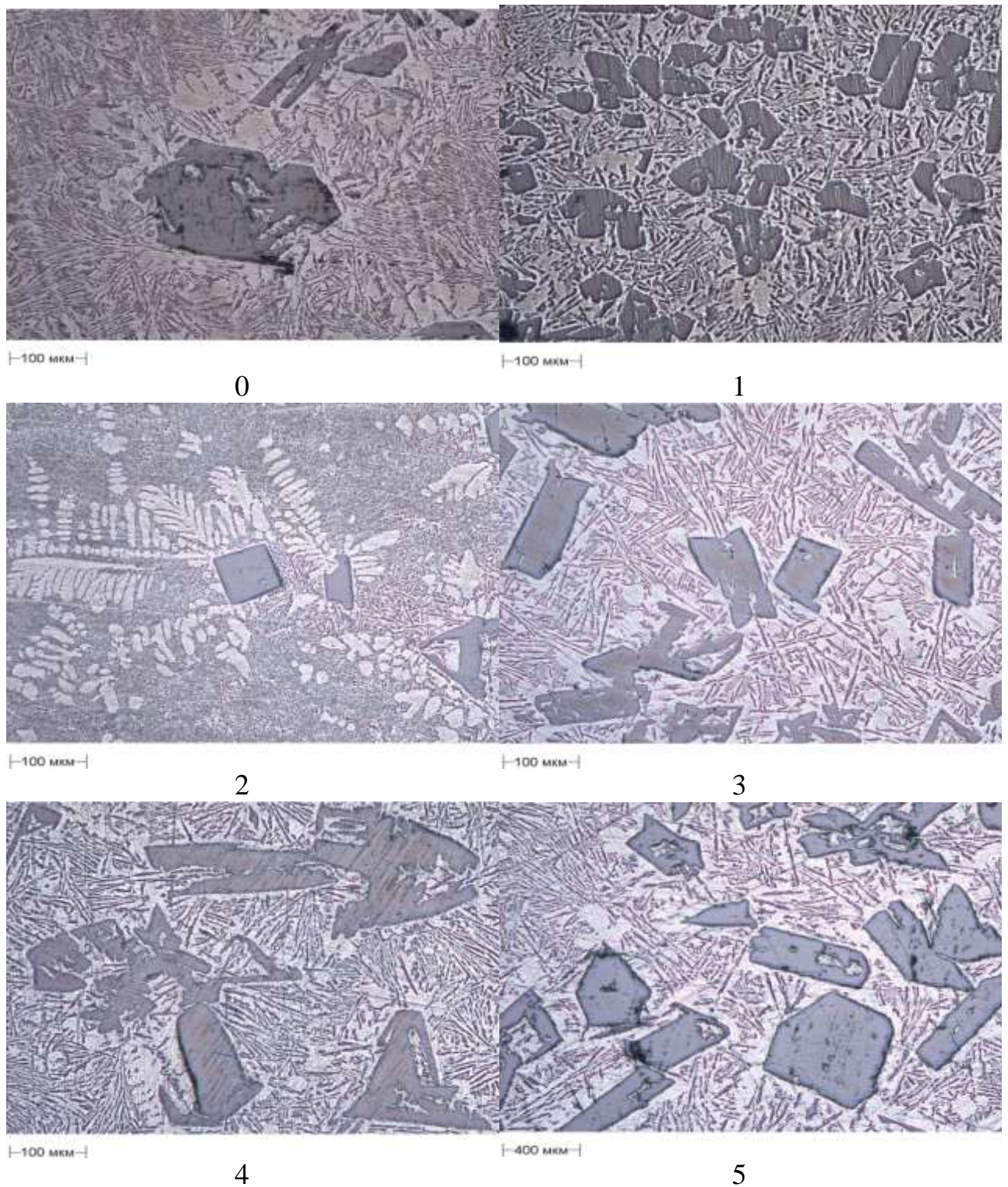


Рисунок 5 – Микроструктура опытных литых образцов из сплава Al 22 масс.% Si , x200

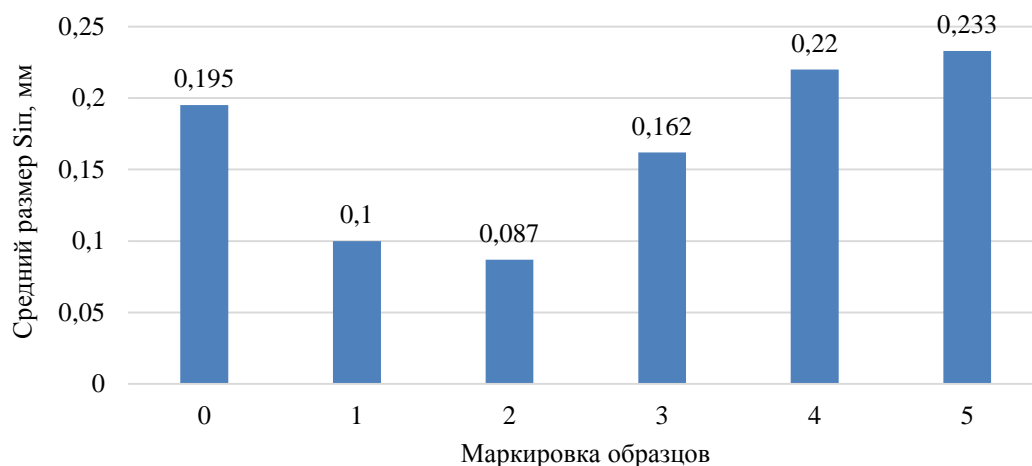


Рисунок 6 – Средний размер $S_{п}$

Из анализа микроструктуры видно, что при воздействии на расплав по режиму 2 (5 кДж, 20 имп.) наблюдается максимальное измельчение кристаллов первичного кремния ($S_{п}$) в 2,5 раза. Кроме того, подобное интенсивное воздействие на расплав приводит к эволюции морфологии структуры, чем обусловлено образование дендритной структуры. Средние значения электропроводности в литом состоянии приведены на рисунке 7.

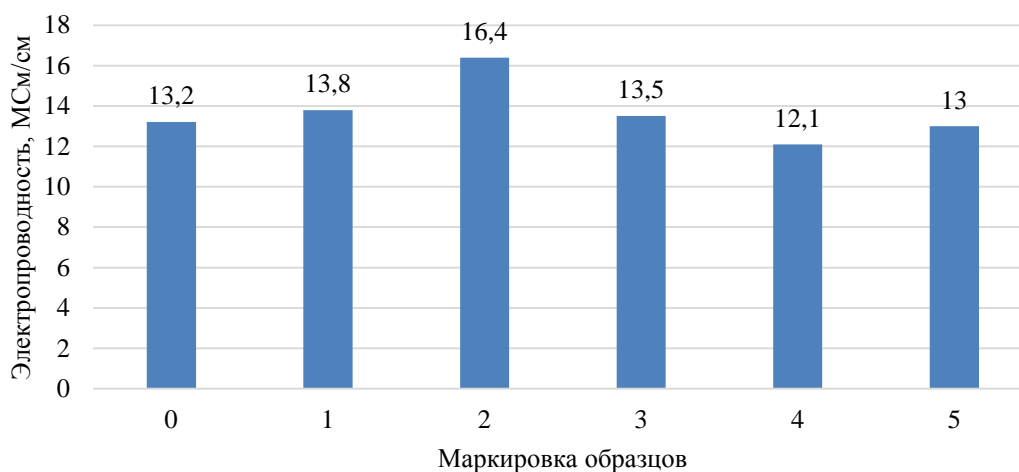


Рисунок 7 – Электропроводность литых опытных образцов

Данные по электропроводности и микроструктуре хорошо согласуются между собой. Так, наибольшее значение электропроводности наблюдается в образцы, полученном по режиму 2. Микроструктура этого же образца имеет модифицированную дендритную структуру и минимальный размер $S_{п}$.

Значения плотности образцов в литом состоянии приведены на рисунке 8. В процессе экспериментальных исследований было выявлено, что при обработке на больших энергиях вследствие всплесков металла происходит замешивание и растворение газов в расплаве, что понижает плотность сплава. Во избежание таких нежелательных последствий в результате МИО необходима последующая дегазация расплава.

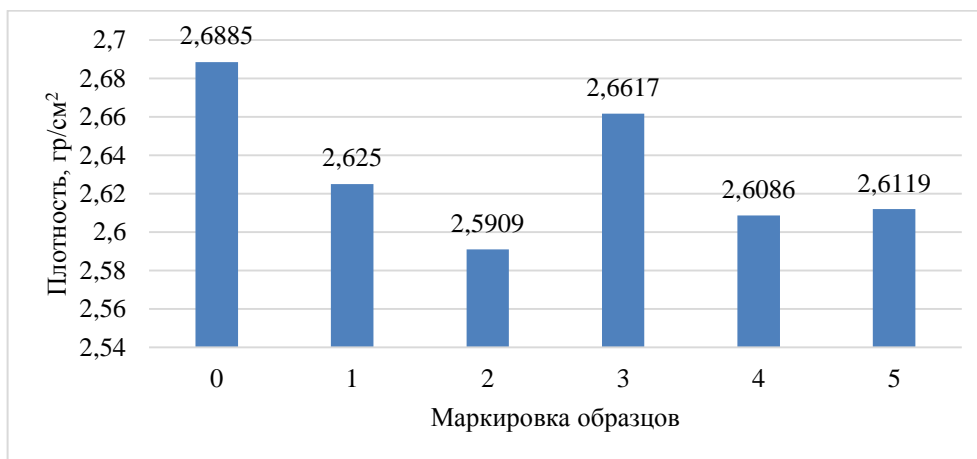


Рисунок 8 – Плотность опытных образцов в литом состоянии

В процессе прокатки образцов осуществлялась подрезка кромок. В результате все образцы удалось прокатать до толщины листа равной 1 мм, что соответствует 92% суммарной деформации. Микрошлифы прокатанных образцов выполнялись вдоль линии прокатки. Внешний вид таких микрошлифов представлен на рисунке 9.

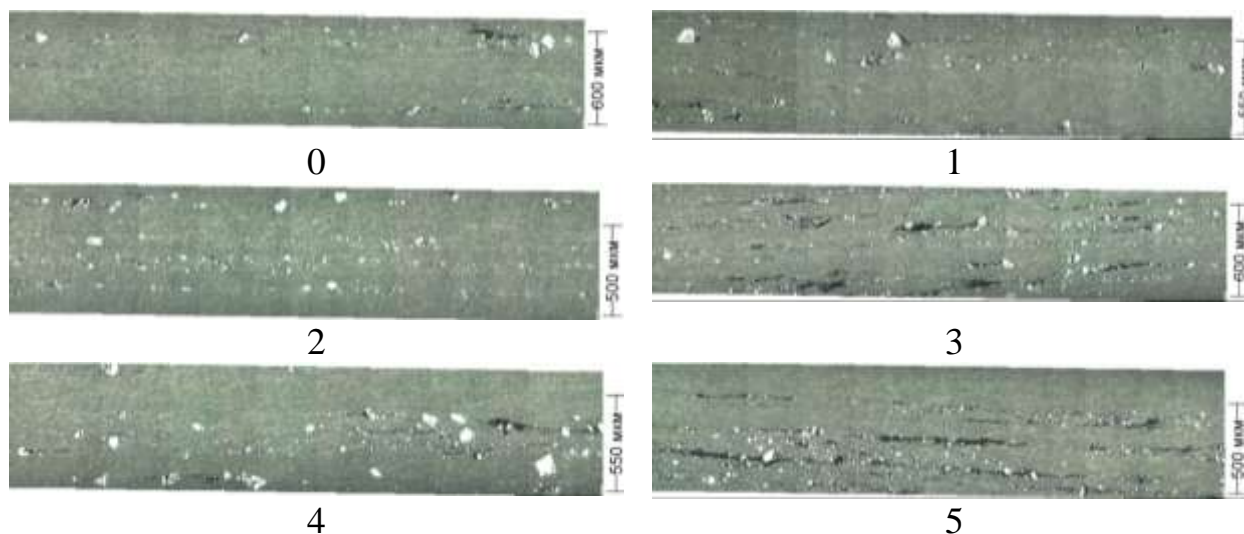


Рисунок 9 – Микроструктура после холодной прокатки, x200

В процессе прокатки образца, полученного согласно режиму обработки 2, не наблюдается внутренних разрушений. Это связано с измельчением Si_{II} и с достижением модифицированной дендритной структуры. В дальнейшем удалось прокатать данный образец до значения толщины равное 0,3 мм.

Зависимость среднего значения Si_{II} от степени деформации приведена на рисунке 10.

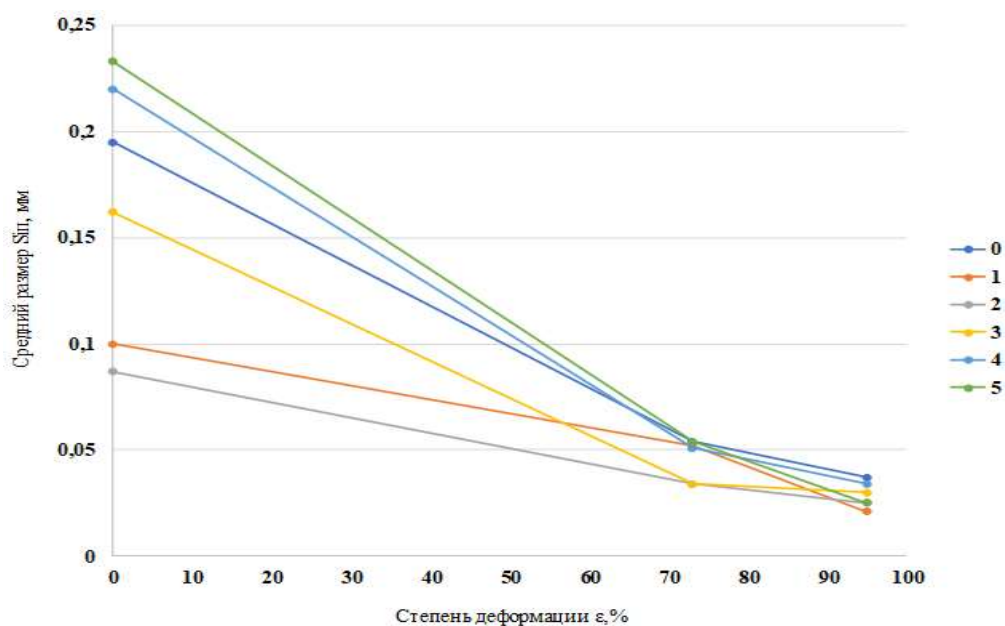


Рисунок 10 – Зависимость среднего значения Si_{II} от степени деформации

При суммарной деформации всех образцов равной 92% средний размер Si_{II} примерно выравнивается из чего следует, что на внутренние разрушения во время пластической деформации основное влияние оказывает структура и строение сплава в литом состоянии.

Выводы

На основании полученных результатов исследований можно сделать следующие выводы:

1. Предложено комплексное исследование микроструктуры, физико-механических свойств и деформируемости ЗЭС.

2. МИО оказывает наследственное влияние на измельчение кристаллов $Si_{п}$, что способствует возможности пластического деформирования ЗЭС методами обработки металлов давлением.

3. Применение ЗЭС с измельченными кристаллами $Si_{п}$, в сочетании с комбинированными технологиями прокатки позволило добиться суммарной степени деформации до 98%.

4. Следует продолжить исследования с целью дальнейшего определения оптимальных режимов модифицирования жидких ЗЭС зародышевыми модификаторами, физическими и комбинированными способами обработки.

Список литературы

1. Панов Е.И. Исследование структуры и свойств заэвтектических силуминовых сплавов / Е.И. Панов, А.А. Богатов // Инновационные технологии в металлургии и машиностроении: материалы 6-й международной молодежной научно-практической конференции «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении. Уральская научно-педагогическая школа имени профессора А.Ф. Головина», [г. Екатеринбург, 29 октября - 1 ноября 2012 г.]. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. — С. 213-221.

2. Тимошкин, И.Ю. Разработка комплексных технологий получения мелкокристаллических лигатур для алюминиевых сплавов: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Тимошкин Иван Юрьевич. - Вл., 2011. - 23 с.

3. Никитин К.В. Обработка расплавов магнитно-импульсными полями с целью управления структурой и свойствами промышленных силуминов / К.В. Никитин, В.И. Никитин, И.Ю. Тимошкин, В.А. Глуценков, Д.Г. Черников // Известия вузов. Цветная металлургия. 2016, (2). — С. 34-42.

4. Никитин К.В. Обработка расплавов магнитно-импульсными полями с целью управления структурой и свойствами промышленных силуминов /

К.В. Никитин, В.И. Никитин, И.Ю. Тимошкин, В.А. Глущенко, Д.Г. Черников // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. N. 2. С. 34–42.

5. Никитин К.В. Теоретическое и экспериментальное обоснование обработки расплавов на основе алюминия импульсными магнитными полями / К.В. Никитин, Е.А. Амосов, В.И. Никитин, В.А. Глущенко, Д.Г. Черников // Известия вузов. Цветная металлургия. 2015, (5) — С. 11-19.

УДК 546.05: 666.762.9

Получение жаропрочных композиционных материалов на основе титана методами СВС

Аверичев О.А., к.т.н.;

Averichev@ism.ac.ru

ФГБУН «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. академика А.Г. Мерджанова РАН»

Аннотация:

Работа посвящена проблеме получения жаропрочных и жаростойких слоистых композитов на основе титана и алюминия энергоэффективным методом СВС-сжатия, изучены физико-механические характеристики материала в зависимости от морфологии структурных составляющих.

Ключевые слова:

СВС-сжатие, МАХ-фаза, слоистый композиционный материал, пластическая деформация

Введение

Задача получения композитных материалов с высокими эксплуатационными свойствами является актуальной, поскольку именно этот параметр определяет их дальнейшее применение в качестве альтернативы однородным материалам. От композитных материалов ожидают увеличенных показателей статической и динамической прочности, вязкости разрушения, термостабильности и жаростойкости при одновременном снижении удельного веса и себестоимости производства. Одним из перспективных направлений развития является создание слоистых композиционных материалов (СКМ) [1-3]. Такие материалы представляют из себя набор слоев металлов и неметаллов, каждый из которых может иметь градиентную структуру. Благодаря такому сочетанию достигается синергетический эффект свойств, не присущий сумме отдельных составляющих композита [4-6]. В Лаборатории пластического деформирования ИСМАН разработаны основные принципы получения таких материалов энергоэффективным и высокопроизводительным методом свободного СВС-сжатия [7-8]. Особенностью данного метода является получение готового композитного материала в одну технологическую стадию. В этом процессе реализуется наиболее благоприятная схема напряженно-деформированного состояния горячих продуктов синтеза – одноосное свободное сжатие.

В данной работе была выбрана система Ti-Al-C, которая является одной из наиболее благоприятных для синтеза в режиме СВС благодаря высокой экзотермичности реакции между титаном и углеродом, в результате чего происходит образование МАХ-фазы. Материалы на основе этой системы представляют собой термодинамически стабильные тройные соединения с плотноупакованной гексагональной упаковкой типа $Mn + 1AXn$ ($n = 1 \dots 3$), где М является переходным металлом, А – элемент группы «А» периодической системы элементов, Х – углерод или азот. Среди множества

представителей данного класса, материалы типа Ti-Al-C и Ti-Si-C наиболее успешно комбинируют механические и физические свойства металлов и керамики одновременно, такие как высокие значения теплопроводности, модуля упругости, обрабатываемости, жаростойкости и жаропрочности [9-11]. Существуют различные методики изготовления плотных заготовок из материалов, содержащих искомую МАХ-фазу, такие как горячее изостатическое прессование (HIP) или искровое плазменное спекание (SPS). Особенность технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) заключается в том, что она позволяет производить синтез материала в режиме горения в сочетании с высокотемпературным пластическим деформированием, в одну технологическую стадию. В общем виде, метод силового СВС-компактирования позволяет получать композиционные материалы не прибегая к тяжелому прессовому оборудованию и высоким энергетическим затратам.

В работе [12] были изучены процессы фазо- и структурообразования конечного продукта, происходящие во время получения изделий в виде слоистых пластин методом свободного СВС-сжатия, а также показана слоистая структура переходной зоны, увеличивающая адгезию между слоями. Преимуществом такой композиции является сочетание высокой ударной вязкости с низким удельным весом. В процессе получения композита происходит формирование слоя толщиной 1-3 мм, содержащего карбидные зерна, которые дисперсно упрочняют материал.

Целью данной работы стало изучение физико-механических характеристик слоистых композитных пластин на основе системы Ti-Al-C/Ti, полученных методом свободного СВС-сжатия, а также их сопоставление с чистым титановым сплавом. Применение метода свободного СВС-сжатия может позволить добиться сочетания вязких и высокотвердых слоев, играющих важную роль при создании ответственных жаростойких материалов, работающих при повышенных механических нагрузках.

Объекты и методы исследования

Для приготовления исходных смесей были использованы промышленные образцы порошков, марка и состав которых приведен в таблице 1. Стехиометрические соотношения шихтовых заготовок выбирались таким образом, чтобы обеспечить наиболее полное образование МАХ-фаз (Ti_2AlC и Ti_3AlC_2). Перед холодным прессованием исходные порошки предварительно просушивались в течение 24-х часов при температуре $50\text{ }^\circ\text{C}$, непосредственно перед процессом синтеза спрессованные шихтовые заготовки выдерживались при температуре $80\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 4-х часов.

Таблица 1 - Характеристика используемых порошков

Порошок	Марка	Чистота, % масс.	Дисперсность
Ti	ПТМ	99,1	45
C	ПМ-15Т	99,1	1
Al	АСД-4	99,5	5

Стехиометрические соотношения исходных смесей выбирались таким образом, чтобы варьируя количество алюминия при СВС можно было добиться наиболее полного образования МАХ-фазы. Согласно, повышенное содержание алюминия по отношению к стехиометрическому в процессе синтеза увеличивает количество МАХ-фазы в конечном продукте. В таблице 2 приведены молярные и массовые соотношения исходных смесей, использованных в данной работе. В качестве титанового слоя был выбран промышленно выпускаемый сплав ВТ1-0 в виде проката толщиной 3 мм.

Таблица 2 - Стехиометрические и массовые соотношения исходных смесей

Молярные доли, % Ti- Al - C	3 : 1 : 2	2 : 1,5 : 1	3 : 2,3 : 2
Массовые доли, %	74 : 14 : 12	65 : 27 : 8	63 : 27 : 10

Методика приготовления самих образцов описана в работе [13]. Исследования на жаростойкость проводились в окислительной атмосфере воздуха в соответствии с ГОСТ 6130-71 «Металлы. Методы определения жаростойкости», для чего помещались в специальные керамические тигли, которые пропускали окислительную атмосферу и обеспечивали сохранение крошащейся окалины. Тигель с образцами помещали в печь на керамические подставки. Перед испытанием тигли прокаливали до постоянной массы. Количественные характеристики жаростойкости образцов определяли по методу увеличения массы образца на аналитических весах с точностью 10^{-6} г после 2, 4, 9 и 16 часов отжига при температуре 900 °С. Расчет жаростойкости образцов производился через привес массы образцов по формуле:

$$\delta_{об} = \frac{m_i - m_n}{S},$$

где $\delta_{об}$ – привес массы образца после i -го часа выдержки ($\text{г}/\text{м}^2$), m_i – масса образца после i -го нагрева (г), m_n – начальная масса образца (г), S – площадь поверхности образца (м^2).

Истинную скорость увеличения массы образцов (V_δ) рассчитывали как первую производную от удельной потери массы окисленного образца по уравнению (1):

$$V_q = \frac{d\delta}{dt} = \frac{1}{S} \cdot \frac{dm}{dt},$$

где dt - время окисления образцов, dm - изменение массы образцов за рассматриваемое время, S -площадь поверхности всего образца.

Микроструктуру полученных материалов изучали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на полевом эмиссионном сканирующем электронном микроскопе Zeiss Ultra Plus, позволяющим изучать форму и размер частиц с разрешением до 2 нм и оснащенным приставкой энергодисперсионного анализа INCA 350 Oxford Instruments.

Результаты и обсуждение

Механические свойства СКМ

В таблице 3 приведены средние значения микротвердости образцов в зависимости от исходной температуры нагрева титанового слоя перед процессом СВС-компактирования. Начальная температура нагрева образцов серии 1 составляла 500 °С, серии 2 - 900 °С.

Таблица 3 - Средние значения микротвердости СКМ послойно в зависимости от исходной температуры нагрева титанового слоя

Т нач., °С	HV, ГПа (верхний слой)	HV, ГПа (переходная зона)	HV, ГПа (нижний слой)
500	5,59	3,95	1,51
900	4,86	5,92	1,44

У чистой наноламинарной МАХ-фазы значение микротвердости составляет 4,5 – 5 ГПа, в зависимости от стехиометрии структурных составляющих. Термодинамически образование дендритов МАХ-фазы является конкурирующим по отношению к карбидной фазе при кристаллизации, поскольку они формируются из расплава за счет поглощения зерен карбида титана при охлаждении ниже 1350 °С, а массовый процент содержания карбидов уменьшается по мере конденсирования образца после прохождения волны горения. При повышенном нагреве исходных слоевых компонент температурные условия становятся более благоприятными именно для роста дендритов МАХ-фазы (Ti_2AlC и Ti_3AlC_2), так как время нахождения материала в температурном интервале 1300 – 1400 °С увеличивается. Поскольку микротвердость МАХ-фазы значительно меньше микротвердости карбидной фазы, различие в измеренных значениях HV для более подогретых образцов вызвано увеличением содержания МАХ-фазы в конечном продукте. Таким образом, чем более благоприятны температурные условия при синтезе и формовании, тем ниже процент

содержания карбидов в охлажденном слоистом композите и, как следствие, ниже микротвердость.

На рисунке 1 представлено средневзвешенное (по трем образцам серии 1) распределение микротвердости вдоль поперечного сечения слоистого композита.

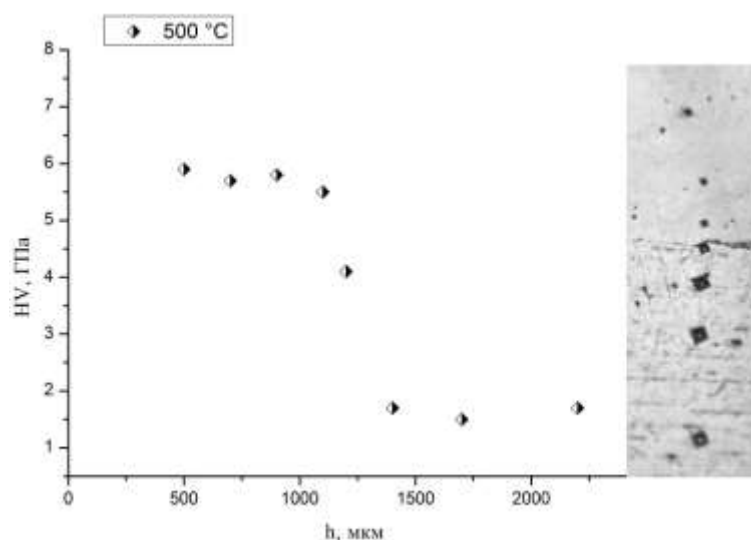


Рисунок 1 – Микротвердость слоистого композита при движении индентора вдоль поперечного сечения, $T_{нач} = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$

При движении от верхнего слоя, содержащего МАХ-фазу и распределенные в ней зерна карбида титана в сторону нижнего слоя, микротвердость снижается с исходных 5,6 ГПа до 4 ГПа к переходной зоне, что объясняется увеличенным в ней содержанием интерметаллидов $TiAl$ и $TiAl_3$. В серии образцов 2, рисунок 2, микротвердость переходной зоны у границы раздела слоев резко возрастает до 6 – 6,5 ГПа.

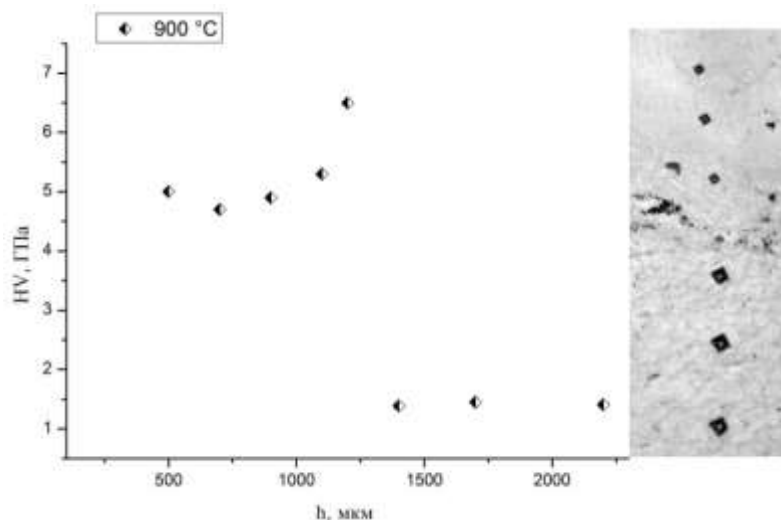


Рисунок 2 – Микротвердость слоистого композита при движении индентора вдоль поперечного сечения, $T_{нач} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

Данный скачок объясняется избыточной ликвацией интерметаллидного слоя и последующей сегрегацией в нем зерен карбида титана, что вызвано высокой диффузионной активностью мелких зерен карбида на границе раздела из-за избыточной температуры нагрева ($900\text{ }^{\circ}\text{C}$). Видно, что микротвердость композита изменяется в 3-3,5 раза при переходе от слоя МАХ-фазы к слою титана. Различие значений микротвердости между верхним, промежуточным и нижним слоями при различных температурах объясняется также эволюцией их кристаллического строения при нагреве. В частности, мягкая α -фаза непрокатанного сплава ВТ1-0 имеет значения HV 1,5 – 1,6 ГПа. С увеличением температуры начального подогрева с $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит процесс рекристаллизации зерен титана, который начинается с температуры $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ и продолжается вплоть до $882\text{ }^{\circ}\text{C}$, выше которой α -титан с гексагональной плотноупакованной решеткой претерпевает полиморфное превращение в высокотемпературную модификацию β -титана с кубической объемно-центрированной решеткой. В результате наблюдается уменьшение среднего значения микротвердости титанового слоя с 1,51 до 1,44 ГПа.

Исследование предела прочности СКМ проводили для образцов серии 1, поскольку они имели потенциально более благоприятные исходные

параметры микротвердости переходной зоны. В таблице 4 приведены значения предела прочности на изгиб при нагружении по двум схемам образцов, полученных при 900 °С начального подогрева слоевых компонентов. При приложении нагрузки к слою МАХ-фазы – схема «покрытие сверху», максимальное значение предела прочности составило 882 МПа, при среднем значении 777 МПа по трем испытанным образцам для данного типа нагружения.

Таблица 4 - Предел прочности СКМ по двум схемам нагружения: «покрытие сверху» и «покрытие снизу»

№ обр.	Схема нагружения	l	h	b	P, кг	$\sigma_{изг}$, МПа	$\sigma_{изг\ ср.}$ МПа
1	Покрытие сверху	9	4,5	4,8	470	689	777
2		9	4,5	4,8	1200	882	
3		9	4,5	4,8	930	760	
4	Покрытие снизу	9	4,5	4,8	200	589	441
5		9	4,5	4,8	550	374	
6		9	4,5	4,8	620	361	

В случае, когда нагрузка прикладывалась к слою титана – «покрытие снизу» – средний предел прочности составил 441 МПа. Следует отметить, что предел прочности титана марки ВТ1-0 находится на уровне 350-400 МПа. Сделан вывод о положительном вкладе слоя МАХ-фазы совместно с переходным интерметаллидным слоем на интегральное значение предела прочности слоистого композита, в том числе при приложении нагрузки на титановый слой.

Жаростойкость СКМ

Для сопоставления жаростойкости слоистого композита с титановым сплавом ВТ1-0 были изготовлены специальные образцы прямоугольного сечения из серии № 2 с габаритными размерами 15,4 x 3 x 3,2 мм. Соотношение толщины композитного слоя к титановому составляло 1 : 3.

Образцы из титанового сплава BT1-0 изготавливались в тех же геометрических размерах, что и слоистые композитные образцы. Поскольку образец слоистого композита в данном эксперименте можно рассматривать как титан, покрытый защитным слоем на основе МАХ-фазы, для расчета жаростойкости использовалась та же методика, что и для определения жаростойкости деталей с покрытием. В таком случае формула (1) примет вид формулы:

$$\delta_{Ti} = \frac{m_i - m_n}{S_{Ti}},$$

где δ_{Ti} – привес массы титана после i -го часа выдержки ($\text{г}/\text{м}^2$), m_i – масса титана после i -го нагрева (г), m_n – начальная масса титана (г), S_{Ti} – площадь поверхности титана (м^2).

Переходя к оценке вклада композитного слоя в интегральное значение жаростойкости и учитывая образовавшуюся в процессе синтеза переходную зону, толщина которой составляет 50-60 мкм, был произведен расчет привеса массы покрытия по следующей формуле:

$$\delta_n = \frac{(m_i - m_n) - \delta_{Ti} * S_{Ti}}{S_n},$$

где δ_n – привес массы покрытия ($\text{г}/\text{м}^2$), m_i – масса образца после i -го нагрева (г), m_n – начальная масса образца (г), S_n – площадь поверхности МАХ-фазы в образце, S_{Ti} – площадь поверхности титанового слоя в образце (м^2).

На рисунке 3 представлено сопоставление прироста массы технически чистого сплава BT1-0 и слоистого композита на основе МАХ-фазы при 900 °С в течение 16-ти часов высокотемпературного окисления в среде кислорода.

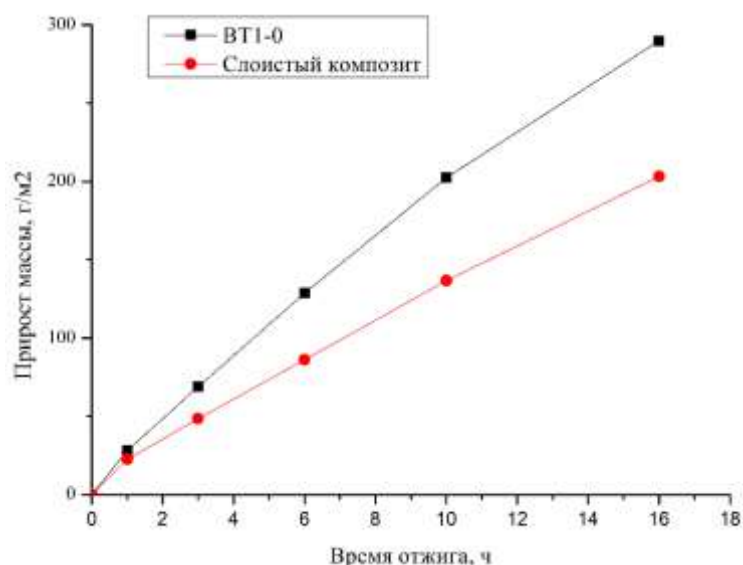


Рисунок 3 – Прирост массы образцов при высокотемпературном окислении в атмосфере воздуха

Из диаграммы видна линейная зависимость степени окисления титанового сплава со временем. В случае слоистого композита после 2-х часов отжига при 900 °С наблюдается характерное выпрямление кривой окисления, что связано с образованием на поверхности окисных пленок, препятствующих проникновению кислорода внутрь образца со стороны защитного слоя. Яркого выраженного выхода на плато не наблюдается после 16 часов отжига, поскольку суммарная площадь поверхности титанового слоя в 3 раза превышает площадь композитного слоя. Более наглядно вклад МАХ-фазы в изменение жаростойкости можно представить на диаграмме значений истинных скоростей окисления $V(\delta)$, представленной на рисунке 4. Характер окисления фаз композита Ti_2AlC и Ti_3AlC_2 аналогичен окислению жаропрочных сплавов: окисление происходит с прибылью массы за счет образования на поверхности окисных пленок, которые в дальнейшем препятствуют проникновению кислорода внутрь образцов, благодаря чему скорость окисления снижается. Было установлено, что интенсивное

окисление происходит в местах дефектов. Для снижения скорости окисления необходимо в дальнейшем снизить дефектность поверхности путем шлифования и полирования поверхностей окисляемых образцов.

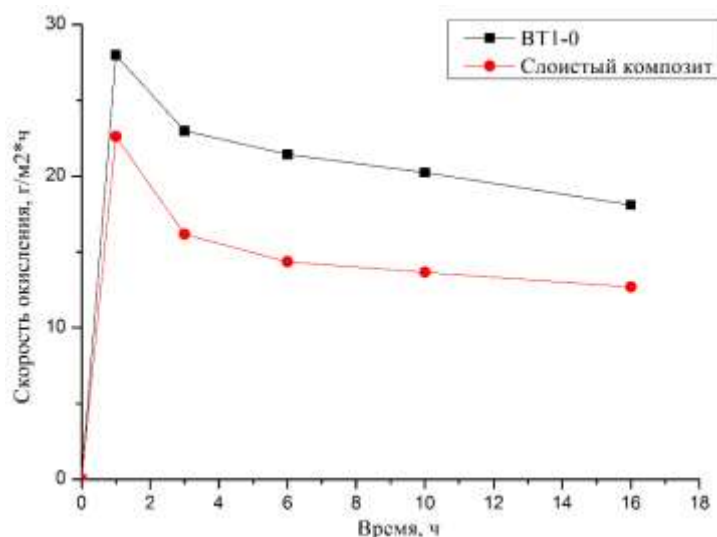


Рисунок 4 – Истинная жаростойкость образцов при высокотемпературном отжиге и сопоставление с технически чистым сплавом ВТ1-0

На рисунке 5 а представлен типичный вид микроструктуры слоистого композита серии №1. Зерна МАХ-фазы имеют дендритную морфологию, средний размер зерна составляет 3,5 мкм в длину и 1,1 мкм в диаметре. Наблюдается преимущественная направленность дендритов в сторону теплоотвода при охлаждении. Зерна карбида титана распределены равномерно среди дендритных зерен, с процентным соотношением 35 %. На рисунке 5 б (серия №2, $T_{нач} = 900$ °С) видно, что средний размер зерен фазы Ti_3AlC_2 увеличивается до 10-12 мкм в длину и 3,3 мкм в диаметре, при этом зерна расположены в пространстве изотропно, что можно объяснить минимальным градиентом температуры при кристаллизации из-за предварительного подогрева. Количество зерен TiC в верхней зоне составляет 8-10 %, из-за чего микротвердость данной области ниже предыдущего образца.

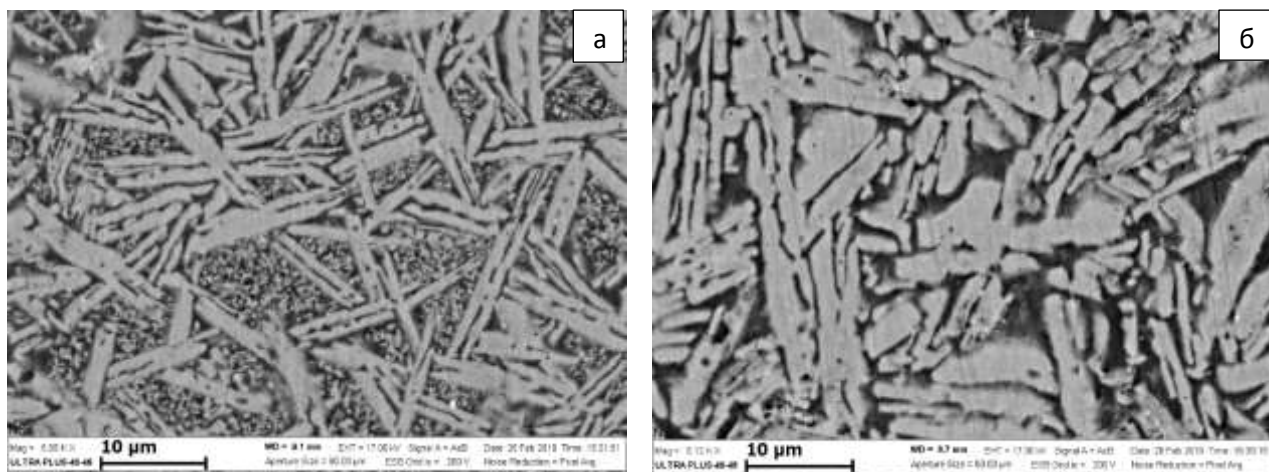


Рисунок 5 – Микроструктура верхней зоны слоистого материала

а: $T_{нач} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, б: $T_{нач} = 900 \text{ }^\circ\text{C}$

В общем виде слоистый композит состоит из трех основных зон: в верхней зоне преобладает МАХ-фаза (65-90%), переходная зона состоит из раствора интерметаллидов (10-15 %) и тройного соединения (15-35 %), далее расположен слой титанового сплава ВТ1-0. На рисунке б представлен общий вид сечения слоистого композита, где белая область внизу – титановый слой. Из энергодисперсионного анализа по областям видно наличие интерметаллидного слоя толщиной 50-60 мкм (область б), в котором распределены фазы $TiAl$ и Ti_3Al вместе с фазами Ti_3AlC_2 .

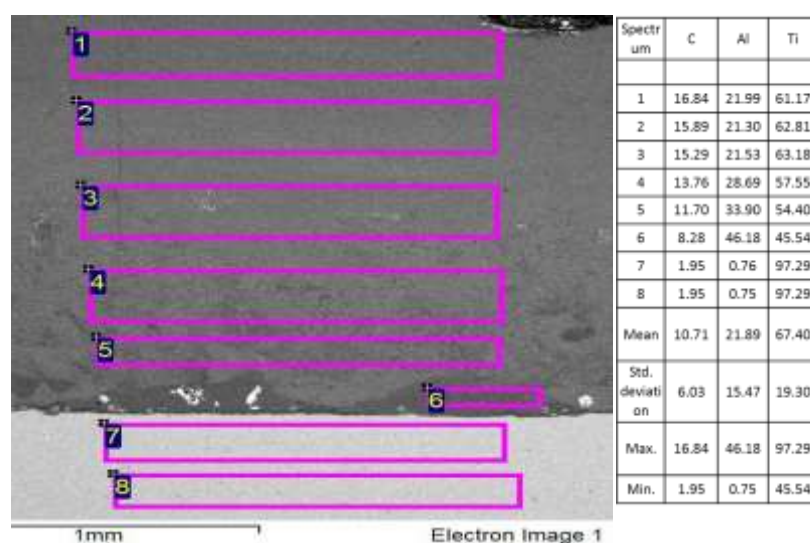


Рисунок 6 – Микроструктура по сечению и энергодисперсионный анализ по выделенной области слоистого композита

Различие в показателях прочностных характеристик объясняется как различным количеством зерен карбида титана в переходной зоне (от 5 до 20%), так и в достаточно сильной степени различающимся размером структурных составляющих МАХ-фазы, поскольку прочностные характеристики, как правило, находятся в обратной зависимости от их размера. На рисунке 7 приведено сопоставление размеров структурных составляющих в переходной зоне двух типов образцов. Видно, что в образце с $T_{нач} = 900$ °С количество зерен TiC значительно увеличено (в 2,5 раза), а размер игольчатых дендритов МАХ-фазы уменьшен в 5-7 раз, характерный размер которых здесь составляет менее 1 мкм.

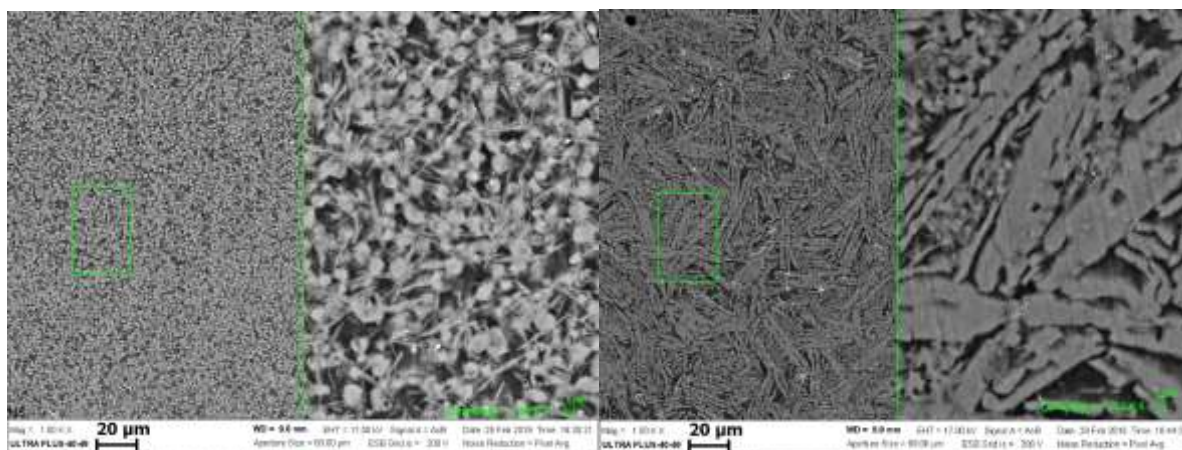


Рисунок 7 – Анализ морфологии фаз в переходной зоне для двух типов образцов

Заключение

Измерены физико-механические свойства слоистых композиционных материалов на основе системы Ti-Al-C/Ti, полученных методом СВС в сочетании со сдвиговым высокотемпературным деформированием на гидравлическом прессе усилием до 100 кН. Преимуществом данного метода являются скорость и энергоэффективность процесса из-за отсутствия внешнего нагрева шихты. Показана возможность управления механическими свойствами отдельных зон композита путем увеличения или уменьшения температурного градиента на границе раздела слоев Ti-Al-C – Ti при синтезе.

При предварительном нагреве титанового слоя до 500 °С формируется благоприятная схема синтеза и компактирования слоев с точки зрения прочностных характеристик: высокотвердая верхняя зона смеси фаз Ti_3AlC_2 и TiC (5,6 ГПа) чередуется со значительно более мягкой интерметаллидной зоной $TiAl-TiAl_3$ (3,95 ГПа), при этом максимальный предел прочности на разрыв по такой схеме составил 882 МПа. Увеличение показателей жаростойкости образцов на 25 % по отношению к чистому сплаву ВТ1-0 обусловлено высокотемпературными свойствами МАХ-фазы, выступающей в роли покрытия композита в окислительной атмосфере. Сделан вывод о необходимости создания слоистого композита, полностью покрытого жаростойким слоем на основе МАХ-фазы.

Список литературы

1. Godzimirski J. et al. Ballistic resistance tests of multi-layer protective panels // *Eksploatacja i Niezawodność*. – 2015. – Т. 17.
2. Minatto, F. D. Multilayered ceramic composites / P. Milak, A. De. Noni, D. Hotza, O. R. K. Montedo // *Advances in Applied Ceramics*. — 2015. — Vol. 114, № 3. — P. 127–138.
3. Краснов, Е. И. Исследование слоистого металлического композиционного материала системы $Ti-TiAl_3$ / Е. И. Краснов, А. С. Штейнберг, А. А. Шавнев, В. М. Серпова, А. Н. Жабин // *Труды ВИАМ*. — 2016. — № 7. — С. 21–30.
4. Taotao A. et al. Nature-inspired nacre-like $Ti_6Al_4V-(Ti_2AlC/TiAl)$ laminate composites combining appropriate strength and toughness with synergy effects // *Intermetallics*. – 2020. – Т. 121. – С. 106774.
5. Wang S. et al. Dramatically enhanced impact toughness of two-scale laminate-network structured composites // *Materials & Design*. – 2018. – Т. 140. – С. 163-171.

6. Song J. et al. Design of structure parameters and corrugated interfaces for optimal mechanical properties in alumina/graphite laminated nanocomposites // *Materials & Design* (1980-2015). – 2015. – Т. 65. – С. 1205-1213.

7. Столин, А. М. Получение огнеупорных плит и слоистых композитов методом свободного СВС-сжатия / П. М. Бажин // *Новые огнеупоры*. — 2017. — №. 3. — С. 55.

8. Галышев С.Н. и др. Синтез металлокерамики на основе Ti-Al-C в условиях свободного СВС-сжатия // *Перспективные материалы*. – 2010. – №. 2. – С. 81.

9. Barsoum M.W., Radovic M. Elastic and mechanical properties of the MAX-phases // *Annual review of materials research*. – 2011. – Т. 41. – С. 195-227.

10. Higashi M. et al. Anisotropic plastic deformation of single crystals of the MAX phase compound Ti_3SiC_2 investigated by micropillar compression // *Acta Materialia*. – 2018. – Т. 161. – С. 161-170.

11. Chen X., Bei G. Toughening mechanisms in nanolayered MAX-phase ceramics — A review // *Materials*. – 2017. – Т. 10. – №. 4. – С. 366.

12. Bazhin P.M. et al. Combustion of Ti-Al-C compacts in air and helium: A TRXRD study // *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. – 2016. – Т. 25. – №. 1. – С. 30-34.

13. Averichev O. A., Prokopets A. D., Stolin P. A. Structure formation in Ti/Ti-Al-C layered ceramic materials obtained by the method of unconfined SHS compaction // *Refractories and Industrial Ceramics*. – 2019. – Т. 60. – №. 2. – С. 219-222.

УДК 669.295:621.786:620.172:620.178.7

Влияние режимов термической обработки на свойства плит из титанового сплава ВТ16

Гавзе А.Л., к.т.н.

n42@niistali.ru

АО «НИИ стали»

Аннотация:

Проведено исследование механических свойств плит толщиной 10-60 мм из титанового сплава ВТ16 после различных режимов термической обработки. Выбран режим, обеспечивающий максимальную пластичность и ударную вязкость. Определено влияние перегрева и отрицательных температур испытаний на ударную вязкость образцов, вырезанных из плит исследуемого сплава. Проведены сравнительные испытания плит на характеристики их стойкости к интенсивным ударным нагрузкам.

Ключевые слова:

Плиты, титановый сплав ВТ16, термическая обработка, механические свойства, интенсивные ударные нагрузки

Двухфазный ($\alpha+\beta$) – титановый сплав ВТ16 [1, 2] в отожженном состоянии является одним из наиболее пластичных титановых сплавов. Высокая пластичность и ударная вязкость в сочетании с временным сопротивлением при растяжении $850 \div 950$ МПа позволяют рассматривать этот сплав как перспективный материал для деталей, работающих в условиях интенсивного ударного нагружения. В связи с этим проведено исследование по выбору оптимального режима термической обработки массивных катаных и кованных полуфабрикатов из указанного сплава, полученных из слитков массой 500кг.

Для выплавки слитков использовали титановую губку ТГ110, и лигатуру АМВТ (ТУ 48-4-36-88), содержащую: 35-38% Мо, 30-34% V, до 16,5% Al, примеси Fe до 0,8%, Si до 0,5%, Cu до 0,2 %, остальное Ti. Химический состав слитка соответствовал ОСТ 1 90013-81. Из слитков были изготовлены плиты толщиной 10, 35, 40 и 60 мм. Плиты толщиной 10-40 мм получали прокаткой в температурном интервале $1150-850^{\circ}\text{C}$, из кованных слябов размером $65 \times 350 \times 500$ мм, плиты толщиной 60 мм – свободной ковкой на гидравлическом прессе в том же температурном интервале.

Механические свойства при испытании на растяжение определяли на образцах типа V, №7 по ГОСТ 1497-84, на ударную вязкость на образцах типа 1 по ГОСТ 9454-78.

Выбор термической обработки сплава ВТ16 проводили на образцах, вырезанных из плит толщиной 35 мм, охлаждённых после горячей пластической деформации по двум режимам: на воздухе и в закрытой печи. В табл.1 приведены исследованные режимы термической обработки и соответствующие им значения механических свойств.

Таблица 1 - Механические свойства плит из сплава ВТ16 толщиной 35 мм после различных режимов термической обработки

Режим термической обработки	Временное сопротивление, σ_b , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, δ , %	Относительное сужение, ψ , %	Ударная вязкость, КСУ, Дж/см ²
Охлаждение плиты после горячей деформации на воздухе					
Исходное состояние	1020	970	12,8	46,0	58
Нагрев 800°C, 30 мин, закалка в воде	940	615	16,6	38	110
Отжиг 800°C, 30 мин, охлаждение с печью до 400°C, далее на воздухе	867	831	18,8	61	120
Отжиг 850°C, 1 ч, охлаждение на воздухе, отжиг при 730°C, 1ч охлаждение на воздухе.	892	818	15,2	58	90
Охлаждение плиты в закрытой печи					
Исходное состояние	827	801	18,5	56	127
Нагрев 800°C, 30 мин, закалка в воде	910	534	23,4	56	70
Отжиг 800°C, 30 мин, охлаждение с печью до 400°C, далее на воздухе	875	83,7	19,3	57	120
Отжиг 800°C, 1 ч, охлаждение на воздухе, отжиг при 700°C, 1ч охлаждение на воздухе.	927	898	12,4	53	98

Продолжение таблицы 1

Отжиг 780°C, 1 ч, охлаждение с печью до 400°C, далее на воздухе	891	873	17,0	56	141
Отжиг 850°C, 1 ч, охлаждение на воздухе, отжиг при 730°C, 1ч охлаждение на воздухе.	970	925	12,0	60	130

Максимальные значения пластичности и ударной вязкости независимо от способа охлаждения плит после горячей деформации получены после их однократного отжига при 780-800°C с последующим охлаждением с печью до 400 °С.

В табл.2 представлены результаты определения механических свойств образцов, вырезанных из плит различных толщин, подвергнутых термической обработке по приведенному выше режиму. Эти результаты показали, что выбранный режим термической обработки позволяет получить высокие характеристики пластичности и вязкости плит из сплава ВТ16 толщиной как минимум до 60мм.

Таблица 2 - Механические свойства плит из сплава ВТ16 после однократного отжига

Толщина плиты, мм	Временное сопротивление, σ_b , МПа	Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, δ , %	Относительное сужение, ψ , %	Ударная вязкость, КСУ, Дж/см ²
10	948	920	20,2	45	106
35	867	831	18,8	61	120
40	845	772	17,2	40	109
60	860	767	15,1	43	111

Пластические характеристики катаных полуфабрикатов из двухфазных титановых сплавов существенно зависят от качества проработки

структуры, то есть от температуры конца прокатки и степени деформации на заключительном этапе деформирования. В связи с тем, что существующее прокатное оборудование не всегда обеспечивает достаточную проработку структуры толстолистовых полуфабрикатов из высокопрочных титановых сплавов при использовании рекомендуемого температурного интервала горячей деформации, важным представляется исследование влияния перегрева на механические свойства сплава.

Влияние перегрева определяли при испытании на ударный изгиб, так как ударная вязкость является наиболее чувствительной характеристикой структурного состояния пластичных титановых сплавов. Режимы обработки и соответствующие им значения ударной вязкости образцов, вырезанных из плиты толщиной 35 мм, приведены в табл.3.

Таблица 3 - Влияние перегрева на ударную вязкость образцов из сплава ВТ16

Режим термической обработки	Значения ударной вязкости КСУ, Дж/см ²		
	минимальные	максимальные	средние (по 5 образцам)
Отжиг 780°C, 1 ч, охлаждение с печью до 400°C, далее на воздухе	128	158	141
Выдержка в печи при 1100°C, охлаждение на воздухе далее отжиг 780°C, 1 ч, охлаждение с печью до 400°C, далее на воздухе	57	89	71
Выдержка в печи при 1100°C, охлаждение на воздухе далее двойной отжиг 800°C, 1 ч, охлаждение на воздухе, отжиг при 700°C, 1ч охлаждение на воздухе.	58	88	70

Результаты испытаний показали, что перегрев до температуры 1100°C приводит к падению ударной вязкости примерно в два раза по сравнению с исходной. Однако следует отметить, что абсолютные значения ударной вязкости сохраняются на достаточно высоком уровне, несмотря на крайне

высокую температуру перегрева и указывают на возможность получения значительного запаса вязкости толстолистовых полуфабрикатов из сплава ВТ16, изготовленных на существующем прокатном оборудовании.

В табл.4 приведены значения ударной вязкости образцов вырезанных из отожженных плит различной толщины сплава ВТ16 при пониженных температурах испытаний.

Таблица 4 - Влияние температуры испытания на ударную вязкость КСУ (Дж/см²) образцов из сплава ВТ16

Толщина плиты, мм	Температура испытания, °С				
	+20	0	-20	-40	-60
35	120	115	106	92	83
40	109	100	93	87	85
60	111	103	96	83	70

Плавное понижение ударной вязкости с понижением температуры испытания и вязкий характер изломов ударных образцов указывают на отсутствие признаков хладноломкости сплава ВТ16.

Высокие значения пластических характеристик и ударной вязкости и отсутствие хладноломкости у сплава ВТ16 в отожженном состоянии позволяют считать, что он может быть применён в качестве материала для крупногабаритных деталей, испытывающих интенсивные ударные нагрузки. Результаты лабораторных испытаний стойкости плит толщиной 42 и 60 мм из сплава ВТ16, термически обработанных по выбранному режиму, приведены на рисунках 1 и 2 в сравнении с аналогичными результатами, полученными на плитах из серийных корпусных титановых сплавов ВТ6 и ПТЗВ и равновесных плит из серийной стали средней твёрдости.

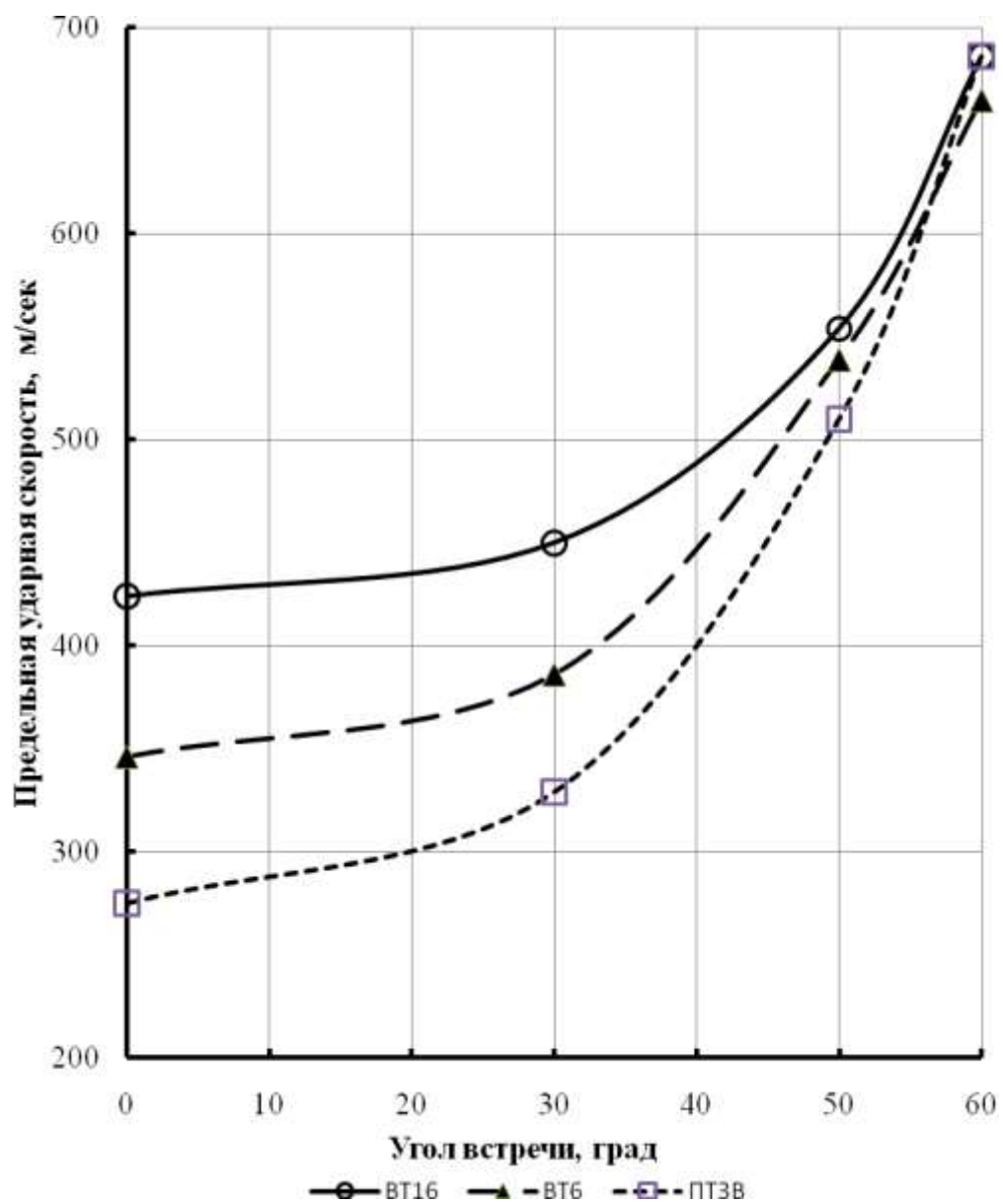


Рисунок 1 - Зависимость стойкости плит толщиной 42 мм из титановых сплавов от угла встречи (от нормали) при воздействии индентора диаметром 37 мм

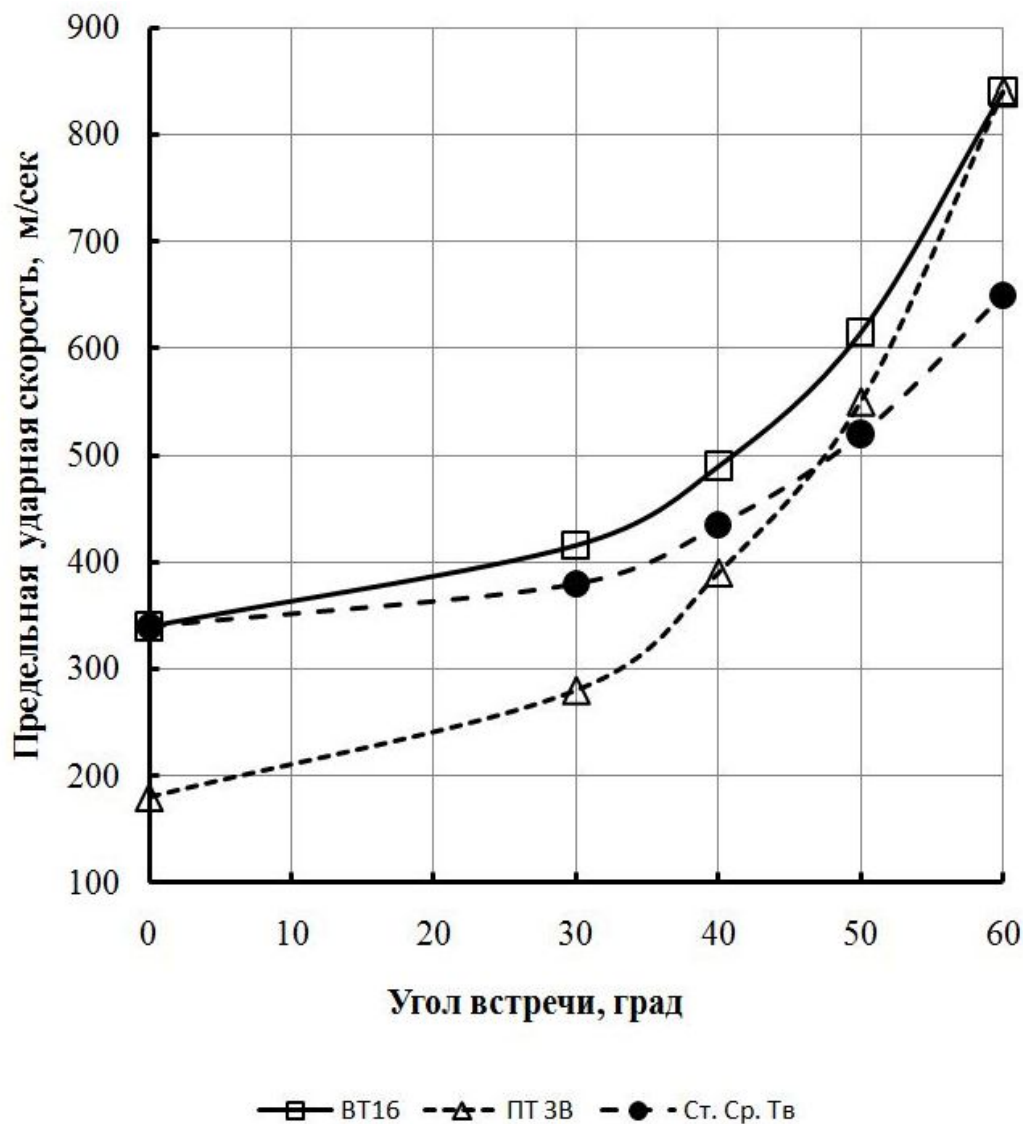


Рисунок 2 - Зависимость стойкости плит толщиной 60 мм из титановых сплавов и стали от угла встречи (от нормали) при воздействии индентора диаметром 57мм

В таблице 5 приведены результаты оценки эффективности применения плит из сплава ВТ16 по сравнению с плитами из серийных титановых сплавов и стали средней твёрдости. Преимущество плит из сплава ВТ16 перед серийными титановыми сплавами в большей степени проявляется при малых углах встречи и уменьшается при углах близкими к 60°. Стойкость плит из сплава ВТ16 при малых углах равна стойкости стали средней твёрдости. Однако с увеличением угла встречи стойкость указанных

плит превышает стойкость стальных плит, при этом преимущество при углах встречи 60° достигает 29%.

Таблица 5 - Повышение стойкости (%) плит сплава ВТ16 в сравнении с равновесными плитами из серийных титановых сплавов и стали средней твердости

Материал плиты	Диаметр индентора мм	Угол встречи (от нормали), град.				
		0	30	40	50	60
Титановый сплав ПТЗВ	37	54,0	36,7	-	8,0	0,0
Титановый сплав ВТ6	37	22,5	16,5	-	3,0	3,0
Титановый сплав ПТЗВ	57	89,0	49,0	25,5	12,0	0,0
Сталь средней твердости	57	0,0	9,5	12,5	18,0	29,0

Список литературы

1. Колачёв Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. Механические свойства титановых сплавов. - М.: «Металлургия», -1974, - С .125-134.
2. Глазунов С.Г., Важенин С.Ф., Зюков-Батырев Г.Д., Ратнер Я.Л. Применение титана в народном хозяйстве.-Киев.: «Техніка», 1975, 200с.

УДК 669.295

Ликвационные дефекты в орто-сплавах ВТИ-4 и ВИТ1

Ледер М.О.; Кондрашов Е.Н., к.ф. – м.н.; Русаков К.А.;

Долматов Е.В.; Маслов Н.В.; Щетников Н.В., к.т.н.

moleder@vsmo-avisma.ru

kondrashov@vsmo.ru

rusakov_ka@vsmo.ru

dolmatov_ev@vsmo.ru

maslov_nv@vsmo.ru

Schetnikov@vsmo.ru

ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»,

Аннотация:

Работа посвящена изучению ликвационных дефектов, выявленных в слитках вакуумно-дугового переплава перспективных орто-сплавов ВТИ-4 и ВИТ1. Показано проявление выявленных дефектов на макроструктуре, проведена их классификация, оценён химический состав. Для сплава ВТИ-4 установлено наличие трёх типов ликвационных дефектов – малые и большие ликвационные пятна и древовидность, а для сплава ВИТ1 – два типа: ликвационные пятна и ликвационные шнуры.

Ключевые слова:

титановый сплав, орто-сплав, ликвация, ликвационный дефект

Введение

Титановые орто-сплавы в качестве легирующих элементов кроме ниобия и алюминия также содержат Mo, V, Zr, Ta, W, Si, которые при добавлении в систему Ti–Al–Nb повышают упругие и прочностные свойства, повышают жаростойкость, а за счет их влияния на фазовые превращения, позволяют сформировать многочисленные типы структур с повышенными эксплуатационными характеристиками и параметрами надежности [1].

Во ФГУП «ВИАМ» разработаны перспективные орто-сплавы ВТИ-4 [2] и ВИТ1 [1], которые являются деформируемыми (O+β)-сплавами на основе интерметаллида Ti_2AlNb с повышенной (заявленной) технологичностью – для листов с пределом прочности $\sigma_b > 1150$ МПа, пластичностью $\delta > 5\%$; $\sigma_{b650^\circ C} > 350$ МПа. Сплав ВТИ-4 рекомендуется для изготовления корпусных, статорных деталей авиадвигателей, облегченных панелей и элементов аэрокосмических конструкций с рабочей температурой до $650^\circ C$ (длительно) и кратковременно до $700^\circ C$. Сплав пожаробезопасен до температуры $700^\circ C$. Плотность составляет $5,1$ г/см³. Химический состав приведен в табл.1.

В настоящее время ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» проводит ряд работ по освоению изготовления слитков (как опытных диаметром 140–190 мм, так и промышленных габаритов) и деформированных полуфабрикатов из орто-сплавов.

Таблица 1 - Химический состав сплавов ВТИ-4 и ВИТ1 [1, 2]

Сплав	Элемент	Nb	Al	V	Zr	Mo	Si	W	Ta	Ti
ВТИ-4	% (мас.)	38-42	10-12	1,0-1,5	1,0-1,5	0,5-1,0	0,1-0,2	-	-	Основа
	% (ат.)	22-25	18-22	1,1-1,6	0,6-0,9	0,3-0,6	0,2-0,5	-	-	
ВИТ1	% (мас.)	38-42	10,5-12,5	-	1,5-2,5	0,3-0,6	0,1-0,25	0,5-1,0	0,7-1,5	
	% (ат.)	22-25	21-26	-	0,9-1,5	0,17-0,35	0,2-0,5	0,15-0,30	0,20-0,45	

Материал и методика исследования

Слиток сплава ВТИ-4 диаметром 840 мм массой 2100 кг был изготовлен методом многократного вакуумного дугового переплава. Основной переплав вели на рабочей силе тока 25 кА с последующим режимом выведения усадочной раковины: охлаждение слитка проводили в вакууме в течение 24 ч. Прутки были механически обработаны, от прутков отобраны поперечные темплеты, проведено исследование макроструктуры.

От деформированных заготовок слитка из сплава ВТИ-4, изготовленного не на ВСПО, были отобраны продольные темплеты, проведено исследование макроструктуры.

Исследование локального химического состава проведено на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss Sigma 300 VP с энергодисперсионной приставкой для микроанализа EDAX OCTANE PRO при ускоряющем напряжении 30 кВ.

Ликвационные дефекты в сплаве ВТИ-4

При исследовании макроструктуры темплетов сплава ВТИ-4 было установлено наличие 3 типов особенностей [3], которые при дальнейшем анализе локального химического состава были разделены на 3 типа ликвационных дефектов – большие, малые ликвационные пятна и древовидность.

БОЛЬШИЕ ЛИКВАЦИОННЫЕ ПЯТНА

В зоне прутка, соответствующей центральной по высоте части слитка, при контроле макроструктуры были обнаружены пятна размером до 3 мм в диаметре. Макроструктура пятен представлена на рис. 1. Пятна почти равномерно распределены по всему поперечному сечению прутка. Размер пятен уменьшается от центра прутка к его периферии. Такое расположение пятен напоминает собой «веснушки» (freckles) – ликвационные дефекты в никелевых жаропрочных сплавах IN718, IN625 и IN706.

Таблица 2 - Содержание элементов в ликвационном пятне и основном металле сплава ВТИ-4, %(мас.)/%(ат.)

Элемент	Nb	Al	V	Zr	Mo	Si	Ti
Основной Металл	38,6/22,7	10,1/20,4	1,5/1,6	1,5/0,9	1,0/0,6	0,2/0,4	основа
Пятно	33,4/19,1	10,9/21,3	1,5/1,6	2,3/1,3	1,7/0,9	0,3/0,5	

Исследование химического состава показало, что они являются ликвационными неоднородностями и подобны β -флекам в традиционных титановых сплавах и «веснушкам» в никелевых, т.е. являются дефектами с прямой (нормальной) ликвацией, когда перераспределение химических элементов соответствует равновесным бинарным диаграммам. Химические составы пятна и основного металла приведены в табл. 2. Наиболее заметна ликвация по ниобию, которая проявляется в отклонении химического состава пятна от химического состава основного металла на 5% (мас.)/3,6 %(ат.). Химический состав пятен не соответствует составу сплава ВТИ-4 (см. табл. 1).

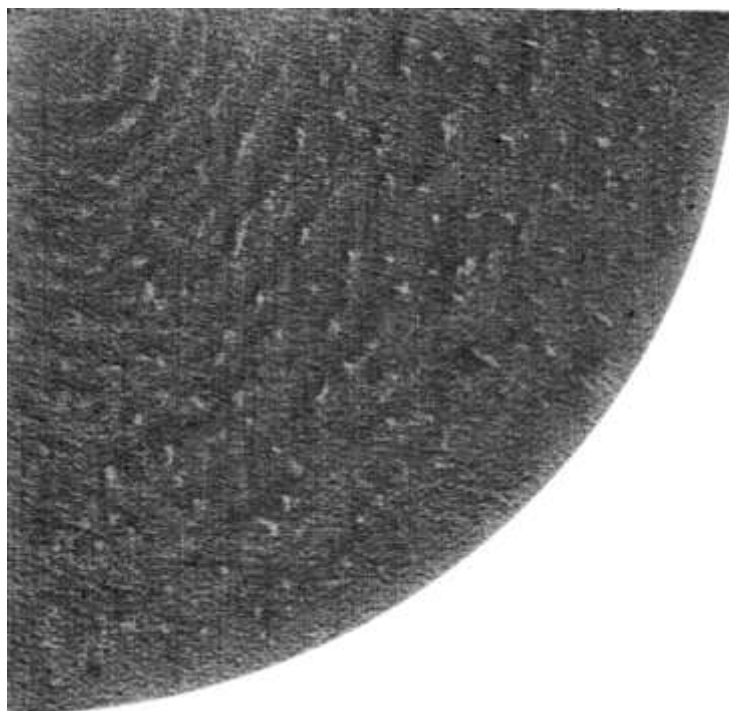


Рисунок 1 - Большие ликвационные пятна, обнаруженные в сплаве ВТИ-4.

Макроструктура. Диаметр прутка 330 мм

По всей видимости, борьба с этим типом дефектов должна быть аналогична борьбе с «веснушками» в инконелях, т.е. поиск оптимальной

силы тока, при которой минимизируется число Релея, описывающее отношение подъемной силы к силам капиллярности.

Древовидные полосы

Древовидная структура часто встречается на поперечном сечении прутков из сплавов Ti-6Al-4V, BT3-1 и Ti-6246, выплавленных при повышенной силе тока (выше 25кА). В сплаве Ti-6246 появление древовидной ликвации в периферийной зоне донной части слитка вакуумного дугового переплава однозначно связано с медленным продвижением (или с остановкой) фронта затвердевания в условиях формирования плоской структуры кристаллизации. Для нивелирования этого типа древовидности необходимо обеспечить отсутствие остановок фронта затвердевания.

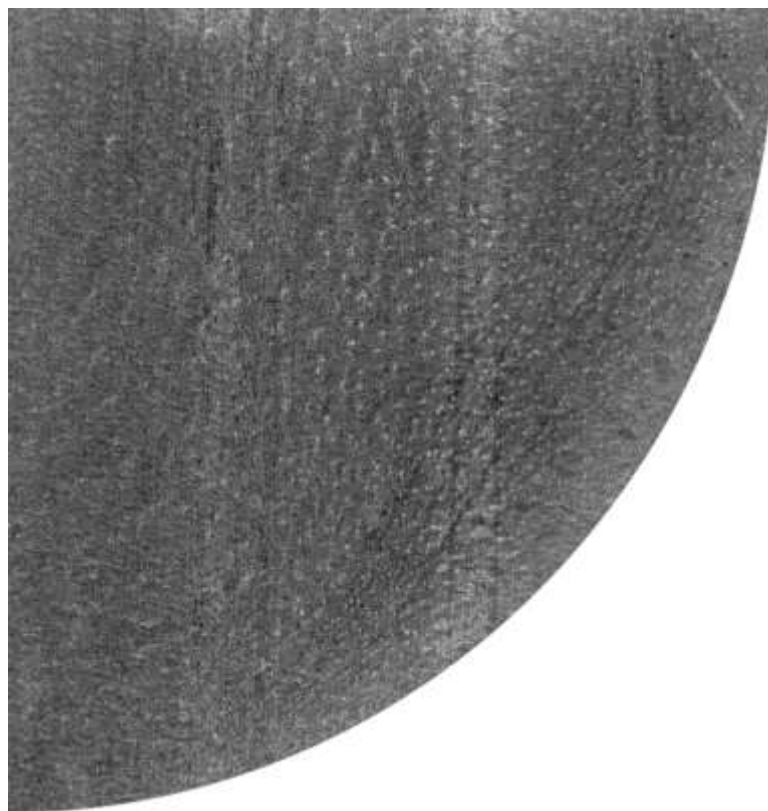


Рисунок 2 - Древовидные полосы, обнаруженные в сплаве ВТИ-4.
Макроструктура. Диаметр прутка 330 мм

Таблица 3 - Содержание элементов в полосе и основном металле при древовидной ликвации сплава ВТИ-4, %(мас.)/%(ат.)

Элемент	Nb	Al	V	Zr	Mo	Si	Ti
Основной Металл	38,6/22,7	10,1/20,4	1,5/1,6	1,5/0,9	1,0/0,6	0,2/0,4	основа
«Гребень»	40/23,7	9,7/19,8	1,5/1,6	1,5/0,9	1,2/0,7	0,2/0,3	
«Впадина»	38,2/22,3	10,2/20,5	1,5/1,6	1,7/1	1/0,6	0,2/0,4	

Другой, более сложный тип древовидной ликвации наблюдается на прутках сплава ВТЗ-1 и связан с той же причиной – существенно неравномерным движением фронта затвердевания. В сплаве IN718 появление древовидной ликвации связывают со значительными случайными флуктуациями параметров переплава. Здесь необходимо обеспечить равномерное перемещение фронта, что достигается ведением плавки в автоматическом режиме (при постоянном дуговом промежутке и массовой скорости плавления).

В сталях оба типа подобной макроструктуры также известны, и их обычно называют светлым контуром и послышной кристаллизацией, соответственно.

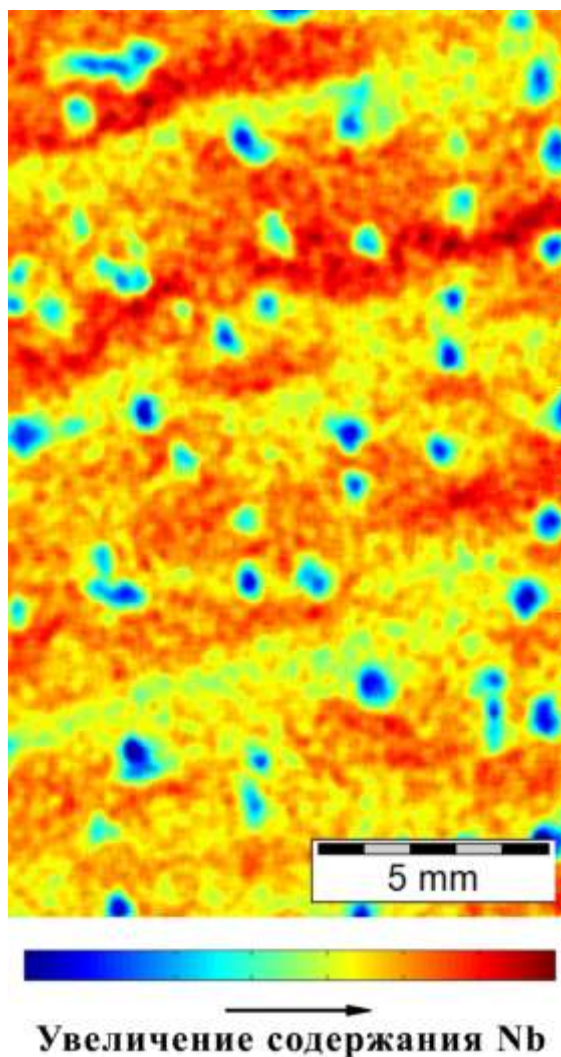


Рисунок 3 - Малые ликвационные пятна, обнаруженные в сплаве ВТИ-4. Качественная карта распределения Nb

На прутке из сплава ВТИ-4 древовидные полосы были обнаружены в зоне, соответствующей донной части слитка. Кольца располагаются вблизи периферии (рис. 2). Слиток был выплавлен на достаточно высокой силе тока, поэтому причина появления этого дефекта аналогична таковой в сплавах Ti-6246, ВТЗ-1 и светлого контура в конструкционных сталях.

На микромасштабе древовидная полоса (рис. 3), как волна, имеет «гребень» и «впадину». Химический состав полосы и соседнего основного металла представлены в табл. 3. «Впадина» соответствует зоне прямой ликвации, а «гребень» – обратной.

Малые ликвационные пятна

Качественное картирование распределения легирующих элементов зоны древовидной полосы показало, что в ней располагаются небольшие пятна, обедненные ниобием (см. рис. 3). В общем, пятна в зоне древовидности похожи на большие ликвационные пятна, описанные выше. Исключение составляет поведение ванадия в полосе, что возможно связано с большой ошибкой его определения из-за перекрытия линий титана и ванадия в спектре.

Ликвационные дефекты в сплаве ВИТ1

При деформировании слитка из сплава ВИТ1 произошло его разрушение. Трещина (рис. 4) проявилась на первом этапе деформации, при последующем деформировании трещина только развивалась и дальнейшая ковка была остановлена.

Из слитка был вырезан поперечный темплет, проведено исследование макроструктуры. Были выявлены особенности, которые при дальнейшем анализе локального химического состава были разделены на два типа ликвационных дефектов – ликвационные пятна и ликвационные шнуры.

Ниже представлены результаты первичной оценки химического состава дефектов. Оценки являются необходимыми для дальнейшего анализа механизмов формирования данных дефектов и установления путей их устранения.

Ликвационные пятна

Вблизи образовавшейся трещины было установлено наличие ликвационного пятна (рис. 4), химического состава, указанного в табл. 4. Для ликвационного пятна характерно повышенное содержание ниобия (рис. 5, а), тантала, вольфрама, циркония и пониженное содержание алюминия (рис. 5, б). Ликвация по цирконию не соответствует поведению, которое предполагается бинарной диаграммой Ti-Zr. Это может быть обусловлено межэлементным взаимодействием.

Ликвационные шнуры

Вблизи периферийной зоны слитка присутствуют (рис. 4) светлые полосы-шнуры (рис. 6), химический состав которых представлен в табл. 4. Для них характерно пониженное содержание ниобия и повышенное содержание алюминия.

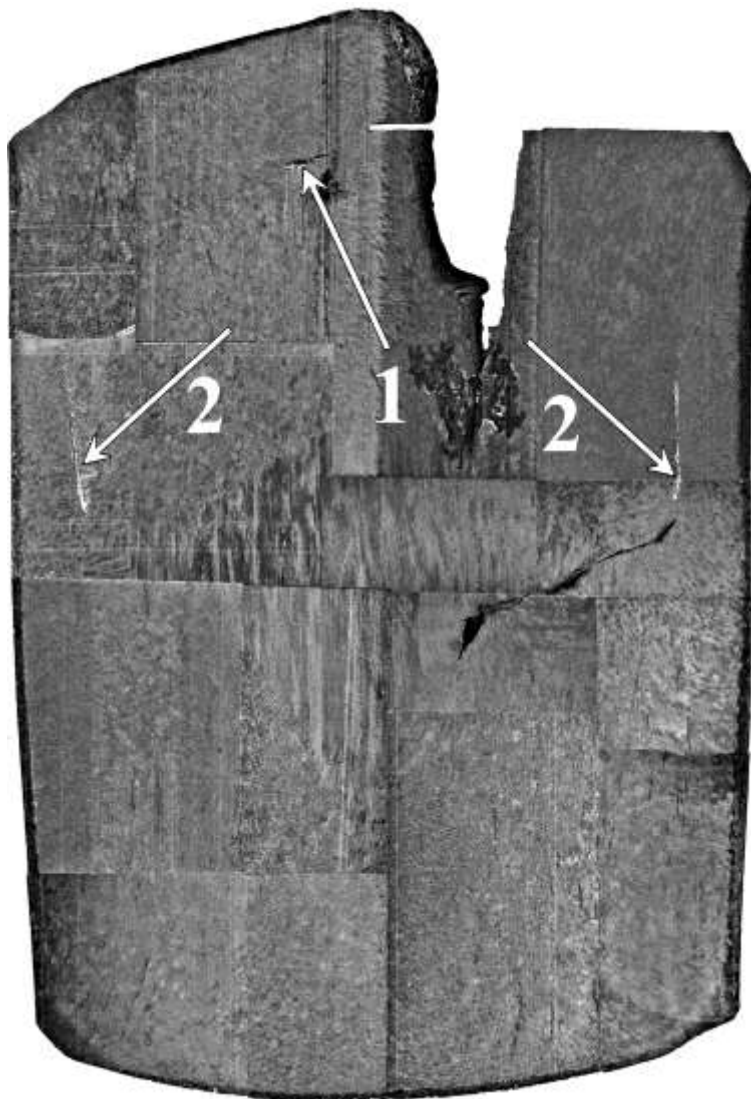
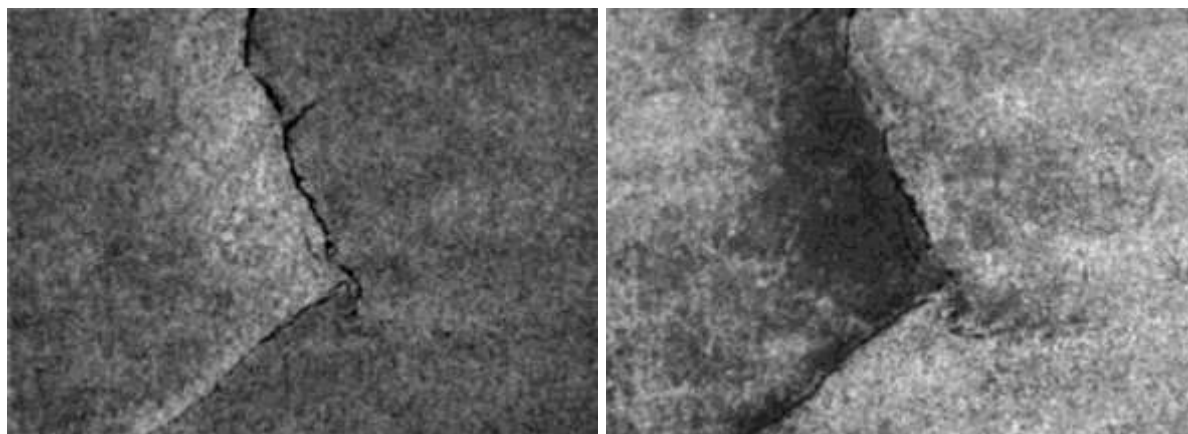


Рисунок 4 - Макроструктура поперечного темплета сплава ВИТ1 Ø420 мм х 600 мм. Трещина – 1 и светлые полосы – 2



а

б

Рисунок 5 - Качественные распределения (а) Nb и (б) Al вблизи трещины. Чем светлее изображение, тем выше концентрация. Ширина снимка 3,45 мм



а

б

Рисунок 6 - Микроструктура светлой полосы: (а) оптический микроскоп и (б) растровый электронный микроскоп (Z-контраст). Ширина снимка 2,73 мм.

Таблица 4 - Содержание элементов в ликвационном пятне и шнуре сплава ВИТ1, %(мас.)/%(ат.)

Элемент	Nb	Al	Zr	W	Ta	Ti
Основной Металл	39,1/22,9	12,3/24,8	2,2/1,3	0,7/0,2	1,2/0,4	основа
Пятно	47,9/33,2	4/9,5	4,5/3,2	2,1/0,7	2,4/0,9	
Шнур	34,0/18,3	19,0/35,1	2,1/1,2	0,7/0,2	1,2/0,4	

Заключение

В настоящей работе приведены результаты исследования ликвационных дефектов в сплавах ВТИ-4 и ВИТ1.

Для сплава ВТИ-4 обнаружены три типа дефектов:

1. Большие ликвационные пятна наблюдаются в центральной по высоте части слитка по всему сечению, по макроструктуре и химическому составу напоминают «веснушки» в никелевых сплавах и β -флеки в традиционных титановых сплавах.

2. Древовидные полосы можно увидеть в донной части слитка на периферии, аналогичны светлomu контуру в сталях и древовидности в титановых сплавах типа Ti-6246 и ВТЗ-1.

3. Малые ликвационные пятна, которые присутствуют в донной части слитка и сопровождают древовидные полосы.

Для сплава ВИТ1 обнаружены два типа дефектов:

1. Ликвационные пятна

2. Ликвационные шнуры

Для ликвационных пятен сплава ВИТ1 установлено нетипичное поведение Zr.

Обнаруженные на обоих сплавах ликвационные шнуры по макроструктуре похожи на ликвационные шнуры, обнаруженные в слитках сплава Ti-10V-2Fe-3Al [4] и устраненные с помощью программы численного моделирования разработки ВСМПО SimuVAR [5]. Теплофизические свойства и параметры граничных условий необходимо исследовать и для сплавов ВТИ-4 и ВИТ1. На ВСМПО разработан метод определения этих величин [6].

Таким образом, для получения слитков ВДП перспективных орто-сплавов, таких как ВТИ-4 и ВИТ1, лишенных обнаруженных ликвационных дефектов, необходимо выяснить условия и причины их образования. Также

необходимо провести исследование влияния ликваций на механические свойства деформированных полуфабрикатов.

Список литературы

1. Иванов В.И., Ночовная Н.А. Интерметаллиды на основе титана // Титан – 2007. – №1. – С. 44–48.
2. ТУ 1825-686-07510017-2014. Заготовки кольцевые из интерметаллидного титанового сплава марки ВТИ-4.
3. Ликвационные дефекты в сплаве ВТИ-4 / Е. Кондрашов [и др.] // Электromеталлургия. – 2020. – № 7. – С. 28–32.
4. Ликвационные шнуры и диффузия в слитке из сплава Ti-10V-2Fe-3Al / Е. Н. Кондрашов [и др.] // Электromеталлургия. – 2002. – № 9. – С. 15–20.
5. Кондрашов, Е. Программа для расчета поля температур слитка при ВДП «VSMPO SimuVAR» / Е. Кондрашов. – август.2018. – Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2018660961.
6. Методика определения теплофизических свойств титановых сплавов и параметров граничных условий для процесса вакуумного дугового переплава / М. Ледер [и др.] // Цветные металлы. – 2016. – № 4. – С. 70–75.

УДК 669

Влияние режимов деформационной обработки на структуру, механические свойства и характеристики усталостной прочности штамповок из высокопрочного титанового сплава BT22M

Крохина В.А.; Ночовная Н.А.; Путырский С.В.; Арисланов А.А.

krohina.viktoriy@mail.ru

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

Аннотация:

В докладе представлены результаты исследования свойств штамповок из высокопрочного титанового сплава BT22M, изготовленных с заключительной деформацией в $(\alpha+\beta)$ - и β -области, проведены металлографические исследования, изучено влияние микроструктуры на свойства штамповок. Для оценки характера разрушения образцов после испытаний на малоцикловую усталость осуществлены фрактографические исследования. Определены предпосылки дальнейших направлений исследований для высокопрочного титанового сплава переходного класса BT22M.

Ключевые слова:

высокопрочные титановые сплавы, деформация, механические свойства, микроструктура, вязкость разрушения, малоцикловая усталость, фрактографический анализ изломов

Введение

Создание или усовершенствование материалов для изготовления полуфабрикатов, обладающих повышенными значениями характеристик трещиностойкости обусловлено увеличением требований к эксплуатационной надежности деталей и узлов авиационной техники нового поколения. Усложнение современных конструкций, многократное увеличение нагрузок и скоростей самолетов приводит к тому, что важное значение приобретает исследование способности материала полуфабрикатов сопротивляться усталостному разрушению [1-8].

В конструкции шасси самолетов преимущественное применение получили высокопрочные стали и титановые сплавы. Для изготовления конструктивных элементов шасси одним из самых востребованных титановых сплавов является сплав ВТ22, из которого изготавливают траверсы, коромысла тележки шасси, силовые цилиндры, подкосы, шлиц-шарниры, штоки и др. На основе комплексного исследования влияния легирующих элементов была разработана модификация сплава ВТ22 - ВТ22М с уменьшенными диапазонами легирования, позволяющий повысить гарантированный уровень механических свойств полуфабрикатов и деталей [3].

В настоящее время для изготовления шасси всё большее применение находят новые высокопрочные стали, чья прочность может достигать $\sigma_{\text{в}} \geq 1900$ МПа [9-11]. В свою очередь, при проектировании деталей с учётом чувствительности к концентраторам напряжений, технологических и металлургических особенностей, а также режимов и способов их изготовления, применение высокопрочного титанового сплава ВТ22М даёт возможность получения высокоэффективных конструкций, в том числе сварных, обеспечивающих длительный ресурс и снижение массы по сравнению с конструкциями, где детали изготовлены из сталей [3, 4].

Интерес к отработке технологических процессов деформационной обработки при изготовлении полуфабрикатов из титановых сплавов с

завершающей деформацией в $(\alpha+\beta)$ - и β -области продиктован возможностью получения значительно различающихся соотношений механических свойств материала [1,2]. Различия в микроструктуре определяют существенную разницу значений вязкости разрушения K_{IC} . Данная разница объясняется морфологией структуры превращённых первичных β -зёрен, обеспечивающей более сложный, разветвлённый путь распространения трещины. В свою очередь наблюдается снижение пластических характеристик и ударной вязкости, что обуславливает необходимость выбора параметров деформационной обработки, позволяющих обеспечить выполнение, предъявляемых к материалу требований [4, 12-13].

Традиционно полуфабрикаты из титановых сплавов для отечественного авиастроения изготавливали с применением заключительной β -деформации только в случае необходимости достижения требуемой геометрии крупногабаритных труднодеформируемых полуфабрикатов, в особенности штамповок. Структура после деформации во многом зависит от исходной структуры полуфабриката до β -деформации. При деформации в β -области тяжело получить структуру, состоящую из мелких равноосных β -зерен, так как рекристаллизация идет из небольшого числа центров, и новые зерна в процессе охлаждения от температуры деформации до температуры начала $\beta \rightarrow \alpha$ превращения быстро вырастают до 100 мкм и более. Особенно сильно этот эффект наблюдается в случае медленного охлаждения. Ниже температур начала выделения α -фазы увеличение размеров зерен β -фазы резко затормаживается, на границах деформированных и рекристаллизованных β -зерен, по границам β -субзерен и полосам деформации выделяется α -фаза [14-16].

В связи с вышеизложенным встает задача исследования влияния режимов заключительной деформации в $(\alpha+\beta)$ - или β -области на структуру и механические свойства полуфабрикатов из высокопрочного титанового сплава ВТ22М. Следует отметить, что применение материала в конструкции планера и шасси самолёта во многом определяется его способностью

сопротивляться усталостному разрушению [16, 17], поэтому исследование этих параметров имеет первостепенное значение. В особенности необходимо сравнение характеристик сопротивления усталости в малоцикловой области, специфичной для элементов шасси и планера. По результатам испытаний образцов строятся кривые усталости материала, являющиеся основой сравнительной оценки сопротивления усталости [16, 18].

Материалы и методы исследования

Объектом исследования являлись штамповки из высокопрочного титанового сплава ВТ22М, изготовленные по различным схемам деформации: с заключительной ступенью в $(\alpha+\beta)$ - и β -области.

Традиционная технология изготовления подобной штамповки включает предварительную (с определённым несмыканием штампов) и заключительную деформации в $(\alpha+\beta)$ -области. Тогда как деформация при температуре β -области даёт возможность достичь необходимой геометрии за один проход за счёт большей деформационной способности ОЦК решётки β -фазы. Однако для достижения требуемых механических свойств при выполнении штамповки в β -области необходимым является обеспечение высоких степеней деформации материала, так как при малых степенях деформации при температуре β -области происходит укрупнение структурных составляющих и, как следствие, снижение уровня механических свойств.

Для оценки возможности обеспечения требуемой геометрии штамповки, а также оценки степеней деформации специалистами ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» выполнено компьютерное моделирование. Первая схема включала предварительную штамповку в $(\alpha+\beta)$ -области, подогрев до температуры β -области, заключительную деформацию при температуре β -области. Вторая схема включала деформацию в β -области за один переход. Результаты моделирования представлены на рисунке 1. Сравнение полученных результатов показывает, что при обеих выбранных схемах деформации обеспечивается заполнение гравюры штампа. При этом

при деформации в β -области за один проход достигается значительно более высокая степень деформации, что имеет ключевое значения для достижения требуемых значений механических характеристик материала. После сравнительного анализа результатов моделирования была выбрана окончательной деформации в β -области за один переход (вторая схема деформации). Изготовленные штамповки представлены на рисунке 2.

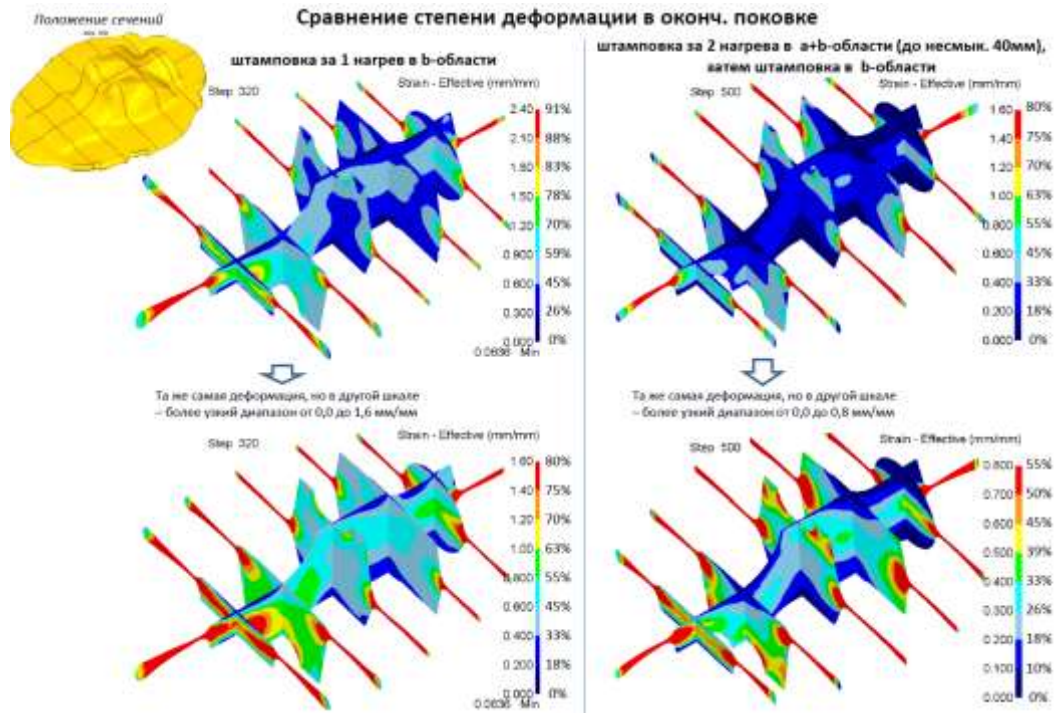


Рисунок 1 – Результаты моделирования штамповки по двум схемам



Рисунок 2 – Изготовленные штамповки с заключительной деформацией в $(\alpha + \beta)$ - и β -области

Для проведения исследований изготовленные штамповки были раскроены на темплеты в соответствии со схемой, представленной на рисунке 3.

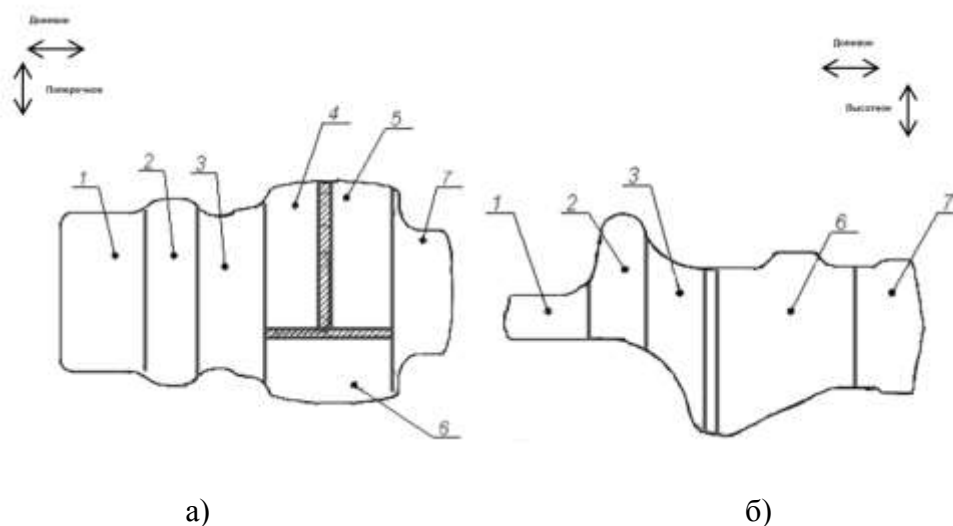


Рисунок 3 – Схема раскроя штамповок а) вид сверху, б) вид сбоку

Темплеты от изготовленных штамповок были подвергнуты термической обработке по режиму, аналогичному применяемому для сплава ВТ22 - ступенчатый двойной отжиг в соответствии с ПИ 1.2.587. Заготовки под образцы вырезались из различных зон штамповок. Направления вырезки образцов для проведения испытаний на определение вязкости разрушения выбраны в соответствии со схемой нагружения детали, изготавливаемой из исследуемых штамповок, и возможного направления развития разрушения.

Испытания на растяжение образцов из титанового сплава ВТ22М проводились по ГОСТ 1497 - на испытательной машине Zwick/Roell Z 400. Испытания на ударный изгиб образцов титановых сплавов выполнялись в соответствии с ГОСТ 9454. Испытания на определение вязкости разрушения выполнялись по ГОСТ 25.506. Исследования микроструктуры выполнялись на оптическом микроскопе «Olympus GX51». Испытания на малоцикловую усталость проводили на образцах типа «полоса с отверстием» и «проушина» согласно ГОСТ 25.502-79 на испытательных машинах Walter+Bai LFV-250 и Walter+Bai LFV-100 соответственно. Для образцов типа «полоса с

отверстием» был выбран коэффициент асимметрии $R_\sigma=0,1$ и теоретический коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma=2,6$, частота $\nu=5$ Гц. Для образцов типа «проушина» был выбран коэффициент асимметрии $R_\sigma=0,1$ и теоретический коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma=3,2$, частота $\nu=5$ Гц. Параметры испытаний выбирались из соображений соответствия ранее проводимым исследованиям сопротивления усталости сплава ВТ22, с целью обеспечения возможности сравнения полученных данных. Испытания на многоцикловую усталость проводили на гладких образцах и на образцах с надрезом при изгибе с вращением ГОСТ 25.502-79, коэффициент асимметрии $R=-1$, частота $\nu=50$ Гц, цикл нагружения синусоидальный. Фрактографические исследования проводили на разрушенных образцах после испытаний на малоцикловую усталость типа «полоса с отверстием» и «проушина» (параметры нагружения: частота $\nu=5$ Гц, коэффициент асимметрии $R_\sigma=0,1$, $\sigma_{\max}^{\text{нетто}} = 400$ МПа) методом растровой электронной микроскопии на электронном микроскопе Zeiss EVO MA10.

Результаты исследований

Результаты испытаний на определение механических свойств при растяжении и ударную вязкость образцов из штамповок сплава ВТ22М приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Механические свойства штамповок из сплава ВТ22М (средние значения)

Область деформации	Направление вырезки и исследуемая зона	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²
β	Д, зона 1	1120	1185	12,5	25,3	452
	Д, зона 3	1105	1170	8,0	11,8	307
	П, зона 7	1095	1165	12,3	21,3	401
	П, зона 1	1130	1180	8,6	21,3	486
	В, зона 2	1110	1165	9,9	21,0	289
	среднее		1122	1173	10,2	20,1

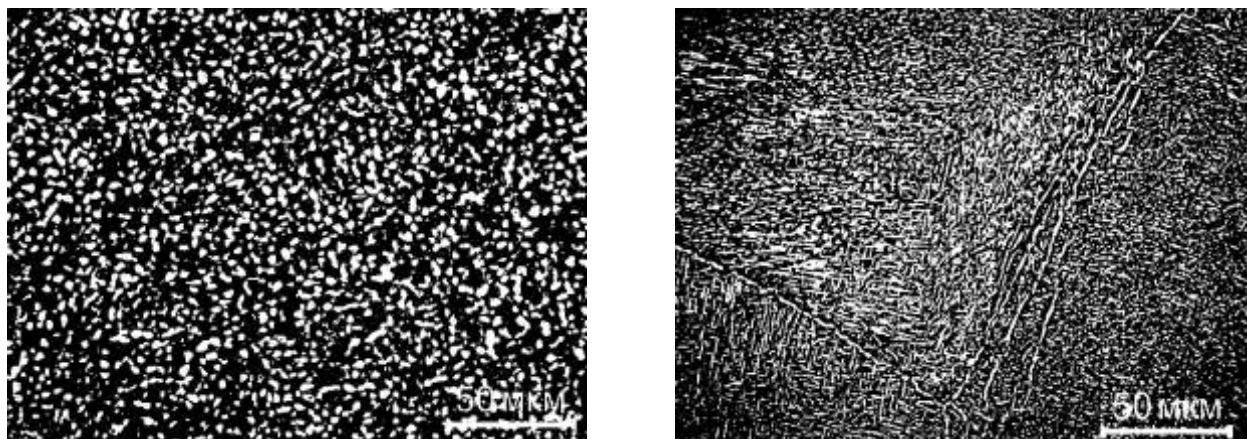
(α+ β)	Д, зона 1	1100	1130	15,3	53,0	492
	Д, зона 3	1090	1115	16,5	56,3	490
	Д, зона 7	1120	1140	16,5	52,5	481
	П, зона 3	1135	1170	11,5	29,5	415
	П, зона 1	1130	1150	11,3	38,0	478
	П, зона 7	1140	1175	11,8	27,5	408
	В, зона 2	1145	1170	10,8	30,5	330
	среднее	1123	1150	13,4	41,0	442

Результаты испытаний образцов от штамповок по определению вязкости разрушения представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Вязкость разрушения штамповок из сплава ВТ22М

Область деформации	Направление	K_{IC} , МПа/м ^{1/2}
β	ДВ	108
	ДП	97
	ДВ	115
	ДП	100
	среднее	105
α+ β	ДВ	78
	ДВ	76
	ДП	68
	ДП	61
	среднее	70

На рисунке 4 приведены изображения микроструктуры образцов от штамповок из сплава ВТ22М с заключительной деформацией в (α + β)- и β-области.



а)

б)

Рисунок 4 – Микроструктура штамповок с заключительной деформацией:
а) в $(\alpha + \beta)$ -области; б) в β -области

Микроструктура образцов титанового сплава BT22M, заключительная деформация которых проведена в $(\alpha+\beta)$ -области – глобулярная. Микроструктура штамповки с заключительной деформацией в β -области – пластинчатая, с выраженной оторочкой α -фазы по границе первичного β -зерна.

Полученные значения механических свойств материала при растяжении показывают, что предел прочности штамповок находится на одном уровне. Значения характеристик пластичности штамповки, изготовленной с заключительной деформацией в β -области, значительно ниже, особенно по величине относительного сужения. Значения ударной вязкости также ниже у штамповки, изготовленной с заключительной деформацией в β -области. Однако, вязкость разрушения материала штамповки, изготовленной с заключительной деформацией в β -области превышает значение аналогичного параметра для штамповки, изготовленной в $(\alpha+\beta)$ -области примерно в 1,5 раза. Именно разница в значениях вязкости разрушения, а также различия в деформационной способности, может определить выбор схемы изготовления полуфабриката.

Результаты испытаний на определение малоциклового усталости образцов типа «полоса с отверстием» и типа «проушина» из штамповок сплава BT22M приведены в таблицах 3-4.

Таблица 3 – Результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов типа «полоса с отверстием»

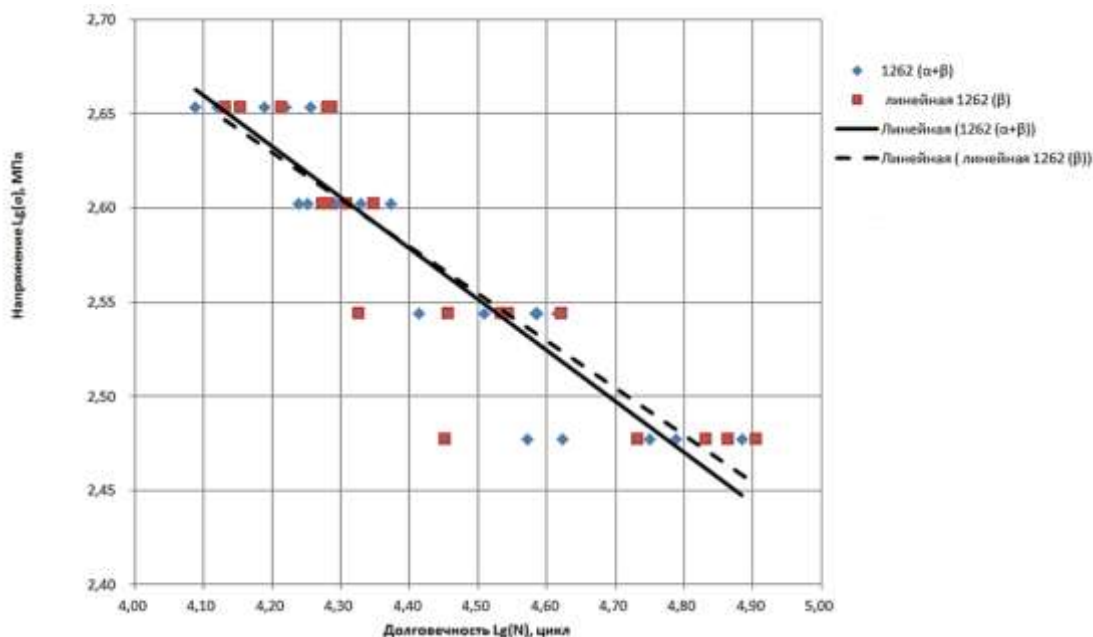
№ п/п	Напряжение $\sigma_{max}^{нетто}$, МПа	Долговечность, цикл	
		Штамповка с заключительной деформацией в $(\alpha+\beta)$ -области	Штамповка с заключительной деформацией в β -области
1	550	$\frac{14\ 830 \div 21\ 620}{19\ 356}$	$\frac{18\ 650 \div 24\ 670}{21\ 616}$
2	500	$\frac{23\ 700 \div 26\ 810}{24\ 598}$	$\frac{25\ 600 \div 41\ 390}{31\ 774}$
3	450	$\frac{30\ 210 \div 48\ 510}{36\ 138}$	$\frac{32\ 360 \div 46\ 210}{38\ 884}$
4	400	$\frac{32\ 600 \div 45\ 670}{39\ 135}$	$\frac{42\ 380 \div 59\ 010}{50\ 695}$

Таблица 4 – Результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов типа «проушина»

№ п/п	Напряжение $\sigma_{max}^{нетто}$, МПа	Долговечность, цикл	
		Штамповка с заключительной деформацией в $(\alpha+\beta)$ -области	Штамповка с заключительной деформацией в β -области
1	450	$\frac{12\ 260 \div 18\ 060}{15\ 104}$	$\frac{14\ 270 \div 19\ 330}{16\ 518}$
2	400	$\frac{17\ 320 \div 23\ 620}{20\ 470}$	$\frac{18\ 800 \div 22\ 320}{20\ 560}$
3	350	$\frac{25\ 950 \div 41\ 240}{35\ 300}$	$\frac{21\ 210 \div 41\ 840}{32\ 152}$
4	300	$\frac{37\ 290 \div 76\ 670}{54\ 710}$	$\frac{28\ 330 \div 80\ 410}{60\ 744}$

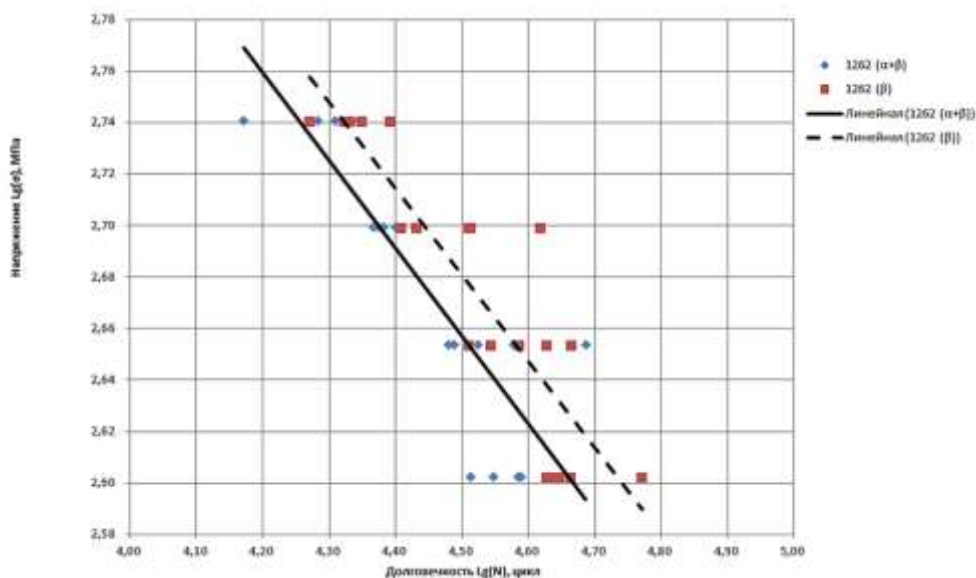
Результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов от обеих штамповок находятся на одном уровне. Однако, если сравнивать средние значения, можно отметить превосходство результатов, полученных на образцах из штамповки, изготовленной с заключительной деформацией в β -области. Что противоречит действующим представлениям о преимуществах глобулярной микроструктуры высокопрочных титановых сплавов над пластинчатой (β -превращённой) структурой, сформировавших подход к технологии изготовления полуфабрикатов из сплавов данной группы.

По результатам испытаний образцов из штамповок сплава ВТ22М после деформации в $(\alpha+\beta)$ - и β -областях типа «полоса с отверстием» и «проушина» построены кривые усталости (рисунок 5). Их наложение также отчётливо демонстрирует выявленную тенденцию.



$\alpha_\sigma = 3,2; R_\sigma = 0,1;$ $\nu = 5 \text{ Гц}$	Расчетные параметры ($\alpha+\beta$)	
	Кривая усталости $N \cdot \sigma^m = 10^c$	
	m	C
	3,7	13,95
	Расчетные параметры (β)	
	3,98	14,67

Кривые усталости для штамповок с заключительной деформацией в ($\alpha+\beta$)- и β -областях для образцов типа «проушина»



$\alpha_\sigma = 2,6;$ $R_\sigma = 0,1;$ $\nu = 5 \text{ Гц}$	Расчетные параметры ($\alpha+\beta$)	
	Кривая усталости $N \cdot \sigma^m = 10^c$	
	m	C
	2,93	12,29
	Расчетные параметры (β)	
	2,985	12,5

Кривые усталости для штамповок с заключительной деформацией в ($\alpha+\beta$)- и β областях для образцов типа «полоса с отверстием»

Рисунок 4 – Кривые усталости для штамповок из сплава BT22M

Полученные кривые усталости позволят дать оценку возможности использования материала в конструкции конкретных изделий авиационной техники.

Результаты испытаний на определение предела выносливости при многоциклового усталости при изгибе с вращением на базе $N=2 \cdot 10^7$ циклов гладких образцов и образцов с надрезом штамповок из сплава ВТ22М после деформации в $(\alpha+\beta)$ - и β -областях, представлены в таблице 5.

Таблица 5 – Средние значения предела выносливости штамповок из сплава ВТ22М после деформации в $(\alpha+\beta)$ - и β -областях

Область деформации	Вид образца	Среднее значение предела выносливости, σ_{-1}^H , МПа
$\alpha+\beta$	гладкий	580
	с надрезом	260
β	гладкий	620
	с надрезом	250

Значения предела выносливости, полученные на гладких образцах от штамповки с заключительной деформацией в β -области, выше, что может объясняться меньшей скоростью распространения трещины с данной структурой материала. Предел выносливости на образцах с надрезом у обоих штамповок находится на одном уровне.

Для оценки характера разрушения образцов после испытаний на малоцикловую усталость были проведены фрактографические исследования.

Проведенные исследования характера излома образцов типа «полоса с отверстием» после испытаний на малоцикловую усталость при 400 МПа показывают, что зарождение трещины началось с поверхности. Разрушение в обоих случаях носит типичный для титановых сплавов характер (рисунок 5).

Характер изломов образцов типа «проушина» после испытаний на малоцикловую усталость при 400 МПа также является типичным (рисунок 6).

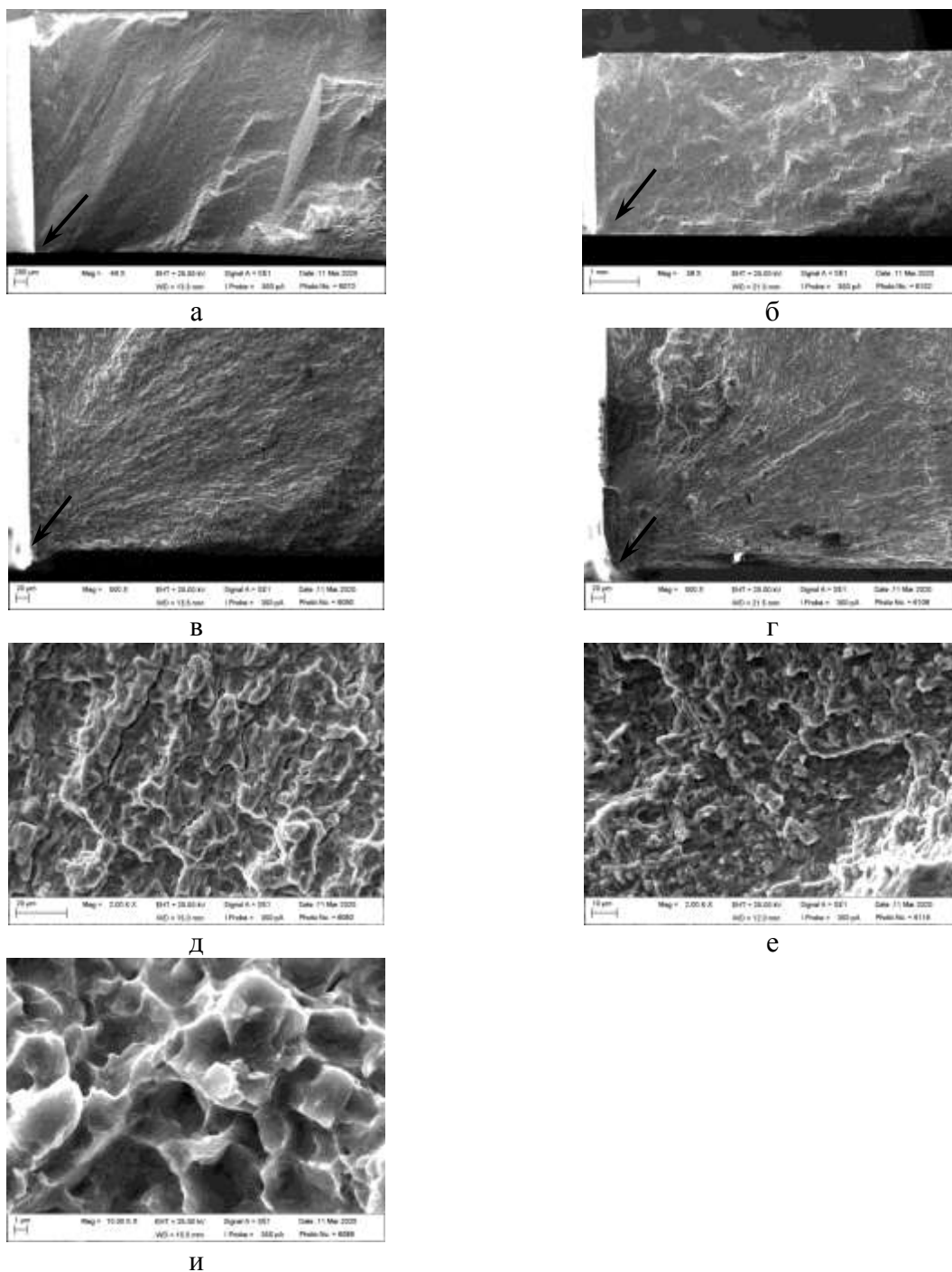


Рисунок 5 – Структура изломов образцов типа «полоса с отверстием»:
а – общий вид излома образца после заключительной деформации в $(\alpha+\beta)$ -области;
б – общий вид излома образца после заключительной деформации в β – области;
в – очаговая зона образца после заключительной деформации в $(\alpha+\beta)$ – области;
г – очаговая зона образца после заключительной деформации в β – области;
д – усталостное развитие трещины на образце после заключительной деформации в $(\alpha+\beta)$ – области;
е – усталостное развитие трещины на образце после заключительной деформации в β – области;
и – статический долом образца после заключительной деформации в $(\alpha+\beta)$ – области.

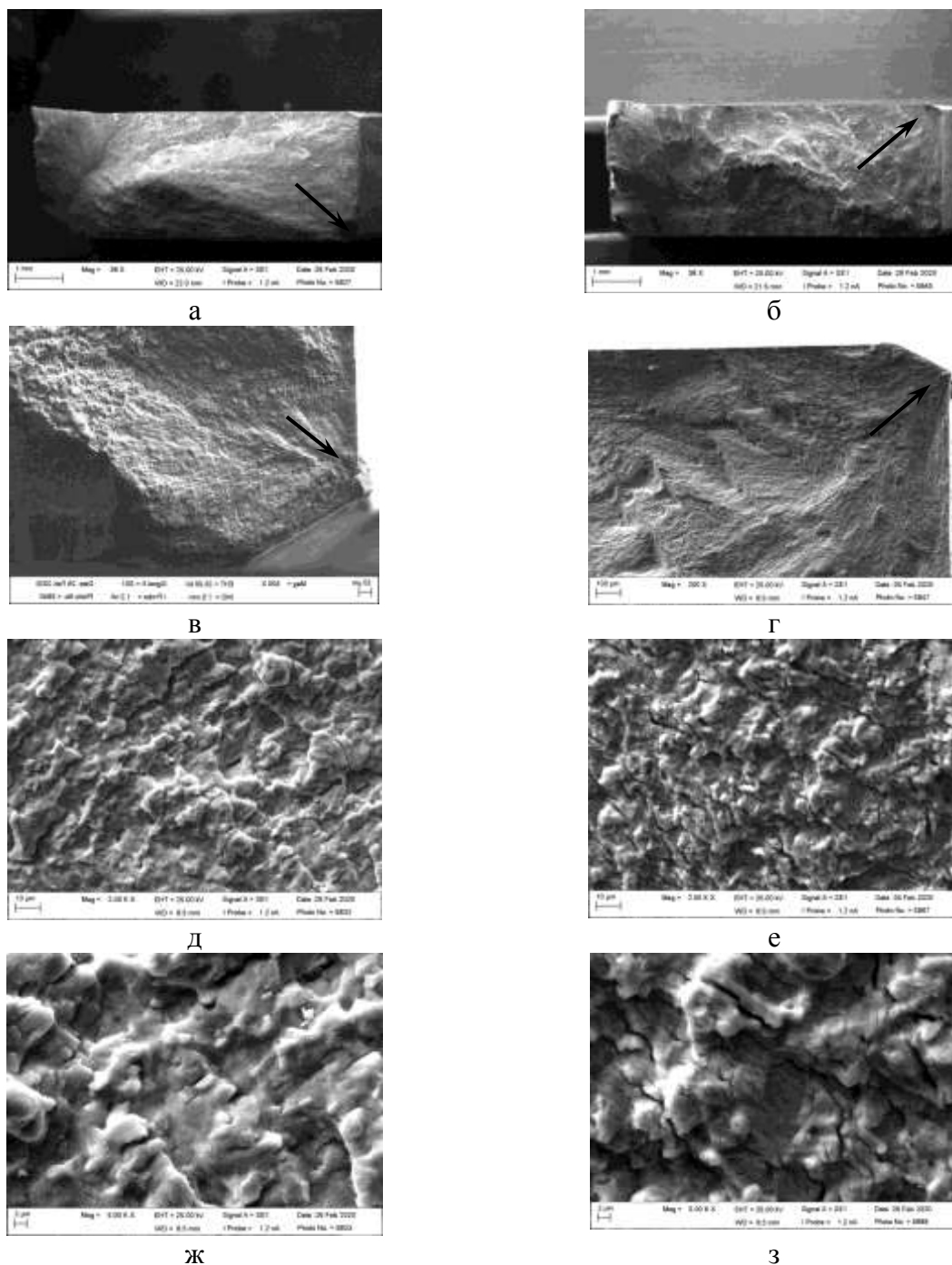


Рисунок 6 – Структура изломов образцов типа «проушина»:
а – общий вид излома образцов после заключительной деформации в $(\alpha+\beta)$ – области;
б – общий вид излома образцов после заключительной деформации в β – области;
в – очаговая зона образцов после заключительной деформации в $(\alpha+\beta)$ – области;
г – очаговая зона образцов после заключительной деформации в β – области;
д, ж – усталостное развитие трещины на образце после заключительной деформации в $(\alpha+\beta)$ – области;
е, з – усталостное развитие трещины на образце после заключительной деформации в β – области.

Разрушение на образцах типа «полоса с отверстием» в обоих структурных состояниях развивается от угла сопряжения цилиндрического концентратора и плоской поверхности образца, (показано стрелками на рисунке 3а-г). Далее развитие усталостной трещины происходит с формированием усталостных бороздок (рисунок 3д-з). По мере увеличения длины трещины, шаг бороздок растет. Долом имеет пластичный мелкоячеистый излом (рисунок 3и).

Развитие усталостной трещины на образцах типа «проушина» развивалось от угла сопряжения цилиндрического концентратора и фаски между концентратором и плоской поверхностью образца (показано стрелками на рисунке 4 а-г). Дальнейшее развитие усталостного разрушения происходило аналогично образцам типа полоса.

Закономерности зарождения усталостных трещин в материалах с глобулярной и пластинчатой структурами различны, что может быть связано с различной способностью структуры к микропластической деформации. В целом отмечают, что усталостная трещина значительно легче зарождается на поверхности образца с пластинчатой структурой, чем на образце с глобулярной структурой [18-19]. Развитие трещины в пластинчатой структуре происходит медленнее за счёт торможения трещин на границах α -колоний, образования вторичных трещин, а также изменения направления движения трещин при переходе из колонии в колонию. По видимому, следствием этого является более развитый рельеф изломов образцов от штамповки с заключительной деформацией в β – области, по сравнению с образцами от штамповки с заключительной деформацией в $(\alpha+\beta)$ -области (рисунок 3а, б, 4а, б).

Из этого следует, что двухфазные титановые сплавы с пластинчатой структурой будут иметь более высокое сопротивление усталостному разрушению в тех случаях, когда основной вклад в долговечность будет вносить не стадия зарождения усталостной трещины, а стадия её

распространения. Это подтверждается результатами испытаний на малоцикловую усталость на образцах «полоса с отверстием» при невысоких напряжениях (300 и 350 МПа) - долговечность выше на штамповке с заключительной деформацией в $(\alpha+\beta)$ -области с глобулярной структурой. В этом случае, на усталостную долговечность, по всей видимости, оказывает значительное влияние стадия зарождения трещины. При этом, при увеличении напряжений, образцы с пластинчатой структурой имеют более высокое сопротивление усталости. То же самое наблюдается при более высокой концентрации напряжений для образцов «проушина». В этих случаях большее влияние на общую долговечность оказывает стадия роста усталостной трещины и более высокая долговечность обеспечивается пластинчатой структурой, сформированной заключительной деформацией в β – области. Таким образом, в будущем представляется возможным выявить для каждого типа структур область её наиболее эффективного применения [18].

Заключение

1. Сравнение полученных значений механических свойств материала при растяжении показывает близость показателей прочности штамповок, изготовленных с заключительной деформацией в $(\alpha+\beta)$ -области и в β -области.

2. Значения характеристик пластичности штамповки, изготовленной с заключительной деформацией в β -области значительно ниже, особенно это заметно по величине относительного сужения.

3. Высокая деформационная способность и достигаемые значения вязкости разрушения штамповки, изготовленной с заключительной деформацией в β -области, превышающее значение аналогичного параметра для штамповки, изготовленной в $(\alpha+\beta)$ -области примерно в 1,5 раза, делают её актуальной для применения при изготовлении полуфабрикатов из высокопрочного титанового сплава ВТ22М.

4. Значения малоциклового усталости образцов от штамповки, изготовленной с заключительной деформацией в β -области, находятся на уровне значений, полученных на образцах от штамповки, изготовленной в $(\alpha+\beta)$ -области.

5. Разрушение материала в обоих случаях носит типичный для титановых сплавов характер.

Следует отметить, что обеспечение достаточной проработки структуры не всегда достижимо путём применения заключительной деформации в β -области, ввиду её неравномерности, вызванной геометрическими параметрами конечного полуфабриката (штамповки), а для некоторых полуфабрикатов и вовсе невозможно из-за малых степеней заключительных деформаций. В этом случае перспективным является применение β -термической обработки.

Список литературы

1. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. научно-информационных материалов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: ВИАМ, 2015. 720 с. (278)

2. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18. (392)

3. Каблов Е.Н. Что такое инновации// Наука и жизнь, 2011. №5. С.2-6

4. Яковлев А.Л., Ночовная Н.А, Путырский С.В., Крохина В.А. Перспективы применения высокопрочного титанового сплава ВТ22 и его модификаций // Титан, 2018. №2 (60). С. 42–47.

5. Мыльников В.В., Кондрашкин О.Б., Шетулов Д.И., Циклическая прочность и долговечность конструкционных материалов: монография. ННГАСУ, 2018. С. 177.

6. Арисланов А.А., Гончарова Л.Ю., Ночовная Н.А., Гончаров В.А. Перспективы использования титановых сплавов в слоистых композиционных материалах // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2015. №10. Ст 4. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 23.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-4-4.

7. Гриневич А.В., Ерасов В.С., Якушева Н.А., Терехин А.Л., Усталостная долговечность стали ВКС-9 в условиях симметричного нагружения «растяжение-сжатие» и «изгиб с вращением // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2017. №9 (57). С. 99–108. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 19.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-70-0-9-11-11.

8. Sauer C., Luetjering G. Thermo-mechanical processing of high strength-titanium alloys and effects on microstructure and properties // J. Mater. Process Technol 2001, 117, P. 311–317.

9. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368 с.

10. Адегова Л.А. Повышение точности оценки численного прогнозирования усталостной долговечности высоконагруженных зон конструкций самолетов с использованием модифицированных кривых усталости // Научный вестник НГТУ, 2014. Т. 56. №3. С. 160-170.

11. Адегова Л.А. Повышение усталостной долговечности высоконагруженных зон конструкций самолетов и качества их стендовых испытаний: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Новосибирск: Новосибирский государственный технический университет, 2009. 19 с.

12. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2013. №2. Ст. 04 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.09.2018).

13. Путырский С.В., Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Крохина В.А. Исследование влияния различных режимов термической обработки на свойства полуфабрикатов и сварных соединений из сплава ВТ22М//

14. Ширяев А.А., Анташев В.Г. Особенности разработки высокопрочного самозакаливающегося высокотехнологичного псевдо- β -титанового сплава // Авиационные материалы и технологии. 2014. №4. С. 23–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-4-23-30.

15. Золоторевский В.С. Механические свойства материалов: Учебник для вузов. 2-е изд. М.: Металлургия, 1983. 352 с.

16. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368 с.

17. Ночовная Н.А., Ширяев А.А. Влияние режимов термической обработки на механические свойства и структуру экспериментальной композиции высокопрочного псевдо- β -титанового сплава // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018. №6 (66). С. 22–29. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 26.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-22-29.

18. Крохина В.А., Путырский С.В., Яковлев А.Л., Ночовная Н.А. Перспективы применения β -деформации для высокопрочного титанового сплава переходного класса ВТ22М // Титан, 2019. №3 (65). С. 42–47.

19. Колачёв Б.А., Мальков А.В. Физические основы разрушения титана М.: Металлургия, 1983. 160 с.

УДК 669.295

Влияние различных факторов на комплекс свойств сплава ВТ18у

Ледер М.О.; Щетников Н.В., к.т.н.; Кондрашов Е.Н., к.ф.-м.н.; Русаков К.А.

moleder@vsm-po-avisma.ru

Schetnikov@vsm-po.ru

kondrashov@vsm-po.ru

rusakov_ka@vsm-po.ru

ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»

Аннотация:

В работе проведено исследование влияния изменения химического состава на комплекс механических свойств сплава типа ВТ18у. Рассмотрены вариации: основных легирующих элементов; примесей Fe, Ni и Cr; дополнительное микролегирование Gd.

Ключевые слова:

титановый псевдо- α сплав ВТ18у, механические свойства, влияние Fe, Ni и Cr, микролегирование Gd

Введение

Несмотря на то, что сплав ВТ18у исключен из списка рекомендуемых, детали из него применяются в самолетах, вертолетах и ракетах. На наш взгляд, сплав является интересным как с технологической, так и с научной точек зрения.

В первой части работе проведен анализ влияния вариации химического состава сплава ВТ18у на комплекс механических свойств. Для сопоставления вариаций химических составов в работе используются традиционные комплексные химические [Al]- и [Mo]-эквиваленты. Для анализа комплексов механических свойств при комнатной и повышенной температурах впервые введены интегральные характеристики механических свойств. Также рассмотрены аспекты выделения третьих фаз при термической обработке [1].

Во второй части работы рассмотрено влияние Fe, Ni и Cr на жаропрочные свойства. Известно, небольшое содержание Fe и Ni значительно увеличивают деформацию ползучести в псевдо- α -сплавах, таких как 6242S [2] и IMI834 [3]. В настоящей работе показано, что данная тенденция имеет место и для сплава ВТ18у. Кроме того, установлено, что снижение содержания Fe, Ni и Cr значительно увеличивает длительную прочность.

Третья часть работы посвящена исследованию прутков из сплавов разных составов с микролегированием гадолинием. Оценено влияние микролегирования на комплекс механических свойств. В результате исследований были обнаружены несколько типов частиц на основе соединений Ti-Sn-O и Gd-Sn-Ti-O [4]. Установлено, что матрица обеднена по Sn, наличия в ней Gd не установлено. Микролегирование гадолинием приводит к росту пластических свойств при комнатной и повышенной температурах; снижению сопротивления ползучести, КСТ и существенному уменьшению -зерна.

На основании проведенной работы можно прогнозировать влияние химического состава продукции из сплава типа ВТ18у на комплекс механические свойства.

Материал и методика исследования

Материалом исследования служил титановый сплав ВТ18у экспериментальных составов. Содержание элементов определяли следующими методами: Al, Zr – атомной адсорбции или тетраметрическим; Sn, Mo – атомной эмиссии или атомной адсорбции; Nb, Fe - атомной эмиссии; Si - атомной эмиссии или фотометрическим; С – инфракрасно-адсорбционным; N – тетраметрическим; O – восстановительного плавления; H – плавления. Слитки были выплавлены методом двойного вакуумно-дугового переплава с расходуемым электродом. Последующую деформацию проводили по стандартным технологиям, которые включали в себя комбинацию -деформации и деформации в ($\alpha+\beta$) области, чередующиеся между собой. Последующую термическую обработку образцов проводили путем нагрева в электрических печах сопротивления с воздушной атмосферой. Охлаждение после выдержки при заданной температуре проводилось на воздухе. Механические испытания проводили при комнатной и повышенной температурах по следующим стандартам:

- на растяжение при комнатной температуре – ГОСТ 1497-84;
- на ударную вязкость (КСУ и КСТ) – ГОСТ 9454-78;
- на растяжение при повышенной температуре – ГОСТ 9651-84;
- на длительную прочность – ГОСТ 10145-81;
- на ползучесть – ГОСТ 3246-81.

Испытания при повышенной температуре, ползучесть и длительную прочность проводились при 600°С. Общая пластическая деформация при ползучести измерялась при напряжении 12 кгс/мм² через 100 часов. Приложенное напряжение при испытаниях на длительную прочность составляло 30 кгс/мм², образцы растягивали до разрушения.

Металлографический анализ осуществляли с использованием комплекса «Leica DC150». Для травления микрошлифов использовали реактивы следующих составов: 1 часть HF + 1 часть HNO₃ + 2 части глицерина; 3 мл HF + 3 мл HCl + 5 мл HNO₃ + 190 мл воды.

Микрорентгеноспектральный анализ проведен на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss Sigma 300 VP с энергодисперсионной приставкой для микроанализа EDAX Genesis 2000 при ускоряющем напряжении 15 кВ, AmpTime составил 3,84 мкс. Образцы подвергались чистке в УЗДН, не травились.

Влияние химического состава на комплекс механических свойств

В первой части работы проведен статистический анализ влияния естественного разброса химического состава на механические свойства полуфабрикатов из сплава ВТ18у, серийно изготавливаемых на ВСМПО. Исходные данные были взяты для дисков (117 плавок), изготавливаемых по ОСТ 1 90197 и катаных прутков 16-24 мм (75 плавок) по ОСТ 1 90006.

Для сопоставления разных химических составов в работе используются комплексные химические эквиваленты. *Структурные и прочностные эквиваленты по алюминию и молибдену:*

$$[Al]_{стр} = Al + \frac{Sn}{3} + \frac{Zr}{6} + 10 \cdot O + C + 2N,$$

$$[Al]_{пр} = Al + \frac{Sn}{2} + \frac{Zr}{3} + 3,3 \cdot Si + 20 \cdot O + 12 \cdot C + 33 \cdot N,$$

$$[Mo] \equiv [Mo]_{пр} = [Mo]_{стр} = Mo + \frac{Nb}{3,3}.$$

Кроме того, НД на диски требует определение суммы

$$NM = Nb + Mo.$$

Наряду с указанными эквивалентами, условия образования силицидов $S_1-(Ti,Zr)_5Si_3$ и $S_2-(Ti,Zr)_6Si_3$ можно охарактеризовать комбинациями

$$[Si]_s = \frac{Zr}{3} + 3,3 \cdot Si, ZS_2 = \frac{Sn}{2} + \frac{Zr}{3} + 3,3 \cdot Si, [Si]_d = \frac{Zr}{Si}.$$

В статистическом анализе комплексные химические эквиваленты использовались в качестве **факторов**, а в качестве **откликов** использовались:

диски σ_B^{20} , ψ^{20} , КСУ, L .

прутки σ_B^{20} , ψ^{20} , σ_B^{600} , ψ^{600} , КСУ, L , H , F ,

где введены обозначения для комплексов механических свойств:

$$L = \frac{1}{3} \cdot \frac{\sigma_B^{20}}{910} + \frac{\psi^{20}}{15} + \frac{\text{КСУ}}{23},$$

$$H = \frac{1}{2} \cdot \frac{\sigma_B^{600}}{560} + \frac{\psi^{600}}{25},$$

$$F = \frac{L+H}{2},$$

которые характеризуют низкотемпературный, высокотемпературный и полный комплексы механических свойств, соответственно. В знаменателях стоят значения требуемых стандартом соответствующих свойств.

Таблица 1 - Статистически значимые общие тенденции для серийной продукции

Св-во	Факторы							
	[Al] _{стр}	[Al] _{пр}	[Si] _s	ZS2	[Si] _d	[Mo]	NM	$T_{\text{пп}}^{\text{расч}}$
σ_B^{20}	↑	↑	↑	↑	↓		↑	↑
ψ^{20}	↓	↓	↓	↓	↑		↓	↓
КСУ	↓	↓	↓	↓	↑		↓	↓
L	↓	↓		↓				↓
σ_B^{600}	↑	↑	↑	↑		↑	↑	↑
F	↓			↓				↓

В Табл.1 стрелками показаны статистически значимые тенденции, выявленные при анализе механических свойств серийной продукции. Пустая клетка означает, что статистически значимой зависимости не обнаружено.

Далее был проведен анализ влияния вариации химического состава *расширенный* комплекс механических свойств сплавов типа VT18у. Для проведения исследования были выплавлены 13 опытных слитков, из которых были изготовлены штамповки дисков. В Табл. 2 приведен химический состав исследуемых слитков. Там же приведены значения фактической $T_{\text{пп}}$ и эквивалентов.

Деформацию дисков осуществляли при температурах β - области с последующим охлаждением на воздухе. Образцы были термически обработаны по режиму: первая ступень (940°C, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе) и вторая ступень (620° С, выдержка 4 часа, охлаждение на воздухе). Все результаты испытаний в каждой зоне усреднялись.

Таблица 2 - Химический состав исследуемых сплавов, масс.%

Слитки	Al	Zr	Sn	Nb	Mo	Si	$T_{\text{пп}}$	[Al] _{стр}	[Mo]
11051	6,61	4,30	2,89	1,36	0,86	0,17	1063	10,4	1,27
11052	6,78	4,31	2,78	1,32	0,83	0,22	1073	10,5	1,23
11053	6,39	4,08	2,62	1,22	0,77	0,12	1053	10,0	1,14
11054	6,96	4,30	2,80	1,32	0,81	0,21	1073	10,7	1,21
11055	6,91	4,69	2,78	1,14	0,71	0,17	1028	10,1	1,06
11057	6,19	4,50	2,88	1,32	0,82	0,15	1063	10,0	1,22
11058	6,40	4,54	2,88	1,28	0,81	0,15	1053	10,2	1,20
11059	7,17	5,14	3,11	1,27	0,87	0,26	1075	11,1	1,25
11060	6,57	4,39	2,78	1,29	0,83	0,19	1068	10,3	1,22
13072	6,74	4,22	3,83	1,26	0,84	0,19	1058	10,3	1,22
13074	6,69	3,67	2,85	1,29	0,86	0,18	1063	10,3	1,25
13076	7,00	4,34	2,81	1,30	0,90	0,10	1068	10,6	1,29
13078	7,26	4,58	2,85	1,29	0,87	0,12	1063	10,6	1,26

Для анализа расширенных комплексов механических свойств опытных дисков использовались модифицированные формулы:

$$L_{\text{полн}} = \frac{1}{5} \cdot \left(\frac{\sigma_{0,2}^{20}}{833} + \frac{\sigma_{\text{в}}^{20}}{910} + \frac{\delta^{20}}{7} + \frac{\psi^{20}}{15} + \frac{\text{КСУ}}{23} \right),$$

$$H_{\text{полн}} = \frac{1}{5} \cdot \left(\frac{\sigma_{\text{в}}^{600}}{510} + \frac{\sigma_{\text{в}}^{600}}{560} + \frac{\delta^{600}}{10} + \frac{\psi^{600}}{25} + \frac{0,2}{\text{полз}} \right)$$

$$F_{\text{полн}} = \frac{L_{\text{полн}} + H_{\text{полн}}}{2}.$$

Также был введен комплекс «сдаваемости», который включает только требования НД

$$G = \frac{1}{5} \cdot \frac{\sigma_{\text{в}}^{20}}{910} + \frac{\psi^{20}}{15} + \frac{\sigma_{\text{в}}^{600}}{560} + \frac{\psi^{600}}{25} + \frac{\text{КСУ}}{23}.$$

На рис. (1) в качестве примеров приведены «положения» слитков в плоскостях комплексов свойств. На рис. (2) показаны примеры полученных зависимостей комплексов свойств от химических эквивалентов.

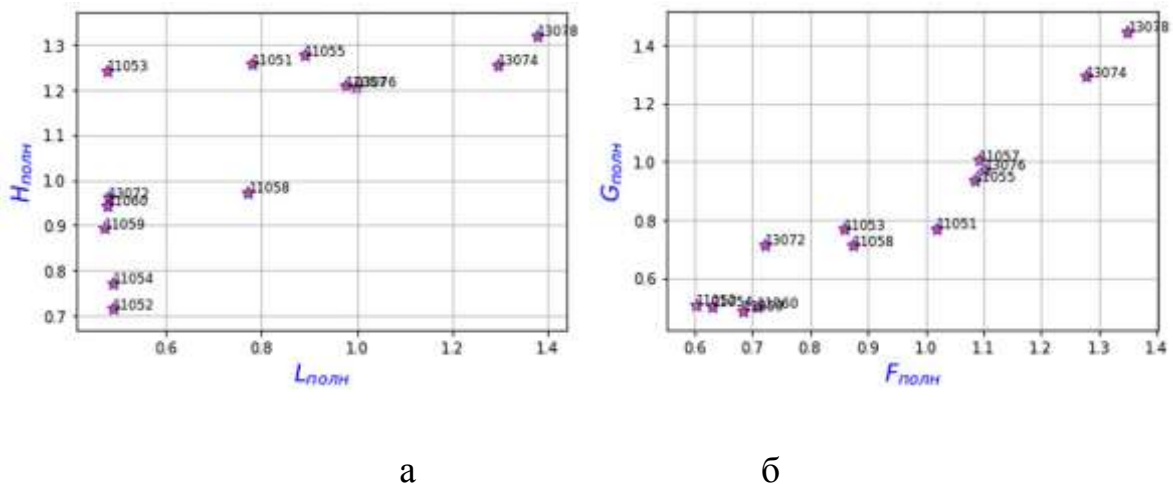


Рисунок 1 - Комплексы свойств

Использование химических эквивалентов и комплексов свойств позволяет анализировать взаимосвязи между сложными комбинациями факторов и откликами на их изменение.

Тенденции, полученные на серийных полуфабрикатах, подтверждаются соответствующими исследованиями механических свойств на опытных дисках.

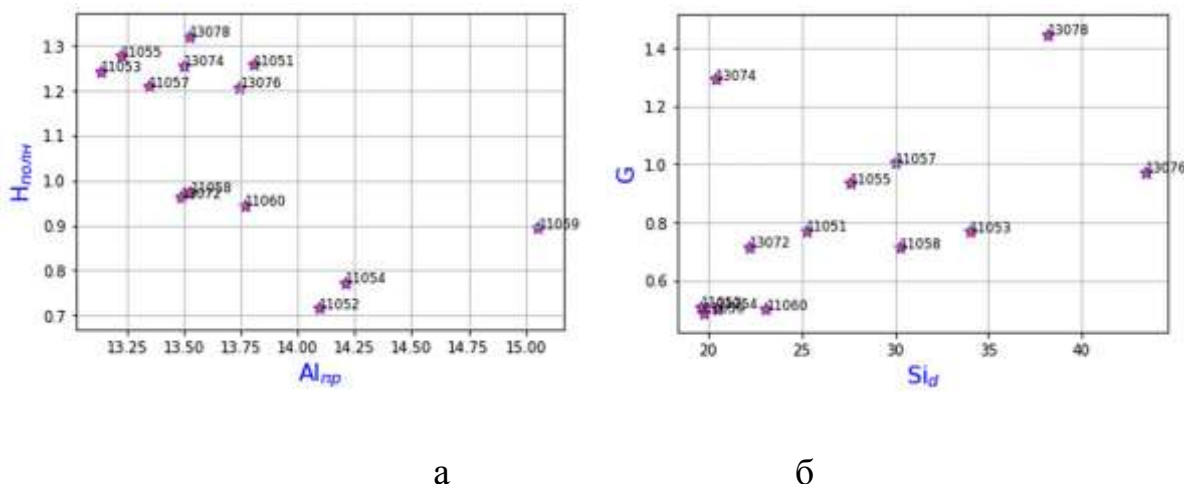


Рисунок 2 - Зависимости: (а) – $H_{\text{полн}}$ от $[Al]_{\text{пр}}$; (б) – G от $[Si]_{\text{д}}$

Влияние Ni, Fe и Cr на жаропрочные свойства

Во второй части работы были проведены исследования прутков $\varnothing 22$ мм сплава ВТ18у плавков с пониженным содержанием Ni, Fe и Cr. Как известно, Ni и Fe имеют аномально большие коэффициенты диффузии в титане. Увеличение их содержания также приводит к ускорению самодиффузии, что в конечном счете негативно сказывается на жаропрочных свойствах псевдо- α -сплавов. А содержание Cr в псевдо- α -сплаве 6242Si ограничивается спецификациями зарубежных двигателестроительных фирм. Целью этой части работы являлось определение влияния содержания этих примесей на ползучесть и длительную прочность. Для оценки комплексного влияния железа, никеля и хрома на ползучесть и длительную прочность использовали отношение содержания кремния к эквиваленту по железу:

$$[Fe] = Fe + Cr + 6 Ni.$$

Были взяты два различных химических состава, условно обозначенные ХС-9 и ХС-10. Целевой и фактические химические составы плавков приведены в Табл. (3). Для обеспечения в слитках пониженного содержания

Ni, Fe и Cr использовалась титановая губка марок ТГ-ЭК, полученная на АВИСМА по специальной технологии, Также использовали лигатуры производства Уралредмет с пониженным содержанием этих элементов. Для сравнения были взяты плавки 15107 и 15109 с серийным содержанием примесей.

Таблица 3 - Средний химический состав прутков

	Al	Zr	Sn	Nb	Mo	Si	O	Cr	Fe	Ni
XC-9	7,0	3,5	2,6	1,1	0,70	0,13	0,105			
15107	6,956	3,814	2,610	1,134	0,702	0,123	0,092	0,009	0,035	0,012
17031	6,745	3,845	2,575	1,145	0,715	0,115	0,128	0,005	0,022	0,004
17047	6,880	3,648	2,556	1,118	0,702	0,134	0,113	0,000	0,031	0,000
XC-10	6,5	4,2	2,5	0,8	0,70	0,16	0,105			
15109	6,378	4,374	2,402	0,834	0,712	0,146	0,089	0,010	0,034	0,013
17032	6,220	4,235	2,505	0,850	0,720	0,150	0,130	0,001	0,017	0,005
17048	6,49	4,268	2,510	0,837	0,702	0,170	0,119	0,001	0,028	0,001
18023	6,392	4,520	2,504	0,858	0,702	0,164	0,117	0,005	0,025	0,002

На рис. (3) показаны зависимость усредненных по пяти испытаниям значений длительной прочности и ползучести от отношения Si/[Fe]. Видно, что имеется тенденция снижения общей пластической деформации при ползучести и увеличение длительной прочности с увеличением отношения Si/[Fe].

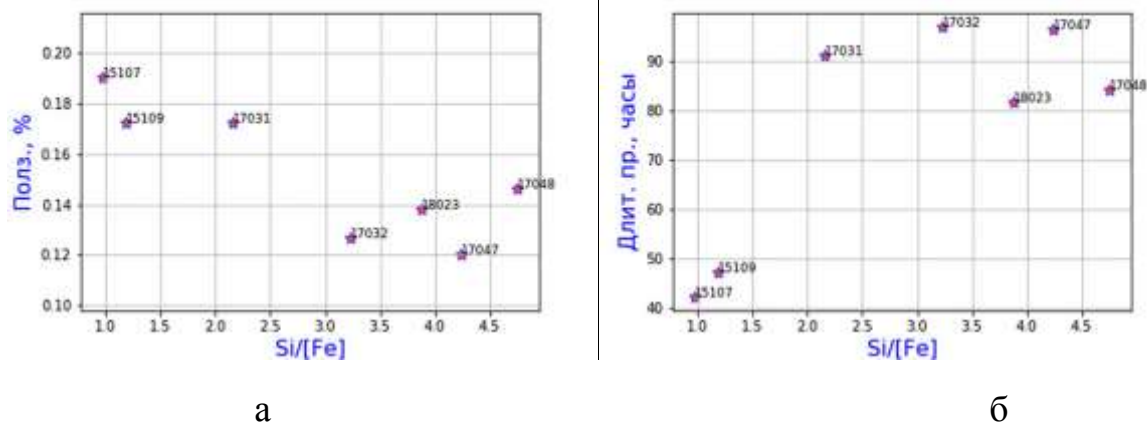


Рисунок 3 - Зависимость ползучести (а) и длительной прочности (б) от железного эквивалента

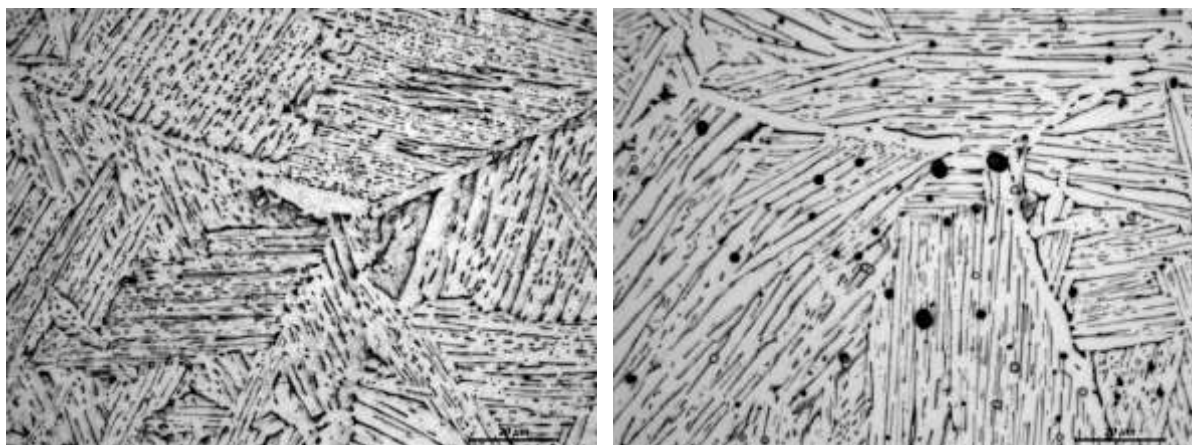
Микролегирование гадолинием

В третьей части работы исследовалось влияние микролегирования сплава гадолинием. Был выплавлен слиток с целевым составом ХС-9 + 0,4Gd.

Микроструктура изучалась на головках образцов после испытания на растяжение при 600. Перед проведением испытаний механических свойств прутки были термообработаны по режиму:

1. $T_{\text{пп}} + 40^{\circ}\text{C}$, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе.
2. $T_{\text{пп}} - 83^{\circ}\text{C}$, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе.
3. 620°C , выдержка 4 часа, охлаждение на воздухе.

На рис.4 приведены фотографии микроструктуры прутков плавок 15107 (без Gd) и 15108 (+0,4Gd). Для оценки влияния микролегирования гадолинием на микроструктура термообработанных образцов было проведено измерение среднего размера исходного β -зерна (методом секущих). Легирование гадолинием уменьшает средний размер β -зерна в 6-9 раз.



(а) 15108 (XC-9).

(б) 15108 (XC-9+Gd).

Рисунок 4 - Микроструктура плавов 15107 (XC-9) и 15108 (XC-9+Gd).
x1000

Анализ микроструктуры плавки с Gd показал наличие в структуре частиц двух типов.

Частицы первого типа в основном обогащены по олову, кислороду гадолинию. Количество гадолиния в этих частицах не превышает 4,6 вес.% и титана – 37,7 вес.%. Тогда как количество олова достигает 57,4 вес.%. Вероятнее всего, данные частицы являются комплексным оксидом Ti–Sn–O.

Частицы второго типа более однородны по химическому составу: включают в себя олово до 29,4 вес.%, гадолиний до 37,6 вес.%, титан до 39,4 вес.% и кислород до 20,6 вес.%. Предположительно данный тип частиц является комплексным оксидом Gd–Sn–Ti–O. На рис. 5 показана структура такой частицы.

В основном металле присутствия гадолиния обнаружено не было.

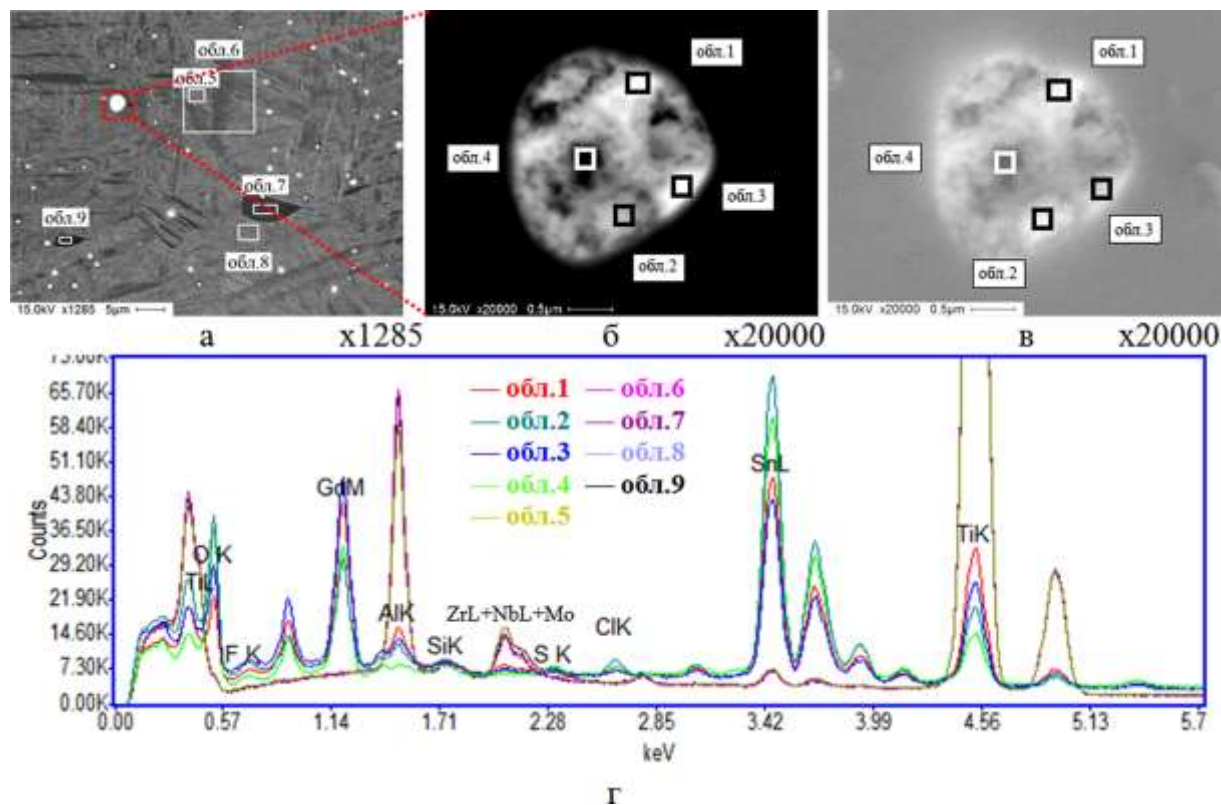


Рисунок 5 - Микроструктура в обратно рассеянных электронах (а, б) и вторичных электронах (в), рентгеновский спектр (г) участка образца из сплава VT18у с частицей

Результаты проведенных дополнительных исследований показывают, что при (микро)легировании гадолинием имеют место следующие тенденции:

- Рост пластических характеристик при комнатной температуре.
- Рост пластических характеристик при 600.
- Снижение сопротивления ползучести.
- Снижение КСТ почти в два раза.
- Существенное уменьшение размера -зерна.

Выводы

В работе проведен анализ влияния различных факторов (химических эквивалентов) на комплекс механических свойств сплава типа VT18у. Показано, что вариацией основных легирующих элементов в пределах марки сплава можно существенно изменять уровень механических свойств. Для

комплексного анализа изменения механических свойств в работе вводятся специальные характеристики.

Показано, что для сплава ВТ18у имеет место зависимость характеристик жаропрочности (ползучести и длительной прочности) от содержания примесей Fe, Ni и Cr, имеющая место и для других титановых псевдо- α -сплавов: уменьшение общей пластической деформации при ползучести и увеличение длительной прочности при общем снижении концентрации этих примесей.

Изучено влияние микролегирования сплава гадолинием на микроструктуру и механические свойства. В сплаве с гадолинием обнаружены частицы, обогащенные Gd, Sn и O. Предположительно данные частицы являются комплексными оксидами Sn-Ti-O, Gd-Sn-O, Gd-Sn-Ti-O.

На основании проведенной работы можно прогнозировать влияние химического состава продукции из сплава типа ВТ18у на механические свойства.

Список литературы

1. Влияние легирования на выделение интерметаллидных фаз жаропрочных титановых сплавах / А. Попов [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 3. – С. 275—281.
2. Hayes, R. W. Creep behavior of Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo: I. The effect of nickel on creep deformation and microstructure / R. W. Hayes, G. B. Viswanathan, M. J. Mills // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50, no. 20. – P. 4953–4963.
3. Influence of Fe and Ni on creep of near α -Ti alloy IMI834 / H. Mishra [et al.] // Materials Science and Engineering. – 2005. – Vol. 1A, no. 399. – P. 222–231.
4. Анализ микроструктуры, фазового состава и кинетики окисления жаропрочных титановых сплавов с гадолинием / А. А. Попов [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121, № 4. – С. 403–410.

УДК 669.295

Возможность получения однородного химического состава полуфабрикатов из интерметаллидных титановых гамма-сплавов

Макушина М.А.; Кочетков А.С.; Панин П.В.; Ночовная Н.А.

morinij@me.com

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

Аннотация:

В данной статье рассмотрена проблема равномерности распределения легирующих элементов в слитках из интерметаллидных титановых γ -сплавов, полученных по схеме тройного переплава в вакуумно-дуговых печах, и в отливках, полученных индукционной плавкой. Дано сравнение равномерности распределения основных легирующих элементов по объему слитка, как в высотном направлении, так и по диаметру слитка. Приведено сравнение показателей равномерности распределения легирующих элементов после вакуумно-дугового и индукционного переплава.

Ключевые слова:

жаропрочные титановые сплавы, интерметаллиды, гамма-сплавы, вакуумно-дуговая плавка, вакуумно-индукционная плавка, слиток, химический состав, структура

Введение

По оценкам специалистов, улучшение технико-эксплуатационных показателей авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и энергетических установок в значительной степени зависит от внедрения новых материалов с улучшенным комплексом свойств, ранее недостижимым. Создание новых материалов невозможно без разработки и внедрения инновационных технологий их получения и обработки, что в полной мере нашло отражение в научно-исследовательской деятельности ФГУП «ВИАМ» [1–3] как ведущего материаловедческого центра Российской Федерации.

Использование алюминидов титана позволяет значительно снизить вес изделий, их стоимость и трудоемкость, а также существенно увеличить надежность деталей и узлов ГТД [4–7]. Внимание к сплавам на основе этого соединения, прежде всего, объясняется их большими потенциальными возможностями: высоким модулем упругости, высокой жаропрочностью интерметаллида титан–алюминий, обеспечивающей его работу вплоть до 800°C, что определяется самой природой интерметаллидного соединения (преобладанием ковалентного типа связи), низкой удельной прочностью и т.д. Перспективность интерметаллидных титановых сплавов обусловлена уникальным сочетанием их физических и эксплуатационных свойств, принципиально более высоким, чем в традиционных жаропрочных сплавах с твердорастворным и/или дисперсионным упрочнением [7–10]. Однако сплавы на базе одной интерметаллидной фазы, обладающие высокой жаропрочностью и термостабильностью хорошей устойчивостью, к сожалению, имеют очень низкую пластичность.

В настоящее время ведущие зарубежные компании, такие как General Electric, Rolls-Royce, MTU Aero Engines, Access, и др., проводят интенсивные исследования в области алюминидов титана и их внедрения в перспективные ГТД. В результате научных изысканий был создан сплав Ti-48Al-2Cr-2Nb, сочетающий низкую плотность и высокую жаропрочность с

высокой ползучестью. Этот сплав предназначен для изготовления лопаток ТНД методом фасонного литья. Сплав является структурно-чувствительным. Наиболее благоприятной структурой для него является пластинчатая структура.

Однако, по мнению многих авторов, наиболее эффективной для получения необходимых эксплуатационных свойств является смешанная структура, иначе говоря, сочетающая объемные фракции с зернами пластинчатого типа. Представителем сплавов такого класса – сплавов с дуплексной структурой – является сплав NaKa 337, сочетающий высокую ползучесть и низкую плотность при комнатной температуре. Последующие работы по развитию сплавов этого класса привели к созданию следующих сплавов: Ti-46Al-8Nb-1W (Alloy7), Ti-46,5Al-2Cr-3Nb-0,2W (Alloy K5) и Ti-47Al-2W-0,5Si [11].

Для получения требуемого уровня свойств весьма важными факторами являются качество и характеристики однородности исходной заготовки – слитка. Для ряда титановых сплавов (особенно легированных хромом и железом) характерна проблема образования ликвационной химической неоднородности. Наличие зон, обогащенных одним элементом и обедненных другим, приводит к формированию в них различной макро- и микроструктуры, и соответственно и к большому разбросу значений механических свойств.

В данной статье рассмотрена проблема равномерности распределения легирующих элементов в слитках из интерметаллидных титановых γ -сплавов, полученных по схеме тройного переплава в вакуумно-дуговых печах (ВДП+ВДП+ВДП), и в отливках, полученных вакуумно-индукционной плавкой (ВДП+ВДП+ВДП+ВИП). Дано сравнение равномерности распределения основных легирующих элементов по объему слитка, как высотном направлении, так и по диаметру слитка. Приведено сравнение

показателей равномерности распределения легирующих элементов после вакуумно-дугового и индукционного переплава.

Материалы и методы исследования

Исследования проведены на слитках из интерметаллидных гамма-сплавов, химический состав которых приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых гамма-сплавов

	Содержание основных легирующих элементов, масс. %							
	Ti	Al	V	Nb	Cr	Zr	Gd	B
Согласно патенту № 2606368	основа	30,0...35,0	0,7...3,5	1,2...6,0	2,0...3,5	–	0,2...0,6	0,003...0,03
		30,0...35,0	0,7...3,5	1,2...6,0	–	1,2...3,5	0,2...0,6	0,003...0,03
Шихтовой состав		32,5	2,6	2,4	2,7	–	0,4	0,003
		32,1	2,6	2,4	–	2,3	0,4	0,003

Опытную партию слитков номинальной массой ≈ 30 кг (см. рис. 1, б) получали методом тройного вакуумно-дугового переплава (ВДП+ВДП+ВДП) с расходуемым электродом в медных кристаллизаторах в печах ALD VAR L200 и ВДП200. А вакуумно-индукционный переплав (ВИП) осуществляли в водоохлаждаемом тигле на установке Leicomelt 5.

В качестве шихтовых материалов использовали: титан губчатый ТГ90, высокочистый алюминий А99, лигатуры ВнАл и НТ47, цирконий иодидный ЦрИ, хром электролитический ЭРХ-1, гадолиний металлический ГдМ-1. Расходуемые электроды $\square 100$ мм изготавливали на вертикальном прессе ДГ2434 с усилием 15 МПа методом проходного прессования шихтовой смеси в конусную матрицу. После изготовления прессованные электроды выдерживались в сушильном шкафу при температуре 120–150°C не более 8 часов до начала плавки.

Структуру и фазовый состав слитков исследовали методами оптической микроскопии (инвертированный металлографический микроскоп Olympus GX51, программный комплекс для анализа изображений SIAMS-700) и рентгеноструктурного анализа (дифрактометр Bruker D8 ADVANCE).

Подготовку шлифов осуществляли по стандартным методикам. Анализ химического состава проводили рентгено-флуоресцентным методом (спектрометр Bruker S4 Explorer). Для оценки равномерности распределения легирующих элементов в слитках из интерметаллидного титанового гамма-сплава использовались контрольные карты Шухарта. Построение контрольных карт Шухарта проводили в соответствии с ГОСТ Р 50779.42-99 «Статистические методы. Контрольные карты Шухарта».

Результаты и обсуждение

Известно, что интерметаллидные титановые γ -сплавы имеют большой потенциал для внедрения в перспективные ГТД, однако их низкие технологические свойства и пластичность являются факторами, сдерживающими их широкое применение. Согласно работам, проведенным в последние годы зарубежными и отечественными исследователями, одним из эффективных инновационных подходов, позволяющих повысить ряд механических и технологических характеристик титановых сплавов, является введение в композицию сплава редкоземельных элементов [12].

Выбор гадолиния в качестве легирующей микродобавки в исследуемых сплавах обусловлен рядом положительных эффектов, проявляемых при легировании этим элементом титановых сплавов. Он выступает в роли эффективного модификатора литой структуры [13, 14], а также обладает повышенным сродством к кислороду и образует ряд оксидов, что приводит к увеличению низкотемпературной пластичности [15].

Для проведения исследований были выбраны два интерметаллидных титановых γ -сплава, содержащих гадолиний и легированных хромом и цирконием. Хром вводится в γ -сплавы с целью повышения пластичности при комнатной температуре за счет стабилизации β -фазы, более пластичной, чем γ - или α_2 -фазы. Цирконий же повышает металлическую составляющую межатомных связей в фазах на основе интерметаллидов, тем самым способствуя увеличению пластичности.

Для достижения максимальных значений требуемых свойств в сплавах нового поколения (в частности в алюминиды титана) необходима высокая точность и равномерность химического состава. Так, титановый сплав на основе только γ -фазы имеет практически нулевую пластичность при нормальной температуре. В то же время, α_2 - фаза имеет высокую твердость и низкую пластичность в силу своей кристаллической структуры. При недостатке α_2 - фазы материал будет абсолютно хрупок и при её избытке произойдет то же самое. Отсюда следует, что соотношение фаз является определяющим фактором, а оно гарантируется точностью соблюдения химического состава сплава. Поэтому исследование равномерности химического состава слитков должно являться неотъемлемым этапом в создании деталей для ГТД нового поколения.

Выплавка химически и структурно однородных слитков интерметаллидных γ -сплавов представляет собой многофакторную технологическую задачу, которая осложняется целым рядом особенностей как физической, так и термодинамической природы [16, 17]. Так, на равномерность химического состава непосредственно влияют следующие факторы:

– Температуры плавления компонентов. Ниобий, имеющий гораздо более высокую температуру плавления (2468 °С), чем остальные легирующие элементы (~1860°С), вводится в сплав в составе лигатуры НТ47, температура плавления которой примерно равна 1850 °С. Также исследуемые сплавы содержат более 30 масс. % алюминия, температура плавления которого в 3 раза ниже температур плавления остальных элементов.

– Плотности компонентов. Плотность алюминия (2,7 г/см³) в несколько раз меньше плотностей других компонентов сплавов (6 – 8 г/см³), что в большой степени провоцирует перманентное «раслаивание» расплава в жидкой ванне с последующим формированием химической неоднородности и сегрегаций.

Для изготовления расходуемых электродов из исследуемых гамма-сплавов (см. табл. 1) используется метод проходного прессования порционной шихтовой смеси через конусообразную матрицу. Основным преимуществом данного метода, по сравнению методом непрерывной подачи шихты в расплавленный металл непосредственно в печь, является равномерное распределение легирующих элементов на каждую порцию титановой губки, что существенно снижает вероятность формирования химической неоднородности в слитке. Однако в расплавленном состоянии одновременно находится лишь очень небольшая часть металла и, следовательно, однородность химического состава слитка сильно зависит от точности шихтовки каждой навески. Наличие в шихтовой смеси γ -сплавов большого количества алюминия, выступающего в роли пластичного «связующего» при прессовании, позволяет исключить возникновение трудностей, связанных с достижением необходимой сплошности и прочности электродов.

Экспериментальные слитки (ВДП+ВДП+ВДП) из опытных гамма-сплавов массой ≈ 30 кг (рис. 1а) получали методом тройного вакуумно-дугового переплава в медных кристаллизаторах ≈ 130 мм, ≈ 160 мм, ≈ 200 мм соответственно [13–18]. После переплава первого прессованного электрода его оставляют в кристаллизаторе до охлаждения, а затем наплавляют на него второй прессованный электрод. Он устанавливается в печь верхней частью вниз. Таким способом достигается бóльшая равномерность распределения легирующих элементов по высоте.

Так как слитки предназначены для фасонного литья, то усадочную раковину не выводили. Анализ диаметральных и поперечных срезов слитков показал, что усадочная раковина находится на глубине около 30 мм (рис. 1б). Также в центре слитка на глубине до 80 мм наблюдается рассеянная пористость, характерная для высоколегированных титановых сплавов.



а

б

Рисунок 1 – Внешний вид слитка гамма-сплава после тройного переплава (а), усадочная раковина и рассеянная пористость (б)

При изучении макросегрегации легирующих элементов по высоте и по сечению слитков, их подвергали механической обработке для снятия короны (донная часть слитка и боковая поверхность механической обработке не подвергается). Далее вырезались темплеты из верхней, средней и донной части. Из каждого темплета вырезали по 5 образцов согласно схеме (рис. 2).

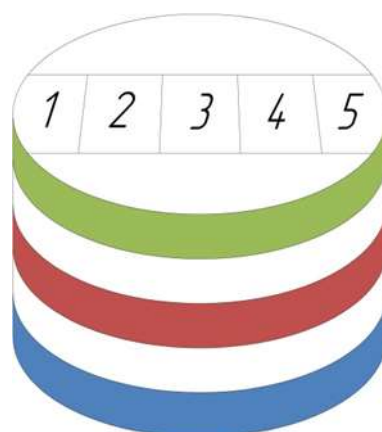


Рисунок 2 – Схема вырезки образцов для химического анализа

Для оценки равномерности распределения легирующих элементов в слитках из интерметаллидных титановых гамма-сплавов использовались контрольные карты Шухарта. Контрольная карта – графический способ представления и сопоставления информации, основанной на последовательности выборок, отражающих текущее состояние процесса, с границами, установленными на основе внутренне присущей процессу изменчивости.

Контрольные границы на карте Шухарта находятся на расстоянии 3σ от центральной линии, где σ – генеральное стандартное отклонение используемой статистики. Границы $\pm 3\sigma$ указывают, что около 99,7 значений характеристики подгрупп попадут в эти пределы при условии, что процесс находится в статически управляемом состоянии. Другими словами есть риск, равный 0,3 % (или в среднем три на тысячу случаев), что нанесенная точка окажется вне контрольных границ, когда процесс стабилен.

Контрольные границы определялись по следующим формулам:

$$UCL = \bar{X} + A_2 \bar{R}$$

$$LCL = \bar{X} - A_2 \bar{R}$$

$$CL = \bar{X}$$

где \bar{X} – среднее средних значений в подгруппе;

A_2 – коэффициент для вычисления линий контрольных карт (для 5 наблюдений в подгруппе равен 0,577);

\bar{R} – размах подгруппы (разность наибольшего и наименьшего значений в подгруппе).

Такие легирующие элементы, как ниобий, ванадий и гадолиний распределились одинаково равномерно как в слитках с хромом, так и с цирконием. Все значения для этих элементов не выходят за границы $\pm 3\sigma$ на картах Шухарта. Поэтому наибольший интерес представляет распределение алюминия, хрома и циркония.

Размахи подгрупп для алюминия, хрома и циркония (по сечению и по высоте слитка) приведены в таблице 2. В таблице 3 представлен разброс по содержанию легирующих элементов в абсолютных процентах. Графическое отображение распределения основных легирующих элементов в слитках показано на рисунке 3. Для удобства сравнения графики распределения соответствующих легирующих элементов построены в одинаковом масштабе.

Таблица 2 - Размахи подгрупп по сечению и высоте слитка

Хим. элемент	Разброс	Сплав с цирконием		Сплав с хромом	
		По сечению	По высоте	По сечению	По высоте
Al, масс. %		0,39	1,31	0,61	0,98
Zr, масс. %		0,12	0,30		
Cr, масс. %				0,06	0,18

Таблица 3 - Разброс по содержанию легирующих элементов в абсолютных процентах

Хим. элемент	Разброс	Сплав с цирконием		Сплав с хромом	
		По сечению	По высоте	По сечению	По высоте
Al, абс. %		1,25	4,21	1,9	3,11
Zr, абс. %		5,22	13,00		
Cr, абс. %				2,22	6,66

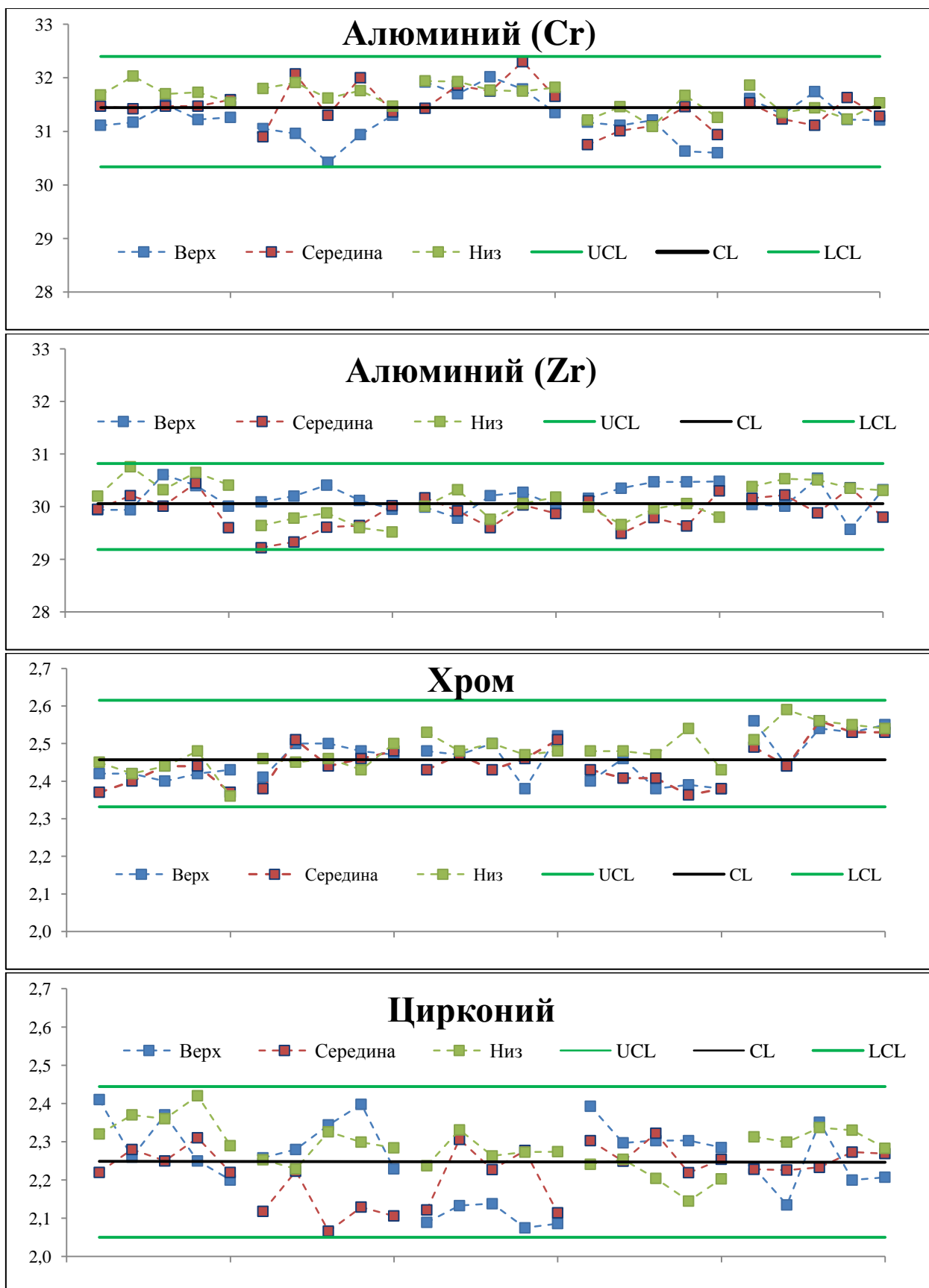


Рисунок 3 – Распределение легирующих элементов в слитках из интерметаллидных титановых γ -сплавов по вертикали

Из приведенных данных видно, что равномерность распределения всех химических элементов в слитках укладывается в контрольные границы UCL и LCL для карт средних значений \bar{X} как для распределения по высоте слитка, так и по сечению. Алюминий распределяется достаточно равномерно в обоих видах сплавов. Однако размах подгрупп для хрома значительно меньше, чем для циркония. Такое распределение легирующих элементов является характерным для β -эвтектоидных стабилизаторов, к которым и относится хром.

Как было сказано выше, слитки предназначаются для фасонного литья, поэтому научный интерес представляет и равномерность распределения легирующих элементов в отливках. Отливки получали по схеме ВДП+ВДП+ВДП+ВИП в двухкамерной индукционной печи с водоохлаждаемым тиглем заливкой слитков трёхкратного переплава в стальную изложницу (рис. 4а). Таким образом были изготовлены цилиндрические образцы размерами $\varnothing 70 \times 370$ мм (рис. 4б). Далее из верхней и донной частей образцов были вырезаны темплеты и изготовлены по 2 образца (рис. 4в).



Рисунок 4 – Оснастка для изготовления цилиндрического образца (а) и цилиндрический образец (б), схема вырезки образцов (в)

После плавки в индукционной печи разброс значений заметно уменьшился. По сечению он стал равен 0,02 масс.% и для алюминия, и для хрома. А по высоте – 0,05 масс.% для хрома, и 0,16 масс.% для алюминия. Такие высокие показатели равномерности химического состава позволяют гарантировать отсутствие ликвационных явлений в слитке и равномерность свойств.

Заключения

В результате проведенных в данной работе исследований установлено:

1. Изготовление слитков из интерметаллидного титанового сплава на основе γ -фазы методом трехкратного вакуумно-дугового переплава по выбранным режимам обеспечивает получение равномерного химического состава по всему объему слитка:

– разброс в содержании легирующих элементов составляет (по

сечению/по высоте): для алюминия 0,39 / 1,31 масс.%; для хрома 0,06 / 0,18 масс.%; для циркония 0,12 / 0,30 масс.%.
– угар алюминия составляет 1,0 – 2,1 масс.%; хрома 0,24 масс.%; циркония 0,05 масс.%.
Таким образом, по совокупности характеристик слитки тройного вакуумно-дугового переплава могут быть рекомендованы для литейного производства.

2. Переплав в индукционной печи обеспечивает уменьшение разброса более чем в 3 раза для хрома (как по высоте, так и по сечению), а для алюминия по сечению в 30 раз и по высоте в 6 раз.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-10249).

Список литературы

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.

Список литературы

2. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение: итоги и перспективы //Вестник Российской академии наук. 2002. Т. 72. №1. С. 3–12.

3. Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок //Крылья Родины. 2010. №4. С. 3–33.

4. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники //Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. №6. С. 520–530.

5. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС–МАТИ. 2009. 520 с.

6. Ночовная Н.А., Панин П.В., Кочетков А.С., Боков К.А. Современные жаропрочные сплавы на основе гамма-алюминидов титана: перспективы разработки и применения //Металловедение и ТОМ. 2014. №7. С. 23–27.
7. Kunal Kothari, Ramachandran Radhakrishnan, Norman M. Wereley. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques //Progress in Aerospace Sciences. 2012. Vol. 55. P. 1–16.
8. Имаев В.М., Имаев Р.М., Оленева Т.И. Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ -TiAl сплавов //Письма о материалах. 2011. Т. 1. С. 25–31.
9. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №№3-4. С. 34–38.
10. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД //Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 04.03.2016).
11. Lin J.P. et al. Development of high temperature TiAl alloys // Proc. of 12th World Conf. on Titanium. Publ. 2012. V. II. P. 1357–1362.
12. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. – М.:ВИАМ, 2018. 308 с. : ил.
13. Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Исследование закономерностей формирования структурно-фазового состояния сплавов на основе орто- и гамма-алюминидов титана в процессе термомеханической обработки //Вестник РФФИ. 2015. №1(85). С. 18–26.
14. Panin P., Nochovnaya N., Alexeev E., Kablov D. On the problem of low-temperature ductility improvement of Ti-Al and Ti-Al-Nb based alloys /Proc.

Int. Symposium on Gamma TiAl Alloys (ISGTA'14). San Diego. 2014. (CD-диск).

15. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Исследование структуры и свойств жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана с микродобавками гадолиния //«Материаловедение». 2016. №4.

16. Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Ясинский К.К., Кочетков А.С. Специфика плавки и способы получения слитков интерметаллидных титановых сплавов с повышенным содержанием ниобия //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 53–59.

17. Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Анищук Д.С., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Умарова О.З. Отработка технологии опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb //Титан. 2013. №4. С. 33–38.

18. Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 2 (31). С. 27-33.

УДК: 539.422.5

Исследование влияния кристаллографической текстуры металлической основы на эксплуатационные характеристики металло-матричных и металл-полимерных композиционных материалов

Гречников Ф.В.^{1,2}, д.т.н., академик РАН; Ерисов Я.А.¹, д.т.н.

gretch@ssau.ru

yaroslav.erisov@mail.ru

¹ Самарский национальный исследовательский университет
им. акад. С.П. Королева;

² Самарский федеральный исследовательский центр РАН

Аннотация:

Разработаны математические модели расчета усилия одноосного растяжения волокнистого композиционного материала и трещиностойкости металл-полимерного композиционного материала, учитывающие кристаллографическую текстуру металлической основы, а также направление армирования волокнами, что позволило сформулировать требования к текстуре с целью повышения прочности и трещиностойкости композиционных материалов.

Ключевые слова:

математическая модель, кристаллографическая текстура, волокнистый композиционный материал, металл-полимерный композиционный материал, прочность, трещиностойкость

Введение

Основную долю (около 70%) материалов, применяемых в производстве планера пассажирских и транспортных самолетов, составляют алюминиевые сплавы [1-2]. Однако, постоянное повышение требований к ресурсу, надежности летательных аппаратов, особенно трещиностойкости, обусловили необходимость разработки нового поколения материалов – композиционных (КМ), которые являются анизотропными по своей природе в силу их конструкции и производства [3]. Среди них наиболее широко применяются в авиационной технике металло-матричные и металл-полимерные КМ.

К металло-матричным относятся КМ, армированные непрерывными волокнами. Волокнистые КМ (ВКМ) имеют ряд важных преимуществ, создаваемых комбинацией следующих свойств: высокой прочности, высокого модуля упругости, высокой ударной вязкости; малой чувствительности к изменениям температуры или тепловым ударам; высокой поверхностной стойкости и малой чувствительности к поверхностным дефектам; высокой электро- и теплопроводности, технологичностью при формоизменении, соединении и окончательной механической обработке [4-5]. Однако каждый материал в отдельности не обладает всем комплексом таких свойств и его конкретные свойства определяются характеристиками матрицы и волокон.

Объединяя в целое волокна, матрица воспринимает различного рода внешние нагрузки и обеспечивает передачу усилий на волокна. За счет пластичности матрицы усилия от разрушенных волокон передаются соседним волокнам, а концентрация напряжений вблизи разного рода дефектов уменьшается. В качестве матричных материалов наиболее широко применяют алюминий и его сплавы [4-5]. Для армирования матриц используются волокна из различных материалов: проволока из металлов и сплавов; графитовые и угольные волокна; стекловолокна; т.п. [4-5].

Гибридные слоистые металл-полимерные КМ – алюмостеклопластики (СИАЛы, или GLARE) – представляют собой многослойные конструкционные материалы, состоящие из чередующихся тонких (0,3-0,5 мм) алюминиевых листов и прослоек стеклопластика с клеевым препрегом (толщиной 0,3-0,5 мм). Структура армирования стеклопластика выбирается в зависимости от условий работы элемента [3, 6]. В качестве материала металлической основы используют дуралюмины 1163АТ, Д16чАТ (2024-Т3), высокопрочные алюминиевые сплавы В95очТ2 (7075-Т6, 7475-Т76) и реже – алюминий-литиевые типа 1441Т11 [7-8].

СИАЛы сочетают свойства алюминиевых сплавов и полимерных композиционных материалов [3]. Главные достоинства алюмостеклопластиков – чрезвычайно высокое сопротивление развитию усталостных трещин (они «вязнут» в клеевых прослойках) и весовая эффективность (плотность до 2,3 г/см³). Эти преимущества сохраняются и в клепаных соединениях, широко применяющихся в конструкциях аэрокосмической техники [6]. Кроме этого, гибридные листы СИАЛа обеспечивают существенно бóльшую пожаростойкость по сравнению с алюминиевыми листами, а по сравнению с полимерными КМ – хорошее сопротивление низкоскоростным ударам (например, при случайном падении инструмента в процессе ремонтных работ) [7].

Улучшения механических и эксплуатационных характеристик ВКМ и СИАЛов, в частности, повышения трещиностойкости и усталостной прочности, можно добиться при использовании в их производстве алюминиевых сплавов с рациональной кристаллографией структуры [9].

В связи с этим в данной статье проведен теоретический анализ возможности повышения прочности металл-матричных КМ, армированных непрерывными волокнами, а также трещиностойкости металл-полимерных КМ и несущей способности конструкций из них за счет использования в их составе алюминиевых сплавов с благоприятной кристаллографией структуры.

Влияние кристаллографической текстуры матрицы ВКМ на хрупкое разрушение волокон

Авторами разработана математическая модель для расчета усилия одноосного растяжения ВКМ, при котором происходит разрушение волокон. Предложенная модель учитывает кристаллографическую ориентацию матричного материала и направление укладки волокон, что позволяет сформулировать требования к кристаллографии структуры, обеспечивающей повышение прочности волокнистого композиционного материала.

Выполним расчеты ВКМ, в качестве материала матрицы которого используется алюминиевый сплав АМг2. ВКМ армирован волокнами бора диаметром 50 мкм, расстояние между волокнами – 90 мкм. Будем считать, что кристаллографическая структура материала матрицы состоит только из одной идеальной ориентировки деформационного типа: $\{112\}\langle 111\rangle$ (медь), $\{110\}\langle 112\rangle$ (латунь), $\{123\}\langle 634\rangle$ (S) и $\{100\}\langle 011\rangle$ («куб на ребре»); рекристаллизационного типа: $\{100\}\langle 001\rangle$ (кубическая) и $\{110\}\langle 001\rangle$ (Госса). Также рассмотрим различные варианты ориентации направления армирования волокнами относительно направления прокатки (НП), при этом растяжение всегда осуществляется вдоль волокон.

Как видно из результатов расчетов, представленных на рисунке 1, кристаллография структуры материала матрицы оказывает влияние на прочностные характеристики ВКМ. В большинстве случаев кристаллографические ориентировки деформационного типа обеспечивают более высокие прочностные характеристики ВКМ по сравнению с изотропной матрицей, чем ориентировки рекристаллизационного типа. При этом наибольшее увеличение прочности наблюдается при армировании волокнами под углом около 45° к НП, если структура листа состоит из ориентировок деформационного типа. Для ориентировок рекристаллизационного типа, наоборот, при армировании в данном направлении – прочность наименьшая. Однако, экспериментальные

исследования показали, что производство листовых ВКМ, армированных под углом 45° к НП, ограничивается рядом технологических параметров. Более технологичным является производство ВКМ, армированных в НП или поперечном направлении (ПН). Если же укладка волокон осуществляется в НП, то свойства ВКМ мало зависят от кристаллографической ориентации структуры. При армировании в ПН для увеличения прочности ВКМ необходимо формировать в структуре текстуру меди $\{112\}\langle 111\rangle$.

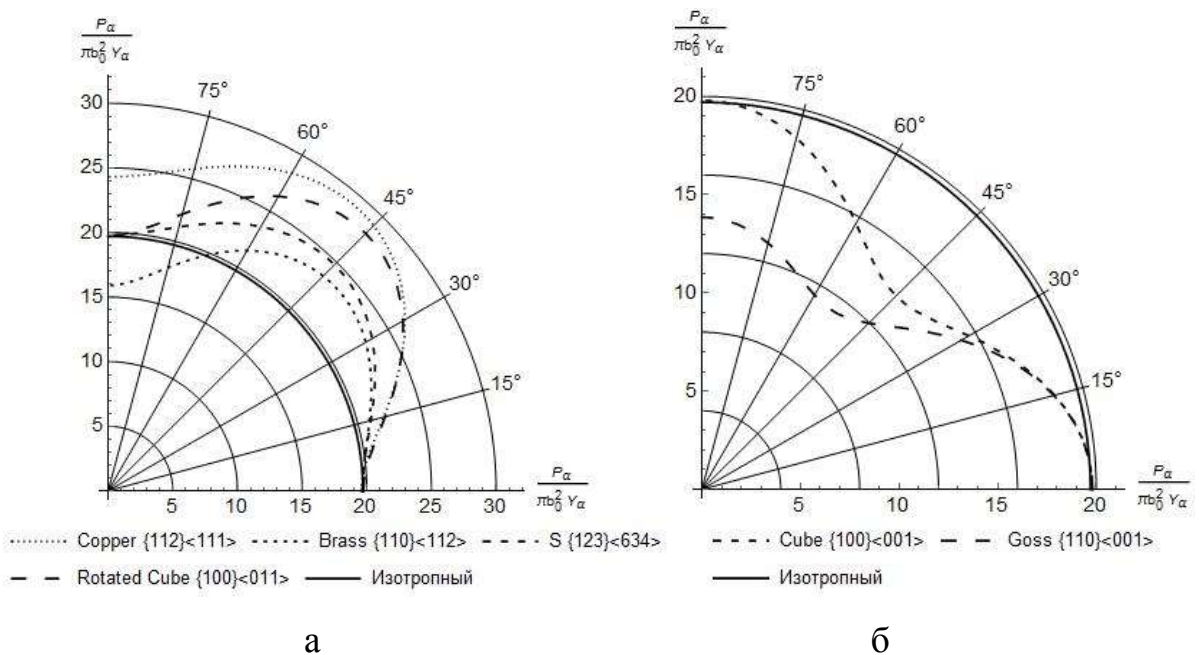


Рисунок 1 – Зависимость предельного усилия растяжения ВКМ при различном направлении армирования для идеальных кристаллографических ориентировок деформационного (а) и рекристаллизационного (б) типов

Трещиностойкость металл-полимерного композиционного материала

Известно, что усталостные микротрещины в СИАЛе образуются во внешнем металлическом слое и являются несквозными [6-7], при этом волокна стеклопластика длительное время сдерживают раскрытие трещины. Определим критический размер трещины, превышение которого приведет к быстрому (нестабильному) разрушению КМ.

Получены соотношения для расчета коэффициента интенсивности

напряжений K_I [10] трещины длиной $2a$ в трехслойном металл-полимерном композиционном материале (алюмостеклопластик, СИАЛ), нагруженном растягивающим напряжением $\sigma_{Al/GRP}$:

$$K_I = \frac{E_{Al}}{(1 - V_{GRP})E_{Al} + V_{GRP}E_{GRP}} \sigma_{Al/GRP} \sqrt{\pi a},$$

где E_{Al} – модуль упругости алюминиевого листа в направлении приложения нагрузки; E_{GRP} и V_{GRP} – модуль упругости и объемная доля стеклопластика соответственно. Выражение для модуля упругости в плоскости листа можно записать как функцию угла θ к направлению прокатки, упругих константы S'_{ijkl} кристаллической решетки и параметров кристаллографической текстуры Δ_i .

Рассмотрим влияние идеальных кристаллографических ориентировок на трещиностойкость трехслойного СИАЛа с однонаправленным армированием слоев клеевого препрега ($0^\circ/0^\circ$). Для расчетов примем модуль Юнга стеклопластика на основе ровинга с наполнением стекловолокном около 70% – $E_{GRP} = 60,0$ ГПа. В расчетах принималось, что текстура металлических слоев состоит только из одной идеальной кристаллографической ориентировки.

Согласно результатам расчета с увеличением объемной доли стеклопластика в составе СИАЛа при прочих равных условиях коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины увеличивается, а значит, уменьшается сопротивление материала раскрытию трещины.

Влияние кристаллографических ориентировок на трещиностойкость различно (рисунок 2). При армировании стекловолокном вдоль НП алюминиевых листов повышение трещиностойкости обеспечивают ориентировки рекристаллизационного типа ($\{100\}\langle 001\rangle$ и $\{110\}\langle 001\rangle$), а при укладке стекловолокон под углом 45° к НП – наоборот – выше трещиностойкость СИАЛа, текстура металлических слоев которого

представлена ориентировками деформационного типа ($\{112\}\langle 111\rangle$, $\{123\}\langle 634\rangle$; $\{110\}\langle 112\rangle$ и $\{100\}\langle 011\rangle$). В случае однонаправленного армирования влияние ориентировок $\{110\}\langle 112\rangle$ и $\{100\}\langle 011\rangle$, а также $\{100\}\langle 001\rangle$ и $\{110\}\langle 001\rangle$ на величину коэффициента интенсивности напряжений одинаково, так как эти ориентировки обеспечивают одинаковые модули упругости в НП алюминиевых листов (таблица **Ошибка! Источник ссылки не найден.**).

С изменением направления армирования картина кардинально меняется (рисунок 2). Так, при укладке стекловолокон под углом 45° к НП, трещиностойкость СИАЛа, текстура металлических слоев которого представлена ориентировками деформационного типа ($\{112\}\langle 111\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$, $\{123\}\langle 634\rangle$, $\{100\}\langle 011\rangle$), выше, чем в случае ориентировок рекристаллизационного типа ($\{100\}\langle 001\rangle$, $\{110\}\langle 001\rangle$).

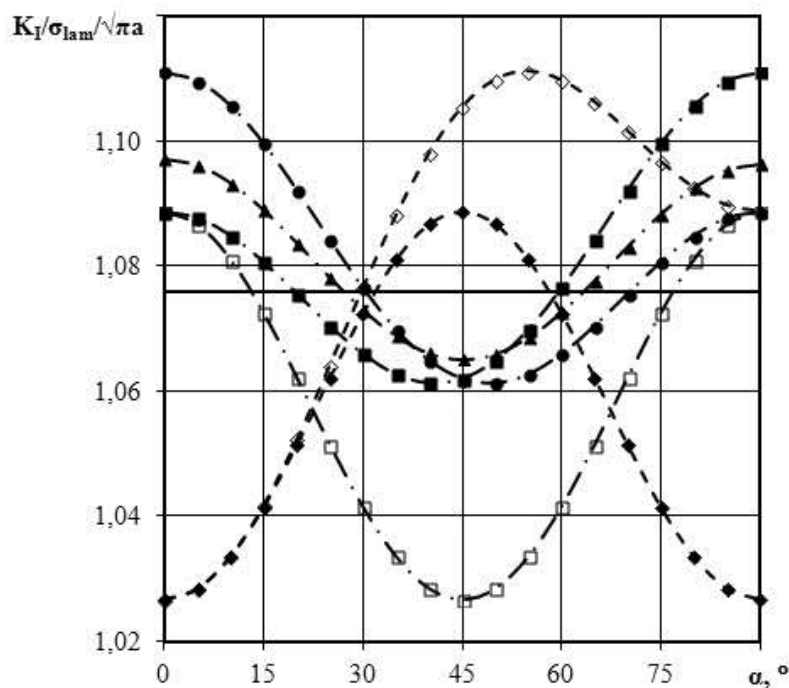


Рисунок 2 – Зависимость коэффициента интенсивности напряжений от компонент текстуры алюминиевых листов и направления армирования стекловолокном относительно НП ($V_{GRP} = 50\%$): ● – $\{112\}\langle 111\rangle$; ▲ – $\{123\}\langle 634\rangle$; ■ – $\{110\}\langle 112\rangle$; □ – $\{100\}\langle 011\rangle$; ◆ – $\{100\}\langle 001\rangle$; ◇ – $\{110\}\langle 001\rangle$; — – изотропный лист

Таким образом, при проектировании и производстве СИАЛов необходимо учитывать кристаллографическую текстуру металлических слоев и согласовывать направление армирования слоев клеевого препрега стекловолокном с НП алюминиевых листов, что при прочих равных условиях позволит повысить трещиностойкость СИАЛов более чем на 15%. Кроме этого, при производстве листов из алюминиевых сплавов необходимо назначать согласованные режимы прокатки и промежуточной термической обработки (отжига), поскольку только сочетание различных идеальных кристаллографических ориентировок деформационного и рекристаллизационного типов может обеспечить максимальное повышение трещиностойкости СИАЛов.

Заключение

Проведенный анализ показал, что кристаллографические ориентировки деформационного типа обеспечивают более высокие прочностные характеристики ВКМ по сравнению с изотропной матрицей, чем ориентировки рекристаллизационного типа. Наибольшее увеличение прочности наблюдается при армировании волокнами под углом около 45° к НП, если структура листа состоит из ориентировок деформационного типа. Для ориентировок рекристаллизационного типа армирование необходимо осуществлять в НП ($\{100\}\langle 001\rangle$, $\{110\}\langle 001\rangle$) или НП/ПН ($\{100\}\langle 001\rangle$).

Анализ влияния кристаллографических ориентировок на трещиностойкость СИАЛа показал, что при армировании стекловолокном вдоль НП алюминиевых листов повышение трещиностойкости обеспечивают ориентировки рекристаллизационного типа, а при укладке стекловолокон под углом 45° к НП – наоборот – выше трещиностойкость СИАЛа, текстура металлических слоев которого представлена ориентировками деформационного типа.

Благодарность

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10340).

Список литературы

1. Фридляндер, И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. / И.Н. Фридляндер // Технология легких сплавов. – 2002. – № 4. – С. 6-16.
2. Каблов, Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники / Е.Н. Каблов // Вестник Российской академии наук. – 2012. – Т. 82, № 6. – С. 520-530.
3. Sinmazcelik, T. A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods / T. Sinmazcelik, E. Avcu, M. Bora, O. Coban // Materials and Design. – 2011. – V. 32. – P. 3671-3685.
4. Костиков, В.И. Композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов, армированных углеродными волокнами / В.И. Костиков, А.Н. Варенков. – М.: Интермет Инжиниринг, 2000. – 446 с.
5. Курганова, Ю.А. Конструкционные металломатричные композиционные материалы / Ю.А. Курганова, А.Г. Колмаков. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2015. – 141 с.
6. Фридляндер, И.Н. Слоистые алюмополимерные материалы СИАЛ / И.Н. Фридляндер, О.Г. Сенаторова, Н.Ф. Лукина, В.В. Антипов, В.В. Сидельников, А.В. Гриневич, В.И. Постнов // Клеи. Герметики. Технологии. – 2007. – № 5. – С. 15-16.
7. Alderliesten, R. On the development of hybrid material concepts for aircraft structures / R. Alderliesten // Recent Patents on Engineering. – 2009. – №3. – P. 25-38.

8. Каблов, Е.Н. Слоистые алюмокомпозиты и сотрудничество с Airbus и TU Delft / Е.Н. Каблов, В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова // Цветные металлы. – 2013. – № 9. – С. 50-53.

9. Grechnikov, F.V. A manufacturability improvement of glass-fiber reinforced aluminum laminate by forming an effective crystallographic texture in V95 alloy sheets / F.V. Grechnikov, V.V. Antipov, Y.A. Erisov, A.F. Grechnikova // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2015. – Vol. 56, Is. 1. – P. 39-43.

10. Броек, Д. Основы механики разрушения / Д. Броек. – М.: Высшая школа, 1980. – 368 с.

УДК 546.05:546.26:621.762

Гибридные наноматериалы на основе многостенных углеродных нанотрубок декорированных металлосодержащими наночастицами или нанопокрытиями. Синтез. Свойства. Применение в качестве армирующих микродобавок в алюминиевые сплавы

Объедков А.М.¹, к.х.н.; Вилков И.В.¹; Аборкин А.В.², к.т.н.; Бабин Д.М.²;
Бокарёв Д.В.²

amo@iomc.ras.ru; mr.vilkof@yandex.ru; aborkin@vlsu.ru; necros-m2@yandex.ru; bokarev.1998@list.ru

¹*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлоорганической химии им. Г.А. Разуваева Российской академии наук, (ИМХ РАН)*

²*Владимирский государственный университет имени А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Аннотация:

В работе представлены результаты экспериментальных исследований закономерностей формирования, с использованием метода осаждения из паровой фазы металлоорганических соединений (МОСVD-метод) вольфрама и титана, гибридных наноматериалов на основе многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ) с коаксиальным расположением на их поверхности наночастиц или сплошных покрытий карбида вольфрама и карбида титана. Полученные образцы гибридных наноматериалов охарактеризованы различными физико-химическими методами. Проведена апробация гибридных наноматериалов в качестве армирующих микродобавок в алюминиевые сплавы. Показано положительное влияние керамических покрытий на поверхности многостенных углеродных нанотрубок на физико-механические свойства алюмоматричных композитов.

Ключевые слова:

многостенные углеродные нанотрубки, осаждение из паровой фазы металлоорганических соединений, гибридные наноматериалы, порошковая металлургия, алюминиевые сплавы

Разработка методов синтеза гибридных наноматериалов с заданными физико-химическими свойствами на основе многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ) с коаксиальным расположением по отношению к поверхности МУНТ различных металлосодержащих наночастиц или покрытий является актуальной проблемой развития нанотехнологий. Среди методов осаждения металлосодержащих наночастиц или покрытий на поверхность МУНТ особое место занимает метод осаждения из паровой фазы металлоорганических соединений (МОС), где в качестве прекурсоров используются летучие МОС. Гибридные наноматериалы, поверхность которых декорирована металлосодержащими наночастицами или покрытиями, представляют новый класс функциональных материалов. Роль МУНТ заключается в способности стабилизировать на поверхности высоко диспергированные металлосодержащие наночастицы или покрытия. Они имеют большую перспективу применения в качестве носителей катализаторов и нанодисперсных наполнителей металлических, керамических и полимерных матриц. В настоящее время в Российской Федерации отсутствует производство такого рода наноматериалов. Поэтому решаемая задача синтеза гибридных материалов на основе МУНТ, поверхность которых декорирована различными металлосодержащими нанопокрывтиями, в том числе карбида титана (TiC/МУНТ) и карбида вольфрама (WC/МУНТ) является актуальной.

Стратегия развития наших исследований включала решение следующих задач: разработка оригинального технологического оборудования для лабораторной технологии синтеза МУНТ; разработка лабораторной технологии синтеза гибридных наноматериалов TiC/МУНТ и WC/МУНТ, исследование их физико-химических свойств, а также их апробация в качестве армирующих наполнителей алюминиевых сплавов.

Синтез МУНТ проводился методом МОСVD с использованием в качестве прекурсоров ферроцена и толуола в кварцевом реакторе трубчатого

типа в токе аргона с двухступенчатой системой нагревательных печей при температуре 825 °С, подробно описанным в работах [1,2]. Синтезированные МУНТ и гибридные наноматериалы были охарактеризованы с помощью различных физико-химических методов анализа. Благодаря сканирующей (СЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронным микроскопиям были определены морфология и особенности строения гибридных наноматериалов. Исследования проводились с использованием оборудования ЦКП «Физика и технология микро- и наноструктур», ИФМ РАН, а именно сканирующего (Supra 50 VP, Carl Zeiss, оснащённого энергодисперсионным рентгеновским анализатором INCA, Oxford Instr.) и высокоразрешающего просвечивающего (LIBRA[®] 200MC, Carl Zeiss) электронных микроскопов, а также на просвечивающем электронном микроскопе Jeol JEM 2000EX (ЦКП «Аналитический центр ИМХ РАН»). Фазовый состав определялся методами рентгенофазового анализа с применением дифрактометра Shimadzu XRD 7000 (НИФТИ, ННГУ) и базы данных ICDD PDF-2.

Общий вид синтезированных МУНТ представлен на рисунке 1 (а) и (б). Диаметры МУНТ варьируются в пределах от 30 до 120 нм, при этом подавляющее число нанотрубок имеют диаметр ~80 нм, длина МУНТ достигает нескольких сотен микрон. Во внутренних каналах МУНТ наблюдается незначительное количество наночастиц γ -Fe, что подтверждается ЭДС (Рис. 1 (в)) и РФА (Рис. 1 (г)). Присутствие в энергодисперсионных рентгеновских спектрах кислорода объясняется его адсорбцией на поверхности МУНТ.

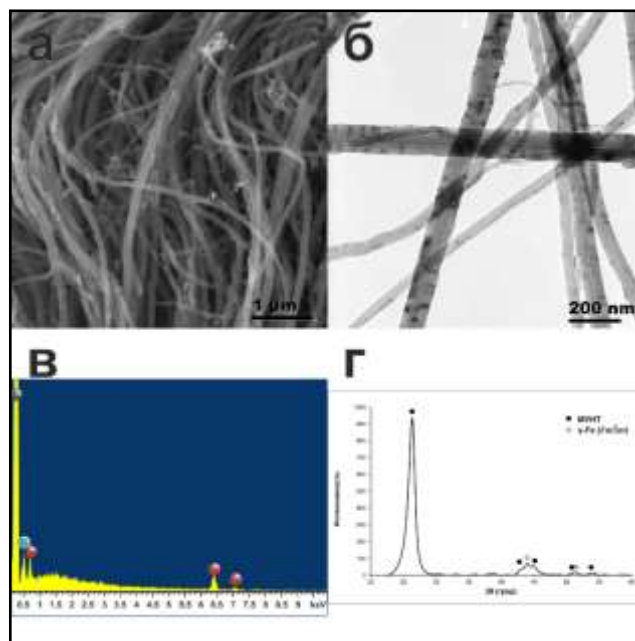


Рисунок 1 – Характеристика МУНТ: а – снимок СЭМ, б – ПЭМ, в – ЭДС спектр, г – дифрактограмма исходных МУНТ

Синтез гибридного наноматериала $WC_{1-x}/МУНТ$ проводили в кварцевом реакторе при пиролизе гексакарбонила вольфрама $W(CO)_6$ (ГКВ) на поверхности МУНТ при температуре 300 °С в вакууме при постоянной откачке продуктов пиролиза. Описание синтеза $WC_{1-x}/МУНТ$ подробно описано в работах [2-4]. В результате термического разложения ГКВ в зависимости от условий осаждения на поверхности МУНТ формируются на начальном этапе осаждения сферические наночастицы (Рис. 2 (а) и (б)) диаметром от 20 до 50 нм. Согласно ЭДС (Рис. 2 (д)) и РФА (Рис. 2 (е)) основной кристаллической фазой наночастиц является нестехиометрический карбид вольфрама (WC_{1-x} PDF# 00-020-1316). При подробном изучении наночастиц методами высокоразрешающей ПЭМ (ВРПЭМ) и электронной нанодифракции установлено их кластерное строение, при этом было отмечено, что кластеры беспорядочно ориентированы в рамках одной наночастицы, типичные размеры нанокристаллитов составляют от 2 до 5 нм. Начальное соотношение прекурсоров $W(CO)_6:МУНТ$ играет существенную роль и влияет на размеры наночастиц и тип покрытия. При достаточном

соотношении прекурсоров наночастицы начинают коагулироваться на поверхности МУНТ, образуя сплошное покрытие (Рис. 2 (в) и (г))

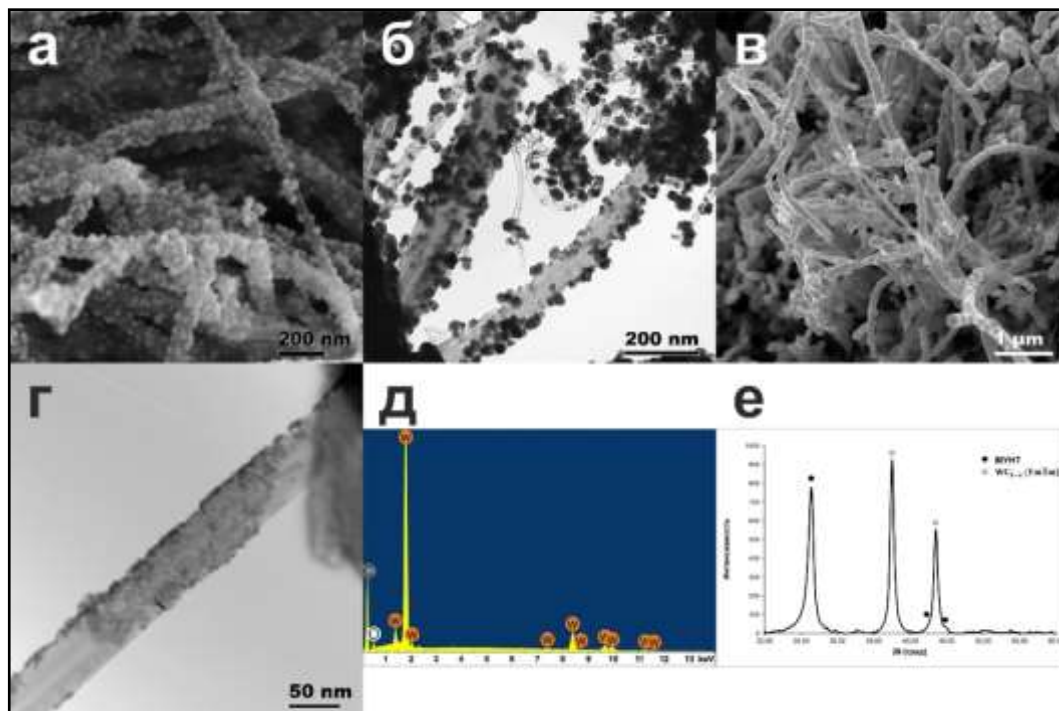


Рисунок 2 – Характеристика гибридного наноматериала WC_{1-x}/МУНТ. Начальный этап осаждения наночастиц WC_{1-x}: а – снимок СЭМ, б – ПЭМ; МУНТ декорированные сплошным нанопокровием, образующимся агломерацией наночастиц: в – снимок СЭМ, г – ПЭМ. ЭДС гибридного наноматериала WC_{1-x}/МУНТ – д, дифрактограмма WC_{1-x}/МУНТ – е

Синтез гибридного наноматериала TiC/МУНТ проводили в кварцевом реакторе при пиролизе дициклопентадиенилтитандихлорида (Ti-MOC) на поверхности МУНТ при температуре 900 °С в вакууме при постоянной откачке продуктов пиролиза. Подробное описание синтеза TiC/МУНТ приведено в работах [5-7].

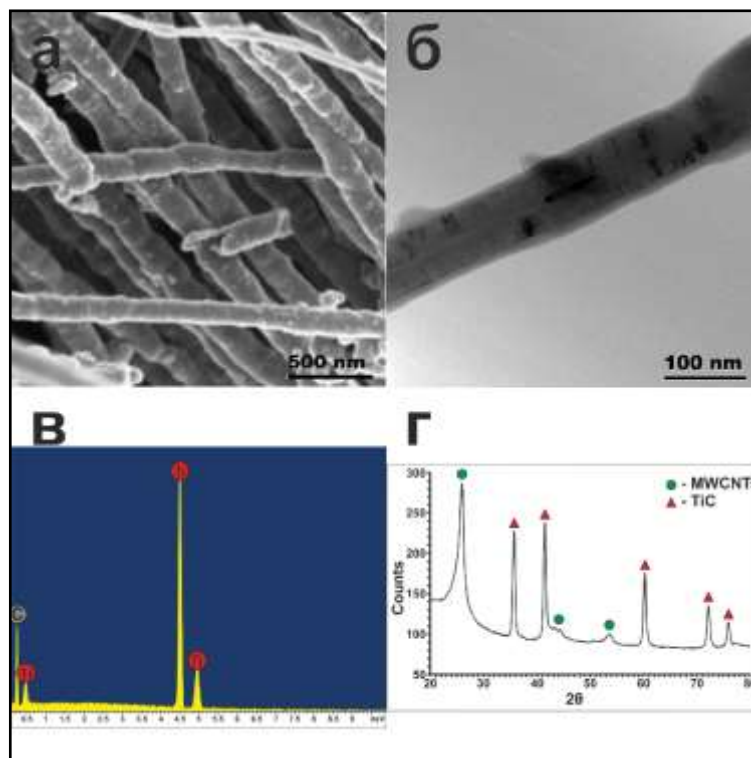


Рисунок 3 – Характеристика гибридного наноматериала TiC/МУНТ: а – снимок СЭМ, б – ПЭМ, в – ЭДС спектр, г – дифрактограмма гибридного наноматериала TiC/МУНТ

При массовых соотношениях (Ti-МОС):МУНТ меньших или равных 1:1 на поверхности МУНТ образуется только сплошное тонкое нанопокрывтие TiC толщиной ~ 10 нм (Рис. 3 (а) и (б)). Углеродные нанотрубки покрыты равномерно и однородно. Химический состав гибридного наноматериала, как и нанопокрывтия представлен атомами углерода и титана (Рис. 3 (в)). На рисунке 3 (г) приведена дифрактограмма гибридного наноматериала TiC/МУНТ, полученного при массовом соотношении прекурсоров 3:1. Согласно РФА основными кристаллическими фазами, обнаруженными в образце, являются МУНТ и TiC (PDF# 00-032-1383). При соотношениях $\leq 1:1$, идентифицировать наличие TiC не представлялось возможным, по-видимому, в связи с малыми размерами ОКР, а также из-за причин, изложенных далее. При детальном изучении при помощи ВРПЭМ было выявлено, что нанопокрывтие сильно аморфизованно, имеет немногочисленные кристаллические включения. Однако, при помощи спектроскопии

характеристических потерь энергии электронами и энергетически фильтруемой просвечивающей электронной микроскопии, был подтверждён химический состав аморфизованного покрытия, как карбид титана.

Исходный матричный материал представлял собой гранулы из алюминиевого сплава АМг2 размером 1-2 мм. Элементный состав гранул, полученный с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра последовательного действия ARL ADVANT'X, приведён ниже (мас. %): Al 96.11; Mg 2.42; Mn 0.55; Fe 0.26; Si 0.37; Zn до 0.1; Ti до 0.1; Cu до 0.1. В качестве упрочняющих добавок для сравнения использовались три типа углеродных наноструктур: многостенные углеродные нанотрубки в исходном состоянии, декорированные TiC и WC_{1-x}. Весовая доля каждого наполнителя составляла 1 вес.%. Гранулы алюминиевого сплава АМг2 с упрочняющими добавками смешивали с помощью высокоэнергетического шарового размола с использованием планетарной шаровой мельницы (PULVERISETTE 6, Fritsch, Germany). Высокоэнергетический шаровой размол порошковой смеси осуществляли в 250 мл стакане из нержавеющей стали. Для этого использовали размольные шарики из закалённой стали 100Cr6 диаметром 8 мм с соотношением массы размольных тел и порошку 15:1. Скорость вращения составляла 600 об / мин, а время размола 6 часов.

Размолотые порошки подвергали горячему прессованию с помощью прессы в специальной стальной форме, нагретой до 450 °С при давлении 400 МПа для получения компактов диаметром 17 мм и высотой ~11 мм. Далее с помощью электроэрозионной резки на станке Mitsubishi VA8 (Mitsubishi) вырезали цилиндрические образцы диаметром 6 мм для испытания на сжатие. Испытания на сжатие проводились при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Z400 (Zwick GmbH) со скоростью 5 мм/мин. Для каждой группы образцов было проведено не менее 3 испытаний.

На рисунке 4 представлены типичные SEM-изображения синтезированного порошка без упрочняющих добавок (см. рисунок 4(a)) и

композиционных порошков (см. рисунок 4(б-г)). В целом для порошков характерна неправильная форма частиц. Данные гранулометрического анализа, проведённого с помощью лазерного анализатора размера частиц Microsizer 201С, показывают, что d_{50} частиц матричного материала не превышают 60,5 мкм, композитов, упрочнённых 1 вес.% МУНТ - 51,3 мкм, TiC/МУНТ - 54,8 мкм, WC/МУНТ – 55,2 мкм. Суммируя данные сканирующей микроскопии и гранулометрии, можно отметить увеличение доли мелкой фракции при добавлении упрочняющих частиц.

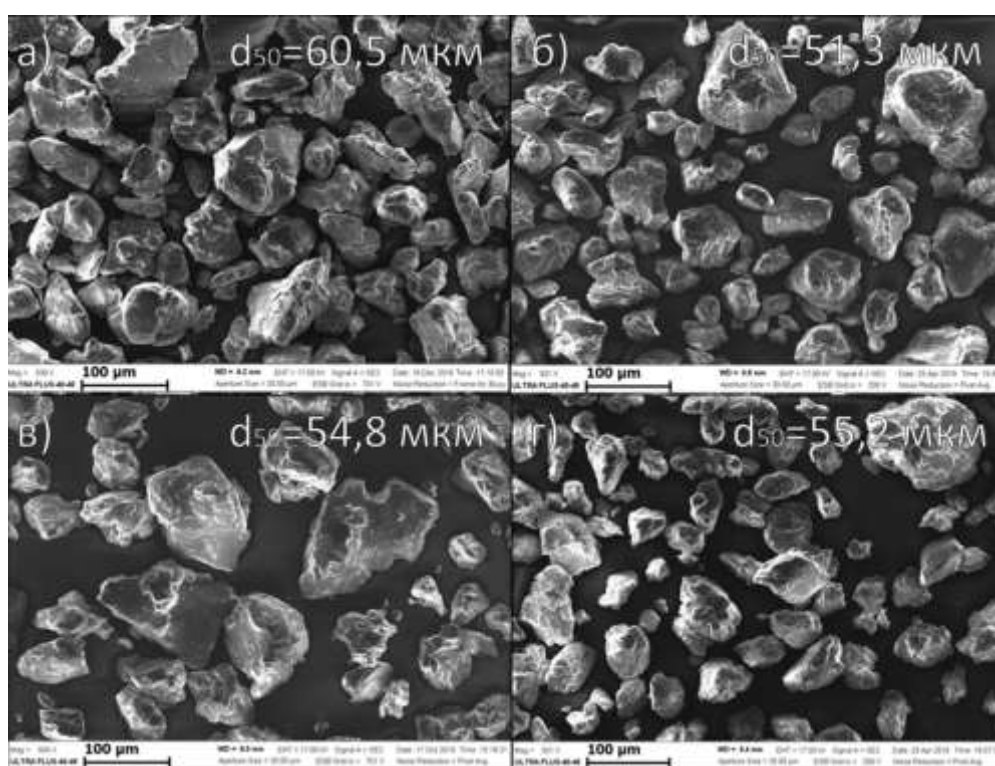


Рисунок 4 – SEM-изображения: а) матричного порошка АМг2, б) композиционного порошка АМг2+1 вес.% МУНТ, в) композиционного порошка АМг2+1 вес.% TiC/МУНТ г) композиционного порошка АМг2+1 вес.% WC/МУНТ

Фазовый состав порошковых и консолидированных образцов был исследован на рентгеновском дифрактометре BRUKER D8 ADVANCE (см. рисунок 5). Рентгенограммы имеют качественно сходный характер. Фиксируются только дифракционные пики, соответствующие матричному

материалу. Дифракционных пиков упрочняющих частиц не фиксировали, что в целом характерно для алюминиевых сплавов, упрочненных углеродными наноструктурами, и при более высоких концентрациях упрочняющих добавок [8]. Однако отмечено уширение пиков алюминия, что говорит об уменьшении размера кристаллитов, вызванным интенсивной пластической деформацией при высокоэнергетическом шаровом размоле.

После консолидации, как и следовало ожидать, происходит уменьшение ширины пиков Брэгговской дифракции. Это свидетельствует о росте размера зерна при изотермической выдержке.

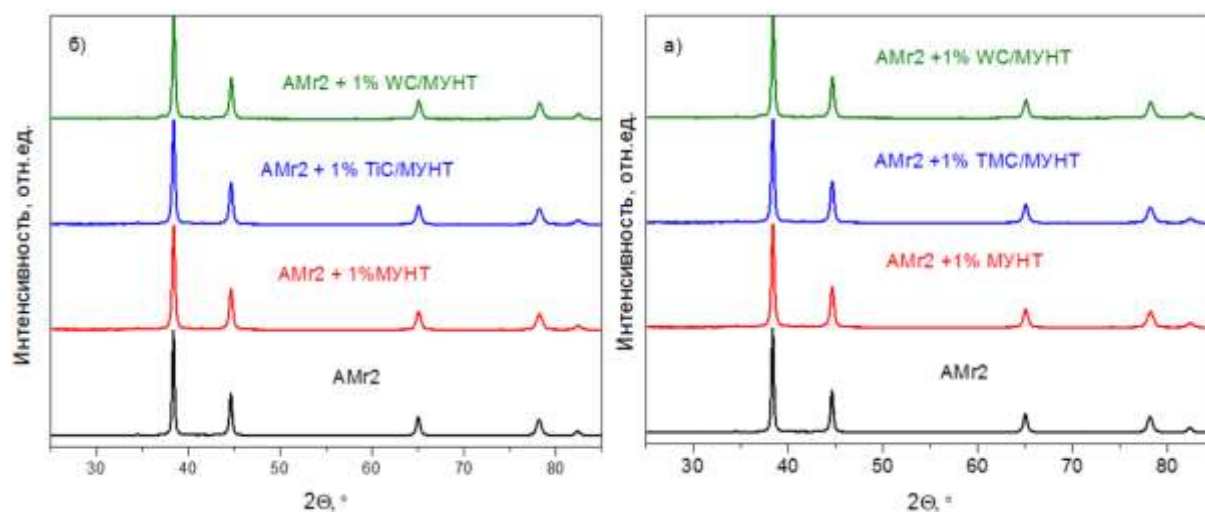


Рисунок 5 - Результаты рентгенофазового анализа порошковых (а) и консолидированных образцов (б)

В таблице 1 представлены механические свойства полученных композитных материалов. Стоит сразу отметить, что объёмная доля наполнителей в композитах каждой группы отличалась из-за различной плотности МУНТ и МУНТ-гибридных структур.

Сравнительный анализ данных показывает, что композиты на основе алюминиевого сплава, упрочнённые МУНТ-гибридными структурами имеют более высокую прочность при сжатии по сравнению с композитами, упрочнёнными исходными МУНТ. Предел прочности на сжатие матричного материала и композита с исходными МУНТ составил 570 и 726 МПа, соответственно. Добавление аналогичной массовой доли МУНТ,

декорированных TiC и WC_{1-x}, увеличило предел прочности композитов до 846 и 739 МПа, соответственно. Таким образом, добавление исходных и покрытых карбидом вольфрама МУНТ повысили предел прочности на 25%, а декорированных наночастицами карбида титана МУНТ на 50% по сравнению с матричным материалом.

Таблица 1 - Механические свойства композитных материалов

Состав	Относительная плотность	Предел прочности на сжатие, МПа	Микротвердость, НВ
АМг2	99,4	570	-
АМг2+1 вес.% МУНТ	97,4	726	162
АМг2+1 вес.% TiC/МУНТ	98,2	846	158
АМг2+1 вес.% WC/МУНТ	99,7	739	152

Повышение физико-механических свойств композитов, с одной стороны, происходит за счёт зернограничного упрочнения. С другой, благодаря повышению прочности межфазной связи «матрица-наполнитель», что обусловлено увеличением удельной площади поверхности контакта в случае использования МУНТ-гибридных наполнителей и положительным влиянием керамических частиц на смачиваемость поверхности упрочняющих частиц алюминием.

Заключение

Разработаны лабораторные технологии осаждения из паровой фазы металлоорганических соединений нанопокрований карбида вольфрама и карбида титана на поверхность многостенных углеродных нанотрубок. Нарботаны опытные партии гибридных наноматериалов WC_{1-x}/МУНТ и TiC/МУНТ, отличающихся различной степенью покрытия – от наночастиц до сплошных покрытий. Синтезированные МУНТ и гибридные наноматериалы

охарактеризованы с помощью различных физико-химических методов анализа (СЭМ, ПЭМ, ПЭМВР, РФА, ЭДСА). Проведена апробация гибридных наноматериалов в качестве армирующих наполнителей в алюминиевые сплавы. Показано положительное влияние керамических покрытий на поверхности многостенных углеродных нанотрубок на физико-механические свойства алюмоматричных композитов.

Исследование в части синтеза гибридных наноматериалов выполнено в рамках выполнения госзадания ИМХ РАН, тема 45.4, в части их апробации в качестве армирующих наполнителей алюминиевых сплавов в рамках гранта РНФ, проект № 18-79-10227.

Список литературы

1. Обьедков А.М., Каверин Б.С., В. А. Егоров В.А., Семенов Н.М., Кетков С.Ю., Домрачев Г.А., Кремлев К.В., Гусев С.А., Перевезенцев В.Н., Москвичев А.Н., Москвичев А.А., Родионов А.С. Макроцилиндры на основе радиально ориентированных многостенных углеродных нанотрубок // Письма о материалах. 2012. Т. 2. С. 152–156. DOI:10.22226/2410-3535-2012-3-152-156.

2. Sivkov D., Nekipelov S., Petrova O., Vinogradov A., Mingaleva A., Isaenko S., Makarov P., Ob'edkov A., Kaverin B., Gusev S., Vilkov I., Aborkin A., Sivkov V. Studies of buried layers and interfaces of tungsten carbide coatings on the MWCNTs surface by XPS and NEXAFS spectroscopy // Applied sciences. 2020. V.10. P.4736 (1-21). DOI: 10.3390/app10144736.

3. Кремлев К.В., Обьедков А.М., Семенов Н.М., Каверин Б.С., Кетков С.Ю., Вилков И.В., Андреев П.В., Гусев С.А., Аборкин А.В. Синтез гибридных материалов на основе многостенных углеродных нанотрубок, декорированных нанопокрывтиями WC_{1-x} различной морфологии // Письма в ЖТФ. 2019. Т. 45. Вып. 7. С. 41 – 44. DOI: 10.21883/PJTF.2019.07.47537.17644.

4. Aborkin A., Babin D., Zalesnov A., Prusov E., Ob'edkov A., Alymov M. Effect of ceramic coating on carbon nanotubes interaction with matrix material and mechanical properties of aluminum matrix nanocomposite // *Ceramics international*. 2020. V.46. Pp. 19256-19263. DOI: 10.1016/j.ceramint.2020.04.264.

5. Обьедков А.М., Кремлев К.В., Кетков С.Ю., Каверин Б.С., Семенов Н.М., Домрачев Г.А. Способ получения гибридного материала на основе многостенных углеродных нанотрубок с покрытием карбида титана. Патент РФ № 2612247. Опубликовано 03.03.2017. Бюл. № 7.

6. Кремлев К.В., Обьедков А.М., Кетков С.Ю., Каверин Б.С., Семенов Н.М., Гусев С.А., Татарский Д.А., Юнин П.А. Пиролитическое осаждение наноструктурированных покрытий карбида титана на поверхность многостенных углеродных нанотрубок // *Письма в журнал технической физики*. 2016. Т.42. № 10. С. 40–46.

7. Aborkin A., K. Khorkov K., Prusov E., Ob'edkov A., Kremlev K., Perezhogin I., Alymov M. Effect of increasing the strength of aluminum matrix nanocomposites reinforced with microadditions of multiwalled carbon nanotubes coated with TiC nanoparticles // *Nanomaterials*. 2019. 9. 1596(16). DOI:10.3390/nano9111596.

8. Аборкин А.В., Алымов М.И., Соболюков А.В., Хорьков К.С., Бабин Д.М. Влияние условий термомодеформационной обработки на консолидацию, структуру и механические свойства объемных нанокомпозитов системы Al-Mg-C // *Металлы*. 2018. №4. С. 27–35.

УДК 621.794.62

Термостойкое композиционное покрытие для защиты от коррозии стальных деталей

Дёмин С.А.; Петрова А.П., д.т.н.; Козлов И.А., к.т.н.; Никифоров А.А.¹

semeh86@yandex.ru

cvba@yandex.ru

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

Аннотация:

Разработанное во ФГУП «ВИАМ» композиционное покрытие на основе неорганических фосфатных связующих и металлического наполнителя для защиты от коррозии стальных деталей обладает высокой защитной способностью, в том числе при температурах эксплуатации до 500 °С. Это достигается поверхностным уплотнением композиционного покрытия, в результате чего алюминиевый наполнитель начинает выполнять протекторную роль и реализуется катодный характер защиты.

Ключевые слова:

защита от коррозии, высокопрочные стали, неорганические фосфатные связующие, композиционное покрытие, коррозионные испытания

¹ Работа выполнена под руководством д.т.н. Виноградова С.С.

Введение

Анализ стратегий развития российских интегрированных структур показывает, что дальнейшее развитие авиастроения в России невозможно без создания новых материалов с кардинально улучшенными служебными характеристиками и технологий их переработки [1].

Решение проблемы надёжности и долговечности машин и механизмов, экономного расходования материалов, энергии и трудовых ресурсов неразрывно связано с обеспечением эффективной защиты поверхностей деталей и конструкций от коррозии. Коррозия наносит ущерб народному хозяйству России примерно в размере не менее 10 % от валового национального продукта (ВНП). В промышленно развитых странах ущерб от коррозионного воздействия также огромен и составляет более 4 % от ВНП [2].

Проблемы, связанные с активным развитием коррозии, существуют не только в авиации. Так, например, в автомобильной военной технике число отказов в работе по причине коррозии от общего числа отказов составляет 60 – 70 %, в инженерной технике – 64,9 %. Одним из главных направлений борьбы с коррозией является создание коррозионностойких материалов и эффективных средств защиты от коррозии, причем оценку свойств материалов и покрытий проводят не только ускоренными методами, но и в натуральных климатических условиях [3].

Наиболее широко применяемыми покрытиями в авиационной промышленности являются гальванические цинковые и кадмиевые покрытия, а также плазменные алюминидные покрытия [4].

Гальванические покрытия имеют ограничения по температуре эксплуатации (до 250 °С), технология их нанесения обладает большой экологической опасностью, что требует создания целого комплекса очистных сооружений [5]. Нанесение алюминидных покрытий сопровождается высокотемпературным воздействием на металлическую основу, что

недопустимо для высокопрочных сталей.

Поэтому разработка анодного металлсодержащего покрытия, лишённого недостатков вышеперечисленных покрытий и технологий их нанесения, является весьма актуальной. [6].

Краткий анализ истории создания фосфатных композиционных покрытий

В настоящее время значительно возрос интерес разработчиков к различного рода и назначения металлонаполненным покрытиям, имеющим значительные перспективы для применения в авиакосмической технике [7,8]. Наиболее перспективными на сегодняшний день являются неорганические композиционные покрытия на основе фосфатных связующих. Большинство работ по созданию неорганических композиционных покрытий были посвящены защите от коррозии углеродистых конструкционных сталей, в том числе высокопрочных. Привлекательность и прогрессивность технологий композиционных покрытий обусловлена простотой нанесения таких покрытий, уникальными свойствами формируемых слоёв на поверхности металла, сочетающих в себе высокие коррозионно-защитные свойства, высокую адгезию и электропроводность, а также невысокой стоимостью компонентов, применяемых при изготовлении фосфатных связующих [9].

Композиционные покрытия наносятся из растворов, состоящих из неорганического связующего, представляющего собой обычно смесь неорганических полимеров на основе фосфатов, и алюминиевого наполнителя.

Неорганическое связующее должно обладать с одной стороны адгезионными свойствами, с другой стороны – водостойкостью. Этими свойствами обладают 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. Термическая устойчивость неорганических фосфатных полисоединений связана с прочным удержанием молекул кристаллизационной воды в структуре полимера и постепенным, по мере роста температуры, ее высвобождением, что способствует дальнейшей аморфизации и стеклованию неорганических фосфатных связующих без потери адгезионных свойств.

Роль алюминиевого наполнителя заключается в обеспечении электрохимической защиты от коррозии основного металла за счет создания разницы потенциалов в системе сталь-покрытие [10].

Базовое покрытие такого типа запатентовано в США в 1963 г. (US 3248251, автор Charlotte Allen) [11]. Покрытие и связующая композиция отверждается при нагревании при температуре 343 °С и включает твёрдые неорганические частицы (металл, тугоплавкий карбид, нитрид, силицид, сульфид), ионы двухвалентного металла (предпочтительно Mg^{2+}), фосфорную, хромовую, молибденовую кислоты и их соли. Покрытия данного типа разрабатывались и патентовались в основном фирмой Sermatech International Inc. Всего за период с середины 70-х по начало 2000-х годов фирмой Sermatech International Inc разработано и запатентовано более 30 изобретений по исследуемой проблеме. Покрытиям присвоили торговую марку SermeTel, а базовое покрытие по US 3248251(Allen) назвали SermeTel W [12-14].

Во ФГУП «ВИАМ» проведена разработка композиций на основе неорганических фосфатных связующих и металлического наполнителя.

В 2013 году запатентован состав (RU 2480534) на основе алюмохромфосфатного связующего и алюминиевого наполнителя для защиты от коррозии стальных деталей. В составе используют порошок алюминия с размером частиц до 15 мкм. Покрытие на основе разработанного состава может быть использовано при изготовлении валов газотурбинных двигателей, шасси вертолетов и других деталей для защиты от коррозии при эксплуатации в различных климатических условиях, в том числе при повышенных температурах до 460°C.

В конце 2013 года запатентован способ получения покрытия на углеродистых сталях (RU 2510716). Способ включает двухслойное нанесение на стальные детали суспензионного покрытия, его тепловую и механическую обработку. Суспензия состоит из алюмохромфосфатного раствора и алюминиевого порошка. Изобретение позволяет повысить защитную способность получаемого покрытия при упрощении технологии его нанесения и улучшении санитарно-гигиенических условий труда при приготовлении используемого алюмохромфосфатного раствора.

Целью данной работы являлась исследование свойств фосфатного композиционного покрытия для защиты от коррозии деталей из углеродистых, в том числе высокопрочных сталей, эксплуатирующихся при температуре до 460 °С.

Методы испытаний

Для разработки технологии нанесения покрытия и исследований его свойств использовали плоские образцы размером 100×50×2 мм из стали из стали 30ХГСА, а также стандартные образцы шифра Н03-021 по ГОСТ 9657-84 из стали ВКС-170ИД для механических испытаний по 5 образцов на каждую точку испытаний.

Для нанесения покрытия использовали суспензию алюминиевого порошка в алюмохромфосфатном связующем. Варьировали соотношение $Al_2O_3/Cr_2O_3/P_2O_5/Al$ от 30/3/7/60 до 43/18/15/24. Термообработку образцов с

покрытием проводили в воздушной среде до 300 °С в сушильном шкафу FD 115 Binder и до 500 °С в муфельной печи Nabertherm L9/11/SKM.

Толщину покрытия контролировать магнитным толщиномером типа PosiTector 6000.

Защитную способность композиционного покрытия определяли методом ускоренных коррозионных испытаний в камере солевого тумана по ГОСТ 9.308-85 при температуре 33-37 °С и относительной влажности 70 % при непрерывном распылении нейтрального 5 %-го водного раствора хлористого натрия, а также методом натуральных испытаний **на климатических испытательных станциях по ГОСТ 9.909-86** в условиях промышленной зоны умеренного климата в центре (МЦКИ ВИАМ) и в условиях приморской зоны умеренного тёплого климата (ГЦКИ ВИАМ).

Прочность сцепления композиционных покрытий проверяли методом нанесения сетки царапин по ГОСТ 31149.

Испытания на многоцикловую усталость проведены в соответствии с требованиями ГОСТ 25.502 на машинах МВИ611М в условиях чистого изгиба с вращением с частотой 50 Гц при коэффициенте асимметрии цикла $R=-1$ при температуре 460 °С. Испытания на длительную прочность проведены в соответствии с требованиями ГОСТ 10145 на машинах ZST 2/3 ВИАТ.

Результаты экспериментальных работ

Перед нанесением защитного покрытия стальные образцы подвергали пескоструйной обработке электрокорундовым шлифпорошком при давлении воздуха от 4 до 5 бар. Другие виды обработки поверхности углеродистых конструкционных сталей не позволяют получать не только удовлетворительную адгезию, но и сплошность покрытия.

Покрытие наносят методом пульверизационного распыления. Рекомендуется наносить покрытие в два слоя с термообработкой каждого слоя.

По мере удаления кристаллизационной воды в процессе сушки, формируются многочисленные водородные связи между молекулами неорганических фосфатов (рисунок 1Б) и гидроксильными группами, содержащимися на поверхности гидрофильной подложки (рисунок 1В).

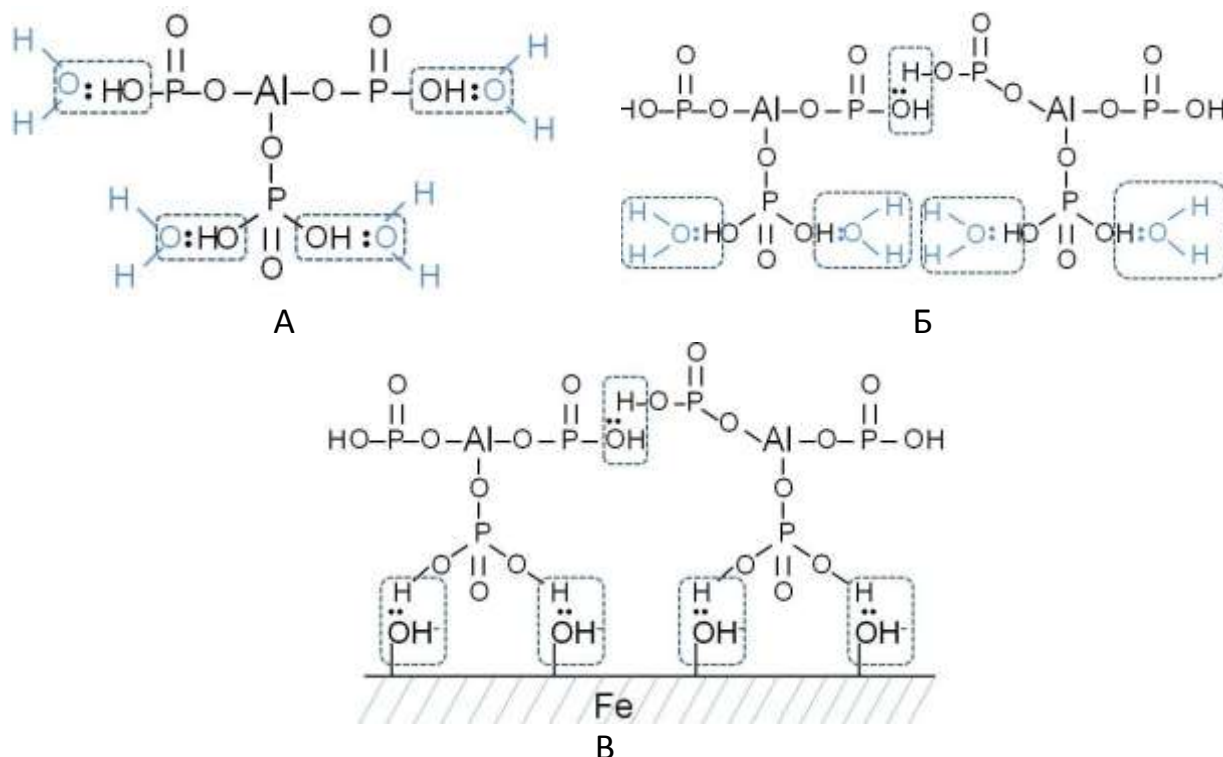


Рисунок 1 – Схема формирования водородных связей между молекулами неорганического фосфата алюминия и гидрофильной поверхностью подложки (сталь)

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.

Катодный характер защиты композиционных покрытий обеспечивается применением в составе покрытия металлсодержащих наполнителей с отрицательным электрохимическим потенциалом. Значения

электрохимического потенциала высокопрочных сталей типа ВКС-170 в 3 %-м растворе NaCl находятся в пределах от $-0,44$ до $-0,50$ В. Значение стандартного электродного потенциала алюминия $-1,66$ В. При контакте в коррозионно-активной среде пары металлов Fe/Al анодный процесс растворения будет характеризоваться переходом алюминия в ионную форму.

Максимальный расход для нанесения двухслойного покрытия составляет $280-320$ г/м² поверхности. Общая толщина композиционного покрытия составляет $45-60$ мкм.

Для определения защитной способности композиционного покрытия на основе фосфатов были проведены сравнительные ускоренные коррозионные испытания в камере соляного тумана (КСТ) и натурные испытания в условиях промышленной зоны умеренного климата в центре (МЦКИ ВИАМ) и в условиях приморской зоны умеренного тёплого климата (ГЦКИ ВИАМ).

Испытаниями в КСТ было показано, композиционное покрытие обладает высокой защитной способностью – продукты коррозии стали не обнаружены после 5000 ч испытаний. Местное повреждение (крестообразный разрез) покрытия до стальной основы не приводит к коррозии стали (рисунок 2). Тёмные и светлые участки на композиционном покрытии характеризуют коррозионную деградацию наружного шлифованного алюминиевого слоя.

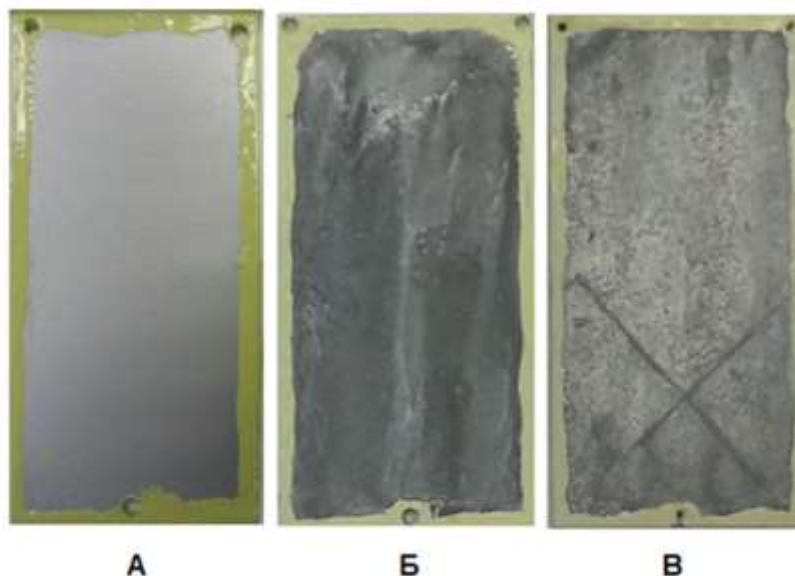


Рисунок 2 – Внешний вид образцов из стали 30ХГСА с композиционными покрытиями:

А – исходное состояние образца до испытаний;

Б – после коррозионных испытаний в КСТ в течение 5000 часов без нарушения покрытия;

В – после коррозионных испытаний в КСТ в течение 5000 часов с нарушением покрытия до стальной основы.

Натурные испытания образцов с покрытиями также подтвердили высокие защитные свойства композиционного покрытия – образцы не имеют коррозионных повреждений стали в течение пяти лет экспозиции.

Результаты натуральных коррозионных испытаний после 5 лет экспозиции приведены на рисунке 3.

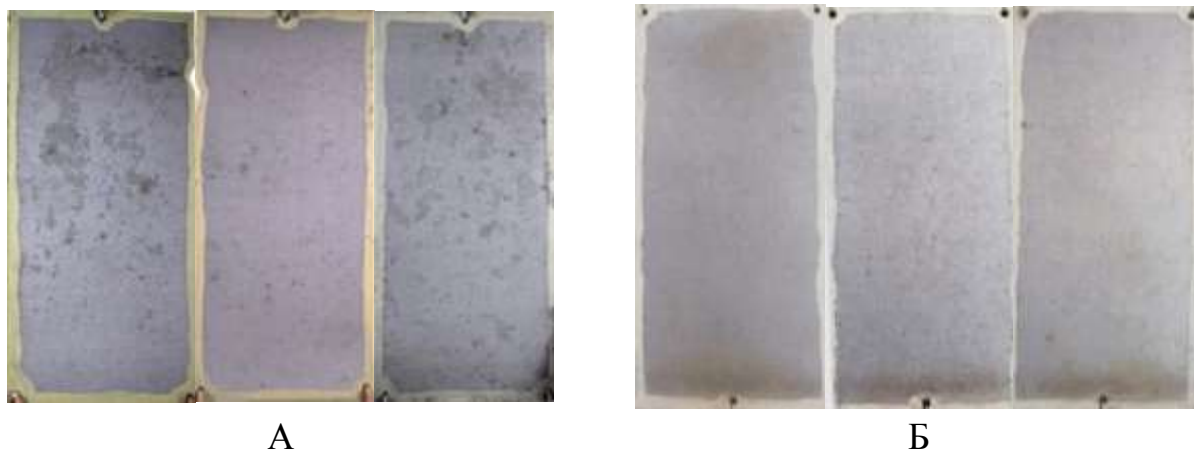


Рисунок 3 – Внешний вид образцов с композиционными покрытиями:

А – после 5 лет экспозиции на площадке ГЦКИ;

Б – после 5 лет экспозиции на площадке МЦКИ.

Длительный прогрев композиционного покрытия при температуре 460 °С в течение 500 ч не ухудшает его защитную способность (рисунок 4).



Рисунок 4 – Внешний вид образцов с композиционным покрытием после технологического прогрева при температуре 460 °С в течение 500 ч

А – образцы до испытаний в КСТ;

Б – образцы с композиционным покрытием после 2000 ч испытаний в КСТ

Высокая защитная способность композиционного покрытия объясняется его протекторными свойствами по отношению к углеродистой стали, которые реализуются после уплотнения поверхности композиционного покрытия [15].

При шлифовании верхний слой покрытия уплотняется, вместе с ним удаляется слой связующего, закрывающий наружные частицы алюминиевого порошка. При этом по поверхности покрытия происходит наволакивание алюминия. Этот поверхностный алюминий, электрически соединённый со стальной основой, играет роль протектора [16].

Покрытие обладает удовлетворительной адгезией к стали (не ниже 1 балла), что подтверждено испытаниями, как методом нанесения параллельных надрезов, так и более жёстким методом нанесения сетки царапин, который применим для покрытий толщиной до 60 мкм (ГОСТ 31149). Отслаивания покрытия и сколов, в том числе в местах перекрестий, не наблюдается.

В процессе нанесения композиционного покрытия практически не происходит наводороживание стальной основы, что позволяет применять

данное покрытие на высокопрочных сталях без изменения их механических свойств. Образцы из стали ВКС-170ИД с композиционным покрытием, испытанные на многоцикловую усталость (МнЦУ) при напряжении $\sigma_{-1} = 550$ МПа и температуре 460 °С и на длительную прочность при напряжении $\sigma = 824$ МПа и температуре 460 °С, простояли без разрушения более установленной базы испытаний 20 млн. циклов для МнЦУ и 100 ч для испытаний на длительную прочность. Результаты механических испытаний представлены в таблицах 1-2.

Таблица 1 – Влияние технологии нанесения и технологии ремонта композиционных покрытий на кратковременную прочность образцов из стали ВКС-9

Вид ПК	Вид ремонта	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
Без покрытия Сталь ВКС-9	–	1570 – 1700	1940 – 1990	9,1 – 12,5	49 – 55
		1626	1954	11,22	51,8
Двухслойное композиционное покрытие	–	1450 – 1490	1800 – 1870	9,9 – 10,5	56,0 – 57,0
		1477	1843	10,1	56,3
	+ в NaOH	1420 – 1520	1810 – 1890	10,0 – 11,0	53,0 – 57,0
		1480	1860	10,5	55
+ с ПО	1470 – 1500	1820 – 1890	9,4 – 10,5	53,0 – 57,0	
	1480	1843,3	10,1	54,7	

Таблица 2 – Влияние технологии нанесения и технологии ремонта композиционных покрытий на многоцикловую усталость и длительную прочность образцов из стали ВКС-9

Вид покрытия на стали ВКС-9	Вид испытаний			
	Многоцикловая усталость		Длительная прочность	
	σ_{-1} , МПа	N, циклы	σ , МПа	$\tau_{разр}$, ч
шлифование + ПО	550	$> 2,5 \times 10^7$	824	$\frac{97 - 128}{112}$
шлифование + ПО+ композиционное покрытие	550	$> 3,25 \times 10^7$	824	$\frac{113 - 115}{114}$
снятие и повторное нанесение покрытия	550	$3,0 \times 10^7$	824	$\frac{95 - 112}{104}$

При удалении покрытия и повторном его нанесении механические свойства высокопрочной стали остаётся практически на уровне исходных значений, что подтверждается результатами испытаний на многоцикловую усталость и длительную прочность образцов из стали ВКС-9 с композиционным покрытием. Это говорит о ремонтпригодности данного покрытия.

Заключение

Разработанное во ФГУП ВИАМ композиционное покрытие на основе фосфатов и алюминиевого порошка может быть применено для защиты от коррозии деталей из высокопрочных углеродистых сталей, эксплуатирующихся во всеклиматических условиях, в том числе и при повышенных температурах до 460 °С.

Для обеспечения наибольшей защитной способности композиционных покрытий целесообразно применять двухслойное покрытие толщиной от 40 до 60 мкм с промежуточной поверхностной обработкой каждого слоя покрытия;

Технологический прогрев при температуре 460 °С в течение 500 ч. не снижает защитной способности композиционного покрытия.

Список литературы

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.
2. Каблов Е.Н. Коррозия или жизнь //Наука и жизнь. 2012. №11. С. 16–21.
3. Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад //Наука и жизнь. 2010. № 4. С. 2–7.
4. Виноградов С.С. Экологически безопасное гальваническое производство. М.: Глобус. 2002. 352 с.
5. Маркова Е.С., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б., Громов В.И. Мартенситостареющие стали – новые перспективные материалы для валов ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 81–84.
6. Маркова Е.С., Якушева Н.А., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б. Технологические особенности производства мартенситостареющей стали

ВКС-180 //Труды ВИАМ. 2013. №7. Ст. 01 (viam-works.ru).

7. Каримова С.А., Павловская Т.Г. Разработка способов защиты от коррозии конструкций, работающих в условиях космоса //Труды ВИАМ. 2013. №4. Ст. 02 (viam-works.ru).

8. Солнцев С. С., Розенкова В. А., Миронова Н. А., Гаврилов С. В. Керамические покрытия для защиты высокопрочной стали при термической обработке //Авиационные материалы и технологии. 2011. №4. С. 3–8.

9. Солнцев С.С. Высокотемпературные композиционные материалы и покрытия на основе стекла и керамики для авиакосмической техники //Авиационные материалы и технологии. 2012. №1. С. 12–16.

10. Продан Е.А., Продан Л.И., Ермоленко Н.Ф. Триполифосфаты и их применение. Минск: Наука и техника. 1969. 536 с.

11. Inorganic Coating And Bonding Composition. pat. 3248251 US; publ. Apr. 26,1966.

12. Coated Part, Coating Therefor and Method of Forming Same. pat. 4564555 US; publ. Jan. 14,1986.

13. Coating Composition Containing Undissolved Hexavalent Chromium Salt. pat. 4889558 US; publ. Dec. 26,1989.

14. Coating Compositions Containing Unreacted Hexavalent Chromium, a Method of Applying and an Article. pat. 4975330 US; publ. Dec. 4,1990.

15. Каблов Е.Н., Кириллов В.Н., Жирнов А.Д., Старцев О.В., Вапиров Ю.М. Центры для климатических испытаний авиационных ПКМ //Авиационная промышленность. 2009. №4. С. 36–46.

16. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М., Панин С.В. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. Ч. 1. Факторы влияния (Обзор) //Коррозия: материалы, защита. 2013. №12. С. 6–18.

УДК 629.7.023

Особенности формирования плазменного электролитического оксидного покрытия на алюминиевом сплаве системы Al-Cu-Mg-Li

Кузин Я.С.; Фомина М.А.; Козлов И.А., к.т.н.; Кутырев А.Е., к.х.н.

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

Аннотация:

Проведены исследования влияния различных параметров нанесения защитного покрытия методом плазменного электролитического оксидирования (далее - ПЭО) на образцах алюминиевого сплава. Проведена оценка изменения свойств покрытия (толщина, микротвёрдость, пористость) при изменении следующих параметров нанесения ПЭО: соотношение амплитуд анодного и катодного токов, плотность тока, длительность оксидирования и температура электролита. Проведена визуальная оценка структуры покрытия на микрошлифах. На основании полученных данных получены оптимальные режимы нанесения ПЭО покрытия для решения требуемой задачи, а именно получение прочного (микротвёрдость покрытия на уровне не менее 1100 HV) покрытия с возможностью дальнейшего модифицирования.

Ключевые слова:

алюминиевые сплавы, конверсионные покрытия, оксидирование, покрытия, плазменное электролитическое оксидирование

Введение

Изделия и детали из алюминиевых сплавов в современных реалиях являются наиболее приоритетными для использования в авиационной технике [1]. В связи с необходимостью повышения весовых, прочностных и технологических свойств деталей из алюминиевых сплавов продолжительно время ведется работа по модифицированию химического состава [2-4], технологии выплавки [5-7], деформации [8-10], термической обработки [11-12], химической и электрохимической обработки [13-15]. Одним из интенсивно развивающихся направлений в металловедении алюминиевых сплавов для авиастроения является изучение алюминий-литиевых сплавов. Академик РАН Фридляндер И.Н. в своих работах [16,17] предвидел положительные стороны освоения свариваемых алюминий-литиевых сплавов взамен традиционно применяемым [18-20]. В настоящее время по всему миру ведется активная работа по поиску оптимальных составов и технологий изготовления полуфабрикатов и изделий из алюминиевых сплавов систем алюминий-литий.

Основные производители авиационной и космической техники в течении последних 30-ти лет активно внедряют в свои изделия детали и сборочные единицы из алюминий-литиевых сплавов [21-23].

Для улучшения защиты изделий из алюминиевых сплавов от коррозии ведутся работы по внедрению новых видов неметаллическими неорганическими покрытиями [24-28]. Преимущественно нанесение таких покрытий происходит за счет химических или электрохимических процессов окисления в растворах электролитов [29]. На данный момент к технологии ПЭО в среде ученых проявляется повышенный интерес в связи с широкими возможностями получения защитных покрытий с различными свойствами [30-33]. Покрытия, формируемые по технологии ПЭО, позволяют обеспечить высокую износостойкость поверхности алюминиевых сплавов и при этом используемые электролиты практически не содержат вредных химических

соединений [34-36]. В связи с тем, что информация о протекании процесса ПЭО на алюминий-литиевых сплавах и влиянии химического состава электролита на структуру и свойства покрытия мало изучены, а научные коллективы по всему миру в большей степени работают с малолегированными сплавами или чистым алюминием [37-42]. Данный факт обусловлен чрезвычайно высокой вариативностью реализации процесса ПЭО за счет варьирования токовых режимов и составов электролитов. При этом влиянию фазового и химического состава поверхности сплавов на свойства плазменного электролитического оксидного покрытия отводится крайне мало внимания при исследованиях.

На основании выше изложенного, исследование свойств покрытия, получаемого методом ПЭО на поверхности алюминиевого сплава системы Al-Cu-Li, является актуальной задачей, а полученные результаты позволят расширить возможности использования технологии ПЭО и оценить направление дальнейшего развития применительно к сплавам системы Al-Li.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на образцах из листового полуфабриката толщиной 3 мм алюминий-литиевого сплава 1441Т1. Основные легирующие элементы используемого сплава представлены в таблице 1. На каждый вариант исследований использовали по 5 и более образцов.

Таблица 1 - Содержание основных компонентов легирующих элементов в сплаве 1441, % по массе

Сплав	Al	Mg	Cu	Li
1441	основа	0.9	1.8	1.8

Подготовку поверхности образцов перед нанесением плазменного электролитического оксидного покрытия осуществляли травлением образцов в растворе щелочи при температуре 50-55 °С с последующим снятием шлама в растворе азотной кислоты при температуре 20-25 °С.

Формирование на поверхности образцов из алюминиевого сплава 1441 плазменного электролитического оксидного покрытия осуществлялась в водном растворе электролитов следующего состава:

Состав № 1: натриевое жидкое стекло 10 г/л и тринатрийфосфат 10 г/л;

Состав № 2: натриевое жидкое стекло 10 г/л и натрий тетраборнокислый 10 г/л;

В качестве ванн для нанесения покрытий использовали ёмкости из поливинилхлорида, оборудованные системой поддержания постоянной температуры растворов электролита.

В качестве источника тока использовали установку плазменного электролитического оксидирования MicroArc 3.0 производства ООО НПП «ИНСИТЕК», обеспечивающую амплитуду катодного и анодного поляризирующих импульсов до 600 В. Значения плотности тока, длительности импульсов, соотношений амплитуд анодного и катодного импульсов тока для всех из исследуемых вариантов оставалось неизменным.

Анализ топографии поверхности плазменного электролитического покрытия осуществляли методом конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (CLSM) с применением оптического профилометра Plu NEOX Sensofar-Tech.

Измерение толщины плазменного электролитического оксидного покрытия осуществляли токовихревым методом с применением толщиномера MiniTest 2100 и датчика N02. На каждую сторону образца приходилось не менее 5 измерений.

Исследование структуры покрытия проводили на поперечных шлифах образцов с покрытием методом растровой микроскопии на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV в режимах вторичных (SEI) и обратноотражённых (BEC или COMPO) электронов.

Микротвердость поверхности определяли по методу Виккерса на приборе Emcotest Durascan путем определения величины отпечатка

внедряемого индентора при заданной и постоянной нагрузке 0,0981 Н в течение 15 с. В качестве индентора применялась четырехгранная алмазная пирамида с углом при вершине, равным 136° . Количество точек измерения составляло не менее 5 на каждый образец.

Измерение коэффициента трения проводили при комнатной температуре на испытательной машине ИИ-5018, имитирующей трение «ДИСК-ДИСК». Перед испытаниями осуществлялась притирка образцов, а сами испытания проходили при постоянной действующей нагрузке 1 кН. В качестве контр-тела использовали алюминиевый сплав с покрытием, полученным методом ПЭО.

Результаты и их обсуждение

По результатам анализа литературных данных, в качестве электролитов для нанесения защитных покрытий методом ПЭО были выбраны составы, включающие техническое жидкое стекло, тринатрийфосфат и/или натрий тетраборнокислый, при этом значение рН электролита должно быть в диапазоне от 9 до 12.

Введение в состав силикатного электролита соли фосфорной кислоты, обеспечивает получение комплексных соединений, позволяющих стабилизировать ионы кремния в щелочной среде и тем самым повысить устойчивость системы в течении длительного времени хранения.

Введение в состав силикатного электролита натрия тетраборнокислого, позволяет увеличить количества ионов в объеме электролита и повысить скорость роста покрытия. Одновременно с этим рН электролита имеет наиболее низкое значение, что снижает травящую способность и благоприятно сказывается на структуре ПЭО покрытия.

С целью установления оптимального соотношения амплитуд анодного (I_a) и катодного (I_k) токов при формировании плазменного электролитического оксидного покрытия на образцах из алюминиевых сплавов выбраны соотношения I_a/I_k равные 0,5, 1, 2. При этом среднее

значение плотности тока оставалось неизменным и равнялось 30 А/дм^2 , что обеспечивало пропускание одинакового количества электричества за единицу времени. Температура электролита не превышала $20 \text{ }^\circ\text{C}$, а время оксидирования составляло 60 мин. После окончания плазменного электролитического оксидирования оценивали толщину покрытия, его микротвердость (таблица 2) и структуру.

Таблица 2 - Свойства ПЭО покрытия сформированного на образцах алюминиевого сплава 1441Т1 при различном соотношении амплитуд анодного (I_a) и катодного (I_k) токов

Сплав	Состав электролита	Соотношение I_a/I_k	Среднее значение толщины, мкм	Среднее значение микротвердости, HV_{25}
1441Т1	№1	0,5	41,1	493
		1	51,8	510
		2	58,2	350
	№ 2	0,5	24,3	458
		1	33,6	450
		2	39,4	287

Установлено, что максимальная толщина плазменного электролитического покрытия на образцах из алюминиевого сплава 1441Т1 достигается при соотношении амплитудных значений токов равном 2. Данная закономерность наблюдается как при использовании состава электролита №1, так и при использовании состава №2. При этом микротвердость покрытий имеет наименьший показатель. При использовании соотношения I_a/I_k равного 0,5 толщина покрытия минимальна, а значение микротвердости находится на уровне значений микротвердости для покрытий, полученных при соотношении I_a/I_k равного 1. Покрытия, сформированные при соотношении I_a/I_k равном 1, имеют среднюю толщину из рассматриваемых вариантов.

Проведенное исследование структуры покрытия на поперечных шлифах образцов алюминиевых сплавов с плазменным электролитическим покрытием позволило оценить послойную структуру и соотношение слоев (Рисунок 1).

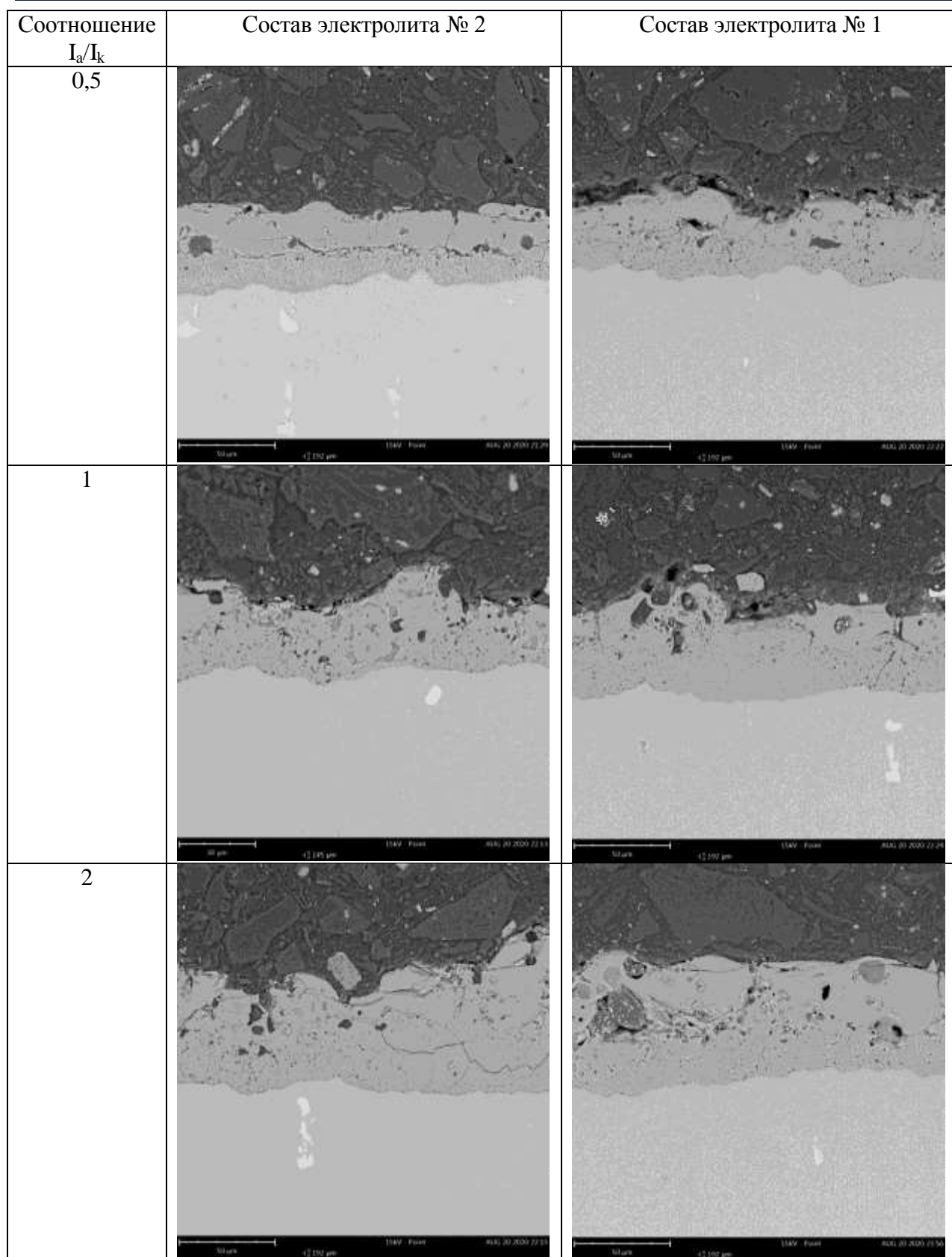


Рисунок 1 - Фото поперечных шлифов образцов из алюминиевых сплавов 1441Т1 с ПЭО покрытием при различном соотношении I_a/I_k .

На основании полученных данных установлено, что покрытия, сформированные при соотношении амплитудных значений тока 0,5, имеют послойное строение, а соотношение толщин внутреннего и внешнего слоев равное. При использовании соотношения I_a/I_k равного 2, преобладает толщина внешнего слоя, являющегося менее твердым и не обладающего высокой износостойкостью. Наиболее оптимальное по структуре покрытие сформировано при соотношении I_a/I_k равном 1, как в электролите состава №1, так и в электролите состава №2, так как данное покрытие имеет преобладание толщины внутреннего твердого слоя над толщиной внешнего. Чем выше толщина внутреннего слоя, тем более высокие показатели износостойкости покрытия можно получить.

Для исследования влияния плотности поляризующего тока на свойства износостойкого покрытия на образцах алюминиевых сплавов было выбрано три плотности тока 7 А/дм², 15 А/дм² и 23 А/дм². Данные значения выбраны на основании анализа литературных данных и подтверждены экспериментально. Снижение плотности тока до 3 А/дм² не позволяет зажечь микроплазменные разряды, а увеличение до 25 А/дм² ведет к разрушению образцов из-за дуговых разрядов. Температура электролита в процессе нанесения не превышала 20 °С, а время оксидирования составляло 60 мин. После окончания ПЭО оценивали толщину покрытия и его микротвёрдость, Данные исследований приведены в таблице 3.

Таблица 3 - Свойства ПЭО покрытия сформированного на образцах алюминиевого сплава 1441Т1 при различной плотности тока

Сплав	Состав электролита	Плотность тока, А/дм ²	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, HV ₂₅
1441Т1	№1	7	18	175
		15	25,3	200
		23	51	390
	№ 2	7	15,6	170
		15	21,4	450
		23	41,1	455

При использовании электролита состава №1 на образцах из алюминиевого сплава 1441Т1 толщина покрытия увеличивается с 18 до 51 мкм, микротвердость с 175 до 390 HV, при использовании электролита состава № 2 толщина увеличивается с 15,6 до 41,1 мкм, микротвердость с 170 до 455 HV.

В силу того, что увеличение плотности тока ведет к разрушению образцов, количество пропущенного электричества возможно увеличить за счет увеличения длительности процесса плазменного электролитического оксидирования.

Исследование структуры покрытий подтверждает линейную зависимость толщины покрытия от плотности тока. При плотности тока 7 А/дм² формируется тонкое, пористое покрытие, с большим количеством дефектов. При плотности тока 15 А/дм² в покрытие формируется послойное строение покрытия, исчезают сквозные дефекты, но локальные дефекты еще присутствуют. При плотности тока 23 А/дм² в покрытии явно выделяются внутренний и внешний слой, минимизируется количество дефектов внутреннего слоя (Рисунок 2). Данная зависимость актуальная для обоих составов электролитов.

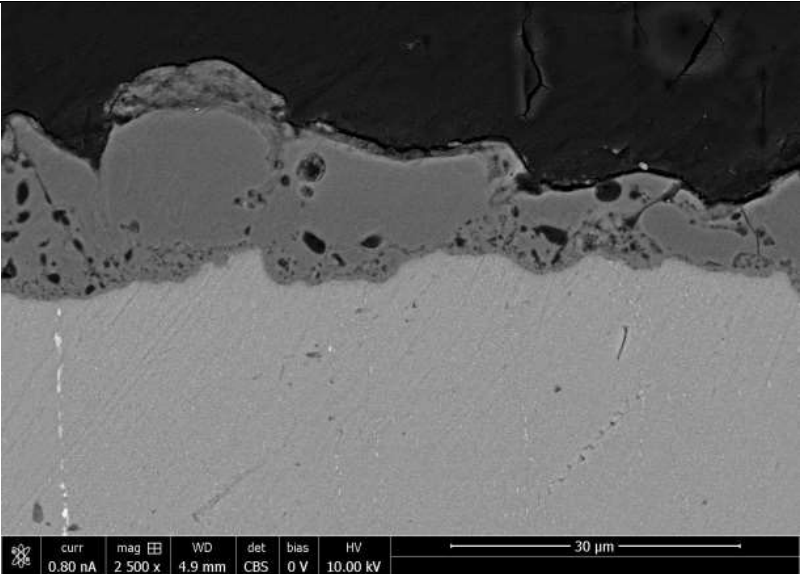
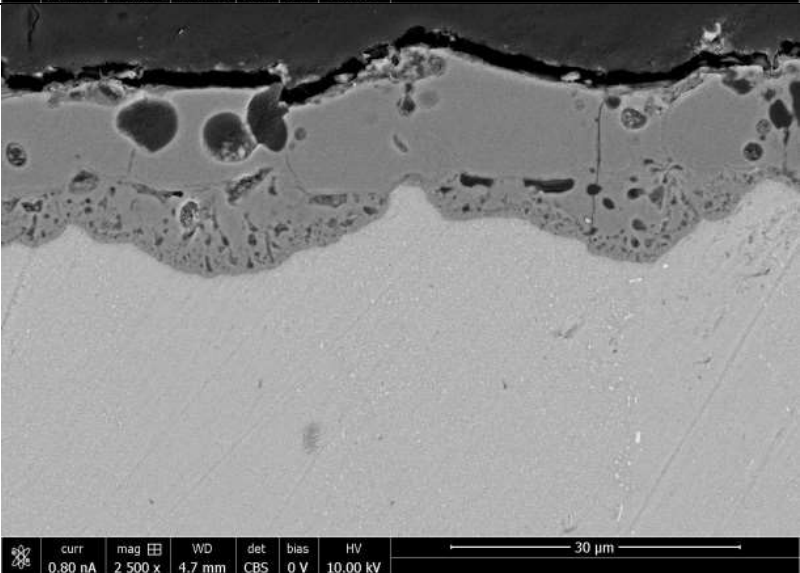
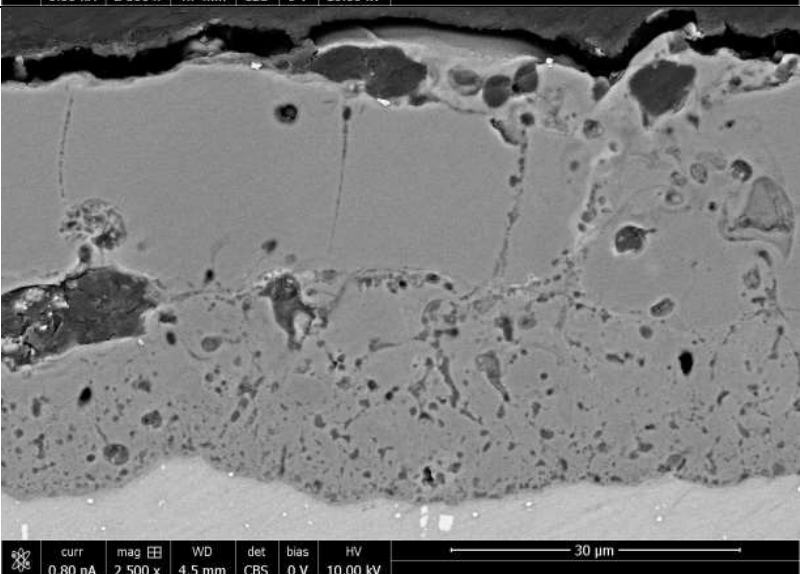
Плотность тока, А/дм ²	Образец из сплава В95пчТ2
7	
15	
23	

Рисунок 2 - Фото поперечных шлифов образцов из алюминиевого сплава 1441Т1 с ПЭО покрытием, полученным в электролите состава №1, при различной плотности тока

Для исследования влияния продолжительности плазменного электролитического оксидирования на свойства износостойкого покрытия на образцах алюминиевых сплавов выбрано три плотности тока 7 А/дм², 15 А/дм² и 23 А/дм². Время оксидирования варьировалось от 60 до 180 минут. Превышение максимального выбранного времени оксидирования приводит к образованию дуговых разрядов, разрушающих образец. Температура электролита в процессе нанесения не превышала 20 °С. Полученные результаты представлены в таблице 4.

Таблица 4 - Свойства ПЭО покрытия, сформированного на образцах алюминиевого сплава 1441Т1, при различной продолжительности оксидирования

Сплав	Состав электролита	Плотность тока, А/дм ²	60 минут оксидирования		120 минут оксидирования		180 минут оксидирования	
			Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, НВ ₂₅	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, НВ ₂₅	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, НВ ₂₅
1441Т1	№1	7	18,0	175	43,8	375	67,5	990
		15	25,3	200	56,4	550	130,7	1110
		23	57,0	390	115,1	940	140,0	1220
	№ 2	7	15,6	170	32,8	560	60,3	1070
		15	21,4	450	54,7	940	110,8	1190
		23	41,1	455	105,3	1340	130,2	1350

Исследование структуры покрытий показывает, что с увеличением времени оксидирования соотношение слоев (внутреннего и внешнего) существенно не изменяется и значительная часть покрытия состоит из внутреннего слоя.

Немаловажным параметром при реализации электрохимических процессов является температура их протекания. При ПЭО - это температура электролита. Температура электролита наравне с плотностью тока позволяет управлять скоростью электрохимической реакции, а, следовательно, и скоростью формирования покрытия. С целью получения оптимальных температурных параметров проведены исследование влияния температуры электролита для плазменного электролитического оксидирования на структуру и свойства износостойкого покрытия на образцах алюминиевых

сплавов. С этой целью проведено нанесение покрытий при плотности тока 15 и 23 А/дм². Время оксидирования составило 120. Использовались три температурных режима электролитов в процессе нанесения:

Режим № 1- не превышая 20 °С;

Режим № 2- не превышая 30 °С;

Режим № 3- не превышая 40 °С.

Данные режимы выбраны на основании литературных данных. Использование температуры 50 °С и более ведет к необратимым процессам с выпадением его в осадок. Результаты исследований приведены в таблице 5.

Таблица 5 - Свойства ПЭО покрытия, сформированного на образцах алюминиевого сплава 1441Т1, при температуре электролитов от 20 до 30 °С

Сплав	Состав эл-та	Плотность тока, А/дм ²	Режим №1		Температура эл-та 30 °С		Температура эл-та 40 °С	
			Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, НV ₂₅	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, НV ₂₅	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, НV ₂₅
1441Т1	№1	15	56,4	550	99,6	1170	120,1	1210
		23	115,1	940	118,1	1265	135,1	1290
	№ 2	15	54,7	940	78,2	1140	114,7	1325
		23	105,3	1340	103,9	1310	128,8	1295

На основании полученных данных установлено, что при использовании плотности тока 23 А/дм² происходит стагнация скорости роста покрытия от температуры электролита. Предположено, что для используемых сплавов, электролитов и токовых режимов толщина покрытия в 110-130 мкм является критической. По ее достижению возможно начало структурных превращений в ПЭО покрытии. С целью анализа влияния температуры электролита на структуры покрытия выбраны для исследования образцы, обработанные при плотности тока 23 А/дм² в течении 120 мин. При данных режимах толщина покрытия относительно температуры изменяется незначительно.

Проведен анализ структуры покрытий, сформированных при различных температурных режимах, плотностях тока 23 А/дм² и времени оксидирования 120 мин и показано влияние температуры на послойное строение и пористость (рисунок 3).

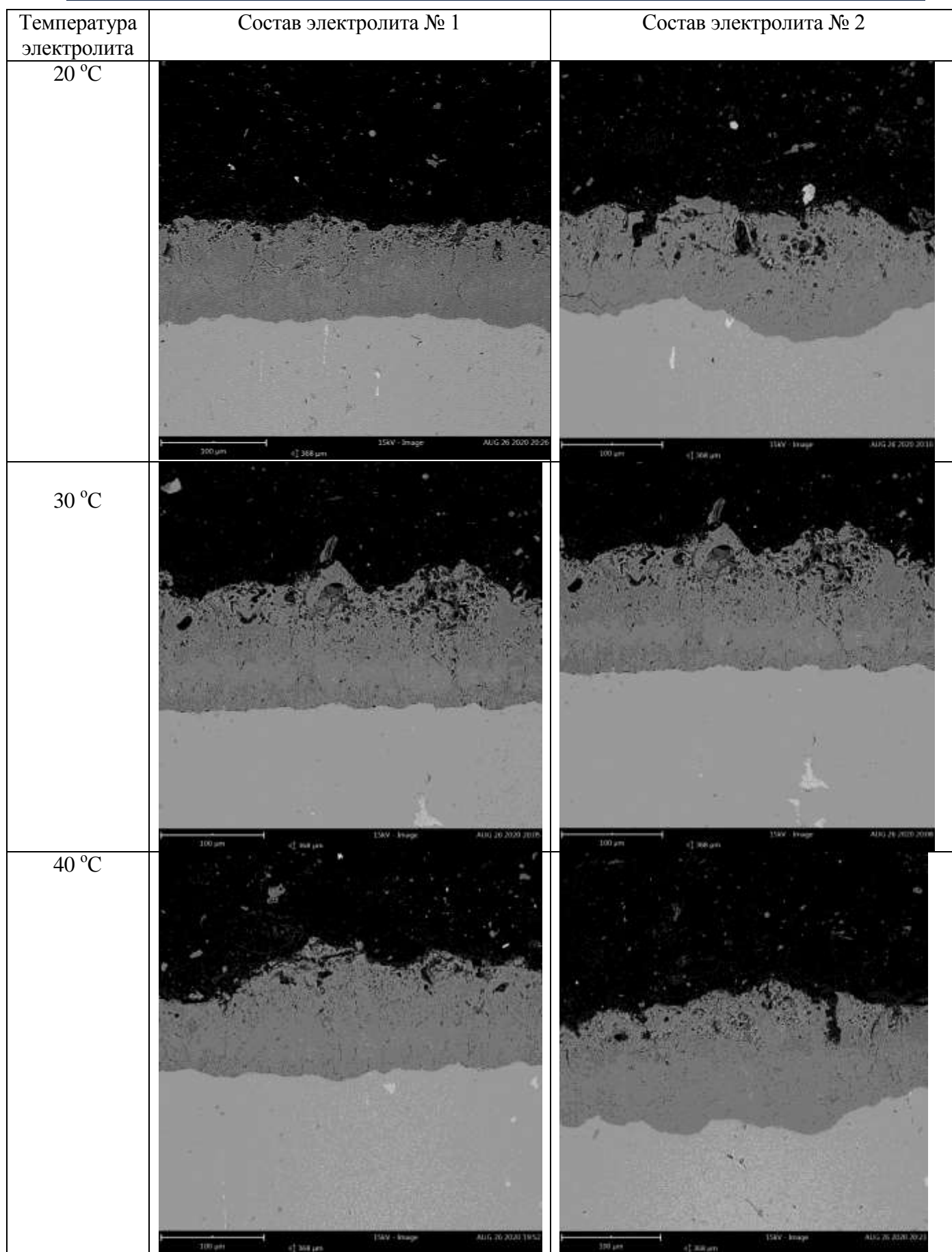


Рисунок 3 - Фото поперечных шлифов образцов из сплава 1441Т1 с ПЭО покрытием

Исследование влияние температуры электролита на структуру и свойства износостойкого покрытия на образцах алюминиевых сплавов показало, что при увеличении температуры оксидирования происходит увеличение толщины покрытия, а также происходит увеличение более прочного и плотного подслоя, который замещает собой внешний рыхлый слой, увеличивая твердость получаемого покрытия.

По результатам замера значения коэффициента трения для покрытия, сформированного методом ПЭО, получено среднее значение, равное 0,37 – 0,39.

Выводы

Исследовано влияния плотности и соотношения катодных и анодных амплитуд поляризующего тока, температуры электролита и продолжительности ПЭО на структуру и свойства износостойкого покрытия, сформированного в водных растворах электролитов (состав №1 и №2).

Показано, что формирование покрытия при соотношении катодных и анодных амплитуд поляризующего тока (I_a/I_k) равное 1 обеспечивает получение наиболее оптимальной структуры, где толщина внутреннего твердого слоя преобладает над толщиной внешнего, что повышает износостойкость покрытия.

Установлено, что свойства ПЭО покрытия линейно зависят от плотности поляризующего тока и возрастают при его увеличении. Увеличение плотности тока до 25 А/дм^2 и выше ведет к разрушению образцов, а снижение до 3 А/дм^2 не позволяет зажечь микроплазменные разряды.

Установлено, что при увеличении температуры оксидирования от 20 до 40 °С происходит увеличение толщины покрытия, а также происходит увеличение более прочного и плотного подслоя, который замещает собой внешний рыхлый слой, увеличивая твердость получаемого покрытия.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмокомпозиты на их основе // Цветные металлы. 2016. № 8. С. 86-91.
2. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В., Хохлатова Л.Б., Зайцев Д.В. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // Технология легких сплавов. 2016. № 3. С. 7-17.
3. L.N. Han, Y.D. Sui, Q.D. Wang, K. Wang, Y.H. Jiang, Effects of Nd on microstructure and mechanical properties of cast Al-Si-Cu-Ni-Mg piston alloys // Alloys Compound, 2017, №695 P. 1566-1572.
4. Ключков Г.Г., Грушко О.Е., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. Промышленное освоение высокопрочного сплава В-1469 системы Al-Cu-Li-Mg // Труды ВИАМ. 2014. №7. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения 16.01.2020 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-1-1.
5. Shiju Li, Chen He, Jinyu Fu, Jiu Jian Xu, Zhaodong Wang. Evolution of microstructure and properties of novel aluminum-lithium alloy with different roll casting process parameters during twin-roll casting.// Materials Characterization, In press, journal pre-proof, Available online 18 January 2020, Article 110145
6. Jiaqiang Han, Junsheng Wang, Mingshan Zhang, Kangmin Niu. Susceptibility of lithium containing aluminum alloys to cracking during solidification// Materialia, Volume 5, March 2019, Article 100203
7. Cevdet Meriç. Physical and mechanical properties of cast under vacuum aluminum alloy 2024 containing lithium additions// Materials Research Bulletin, Volume 35, Issue 9, 1 July 2000, Pages 1479-1494
8. A. Ghosh, A. Adesola, J. A. Szpunar, A. G. Odeshi, N. P. Gurao. Materials & Design Effect of tempering conditions on dynamic deformation behaviour of an aluminium-lithium alloy// Volume 81, 15 September 2015, Pages 1-10.

9. Niraj Nayan, Nilesh P. Gurao, S. V. S. Narayana Murty, Abhay K. Jha, Koshy M. George. Microstructure and micro-texture evolution during large strain deformation of an aluminium–copper–lithium alloy AA 2195. *Materials & Design* (1980-2015)// Volume 65, January 2015, Pages 862-868

10. A. G. Odeshi, A. A. Tihamiyu, D. Das, N. Katwal, A. K. Khan. High strain-rate deformation of T8-tempered, cryo-rolled and ultrafine grained AA 2099 aluminum alloy// *Materials Science and Engineering: A*, Volume 754, 29 April 2019, Pages 602-612

11. H.L. Yang, S.X. Ji, Z.Y. Fan, Effect of heat treatment and Fe content on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Si-Cu alloys // *Mater. Des.* 2015, №85, P. 823-832.

12. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминийлитиевых сплавов // *Труды ВИАМ.* 2015. №4. Ст.06. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения 11.07.2016 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.

13. G. Yoganandan a,b, J.N. Balaraju , Christopher H.C. Low , Guojun Qi, Zhong Chen Electrochemical and long term corrosion behavior of Mn and Mo oxyanions sealed anodic oxide surface developed on aerospace aluminum alloy (AA2024) // *Surface & Coatings Technology* 2016, №288, С. 115–125.

14. Антипов В.В., Чесноков Д.В., Козлов И.А., Волков И.А., Петрова А.П. Подготовка поверхности алюминиевого сплава В-1469 перед применением в составе слоистого гибридного материала. // *Труды ВИАМ.* 2018. № 4 (64). С. 59-65. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.06.2019). DOI: [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2018-0-4-59-65](http://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-4-59-65).

15. Y. Ma, X. Zhou, Y. Liao, X. Chen, C. Zhang, H. Wu, Z. Wang, W. Huang, Effect of anodizing parameters on film morphology and corrosion resistance of AA2099 // *Journal of The Electrochemical Society*, 2016, №163 (7), С. 369-376.

16. Фридляндер И.Н., Дриц А.М., Вовнянко А.Г. Новые алюминиевые сплавы для ответственных силовых конструкций самолетов // Авиационная промышленность. 1985. № 6. С. 56-58.

17. Шалин Р.Е., Фридляндер И.Н., Лещинер Л.Н., Бутусова И.В., Кузнецова Н.Б. Алюминиевые сплавы для пассажирских самолетов // Авиационная промышленность. 1988. № 6. С. 88-89.

18. Фридляндер И.Н., Лещинер Л.Н., Сандлер В.С., Латушкина Л.В., Воробьев О.И., Никольская Т.И. Структура и свойства сплавов системы Al-Cu-Mg-Li // Авиационная промышленность. 1986. № 8. С. 59-61.

19. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Алюминийлитиевые сплавы // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. № 8. С. 22-27.

20. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Нефедова Ю.Н., Козлова О.Ю., Пантелеев М.Д., Осипов Н.Н., Клычев А.В. Технологические особенности изготовления деталей из алюминий-литиевого сплава 1441 // Труды ВИАМ. 2018. № 10 (70). С. 17-26. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.06.2019). DOI: [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2018-0-10-17-26](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-10-17-26)

21. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 186-194. DOI: [10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194](https://doi.org/10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194).

22. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 195-211. DOI: [10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211](https://doi.org/10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211).

23. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Сенаторова О.Г. Слоистые алюмокомпозиты сиа-1441 и сотрудничество с airbus // Цветные металлы. 2013. № 9. С. 50-53.

24. Павловская Т.Г., Волков И.А., Козлов И.А., Наприенко С.А. Экологически улучшенная технология обработки поверхности алюминиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2016. № 7 (43). С. 2. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.06.2019). DOI: [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2016-0-7-2-2](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-7-2-2).

25. Антипов В.В., Петрова А.П., Козлов И.А., Фомина М.А., Волков И.А. Влияние технологических нагревов и способов подготовки поверхности под склеивание на механические свойства алюминиевой фольги из сплава АМг2Н // Труды ВИАМ. 2018. № 7 (67). С. 10-24. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.06.2019). DOI: [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2018-0-7-10-24](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-7-10-24).

26. Пат. 2547983 Российская Федерация, МПК С25D 11/06 Способ получения покрытия на алюминиевых сплавах, патент на изобретение / Каблов Е.Н., Каримова С.А., Павловская Т.Г., Козлов И.А., Волков И.А., заявитель и патентообладатель ФГУП «ВИАМ» 2014114615/02 заявлен 14.04.2014, опубликован 10.04.2015.

27. Антипов В.В., Чесноков Д.В., Козлов И.А., Волков И.А., Петрова А.П. Подготовка поверхности алюминиевого сплава В-1469 перед применением в составе слоистого гибридного материала. // Труды ВИАМ. 2018. № 4 (64). С. 59-65. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.06.2019). DOI: [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2018-0-4-59-65](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-4-59-65).

28. Пат. 2447201 Российская Федерация, МПК С25D 11/18 Раствор для уплотнения анодно-окисного покрытия алюминиевых сплавов / Каримова С.А., Павловская Т.Г., Захаров К.Е., Козлов И.А., заявитель и патентообладатель ФГУП «ВИАМ» 2011112958/02, заявлен 05.04.2011, опубликован 10.04.2012.

29. Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Козлова А.А., Современные тенденции анодного оксидирования алюминий-литиевых и алюминиевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 8 (80). С. 79-89, URL:

<http://www.viam-works.ru> (дата обращения 27.01.2020). DOI: [dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-8-10-24](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-8-10-24).

30. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Людин В.Б. и др. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование). М.: ЭКОМЕТ, 2005. 368 с.

31. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / Ред. Суминов И.В. В 2х томах. Т. 2. М.: Техносфера, 2011. 512 с.

32. Рокоч А.Г., Бардин И.В. Микродуговое оксидирование лёгких сплавов // *Металлург*, 2010. №6. С. 58-61.

33. Марков Г. А. Микродуговые и дуговые методы нанесения защитных покрытий / Г. А. Марков, О. П. Терлеева, Е. К. Шулепко // *Тр. Моск. ин-та нефти и газа им. И.М.Губкина.* - М., 1985.- С. 54-56.

34. Jovović, J., Stojadinović, S., Šišović, N.M., Konjević, N., Spectroscopic characterization of plasma during electrolytic oxidation (PEO) of aluminium // *Surface and Coatings Technology*. 2011. Vol. 206. P. 24-28.

35. E. V. Parfenov, A. Yerokhin, R. R. Nevyantseva, M. V. Gorbalkov, Towards smart electrolytic plasma technologies: An overview of methodological approaches to process modelling // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. - Vol. 269. - P. 2-22

36. Hussein, R.O., Northwood, D.O., Nie, X., Coating growth behavior during the plasma electrolytic oxidation process // *Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces and Films*. 2010. № 28. P. 766-773.

37. Ying-liang Chenga, Zhi-gang Xuea, Qun Wanga, Xiang-Quan Wua, E. Matykina. New findings on properties of plasma electrolytic oxidation coatings from study of an Al–Cu–Li alloy // *Electrochimica Acta* 2013, №107, P.358– 378

38. Ying-liang Cheng, Jin-hui Caoa, Mo-ke Mao, Zhao-mei Penga, P. Skeldon. High growth rate, wear resistant coatings on an Al–Cu–Li alloy by plasma

electrolytic oxidation in concentrated aluminate electrolytes // Surface & Coatings Technology, 2015, №269, P.74–82

39. A.A. Voevodin, A.L. Yerokhin, V.V. Lyubimov, M.S. Donley, J.S. Zabinski, Characterization of wear protective Al-Si-O coatings formed on Al-based alloys by micro-arc discharge treatment // Surface & Coatings Technology, 1996, №516, P.86–87.

40. S. Stojadinovic, R. Vasilic, I. Belca, M. Petkovic, B. Kasalica, Z. Nedic, L.J. Zekovic, Characterization of the plasma electrolytic oxidation of aluminium in sodiumtungstate, Corrosion Science, 2015 №52 P. 250-258.

41. Kang Li, Wenfang Li, Guoge Zhang, Wen Zhu, Effects of Si phase refinement on the plasma electrolytic oxidation of eutectic Al-Si alloy // Journal of Alloys and Compounds, 2019, №790 P. 650-656

42. A.E. Gulec, Y. Gencer, M. Tarakci, The characterization of oxide based ceramic coating synthesized on Al-Si binary alloys by microarc oxidation, Surface & Coatings Technology, 2015, №269 P. 100-107.

УДК 658.562

Модель обеспечения качества теплозащитных покрытий

Савич Е.К.; Антипов Д.В., д.т.н.

savich.ekaterina@mail.ru
con-expert@mail.ru

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П.Королева»

***Аннотация.** В статье представлена модель обеспечения качества теплозащитных покрытий, нанесенных методом газотермического плазменного напыления.*

Ключевые слова:

модель, качество, покрытия теплозащитные, процесс, напыление, анализ, дефект

В современных условиях конкурентной борьбы качество продукта является конечной целью любого производителя и определяет его ценность в глазах потребителя при последующей эксплуатации.

Обеспечение качества деталей газотурбинных двигателей с покрытием зависит от обеспечения качества всех этапов жизненного цикла продукции. Для формирования требуемых свойств и характеристик продукции по мере её создания и подтверждения соответствия продукции установленным требованиям была составлена модель обеспечения качества деталей с покрытием, представляющая собой схему взаимосвязанных элементов, состоящую из блоков описывающих этапы обеспечения качества покрытия. Данная модель представлена на рисунке 1. Представленная модель обеспечения качества разработана для теплозащитных покрытий, нанесенных методом газотермического плазменного напыления. Однако полученная модель обеспечения качества может быть применена как для различных видов покрытий, так и для различных методов их нанесения.

В основе любого производства лежит удовлетворенность потребителя качественным продуктом. Следовательно, производитель уделяет свое внимание именно требованиям потребителя. Основным требованием потребителей деталей с покрытиями является ресурс. Требования потребителей к ресурсу описываются в международных и национальных стандарта; стандартах организаций; в руководствах по эксплуатации, техническому обслуживанию и ремонту. Повышение ресурса турбинных лопаток, а, следовательно, увеличение надежности, долговечности и срока службы газотурбинных двигателей является главной задачей теплозащитных покрытий.

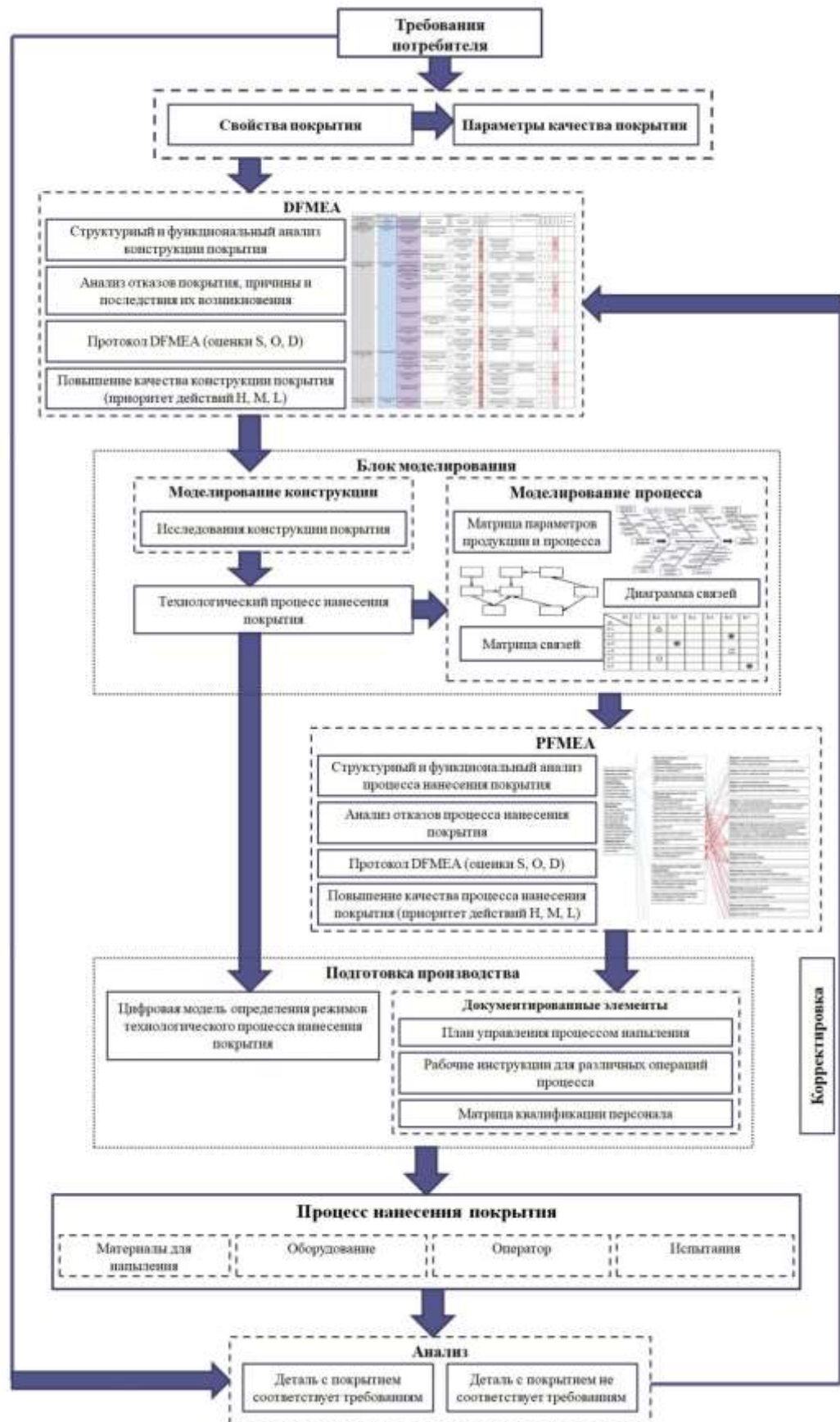


Рисунок 1 – Модель обеспечения качества

Для теплозащитных покрытий, нанесенных на турбинные лопатки методом газотермического плазменного напыления, основными свойствами являются: адгезионная прочность; когезионная прочность; термостойкость; жаростойкость; жаропрочность; теплопроводность. На данные свойства в большей степени влияют такие параметры качества покрытия как: физико-химический состав материала для напыления; микроструктура напыленного покрытия; остаточные напряжения и толщина покрытия.

После определения основных параметров качества покрытия для обеспечения требований потребителя проведен анализ видов и последствий потенциальных несоответствий конструкции покрытия (DFMEA) и процесса нанесения покрытия (PFMEA).

При проведении анализа видов и последствий потенциальных несоответствий конструкции покрытия (DFMEA) был проведен структурный и функциональный анализ. При проведении анализа отказов были определены возможные отказы покрытия, а также причины и последствия их возникновения. По результатам проведенных анализов были построены структурная и функциональная схемы, схема отказов (рисунок 2) и заполнен бланк протокола проведения DFMEA с определением оценок значимости отказа S , возможности возникновения отказа O и мер обнаружения отказа D [1]. По сочетаниям данных оценок был установлен приоритет действий для устранения рисков возникновения отказов (H (high), M (medium), L (low)) (рисунок 3).

По результатам DFMEA получен перечень мероприятий, направленных на повышение качества конструкции покрытия.

Следующим блоком модели обеспечения качества является блок моделирования. В него входит моделирование конструкции и моделирование процесса. В блоке «Моделирование конструкции» представляются мероприятия, направленные на повышение качества конструкции покрытия, определенные в результате проведения DFMEA.

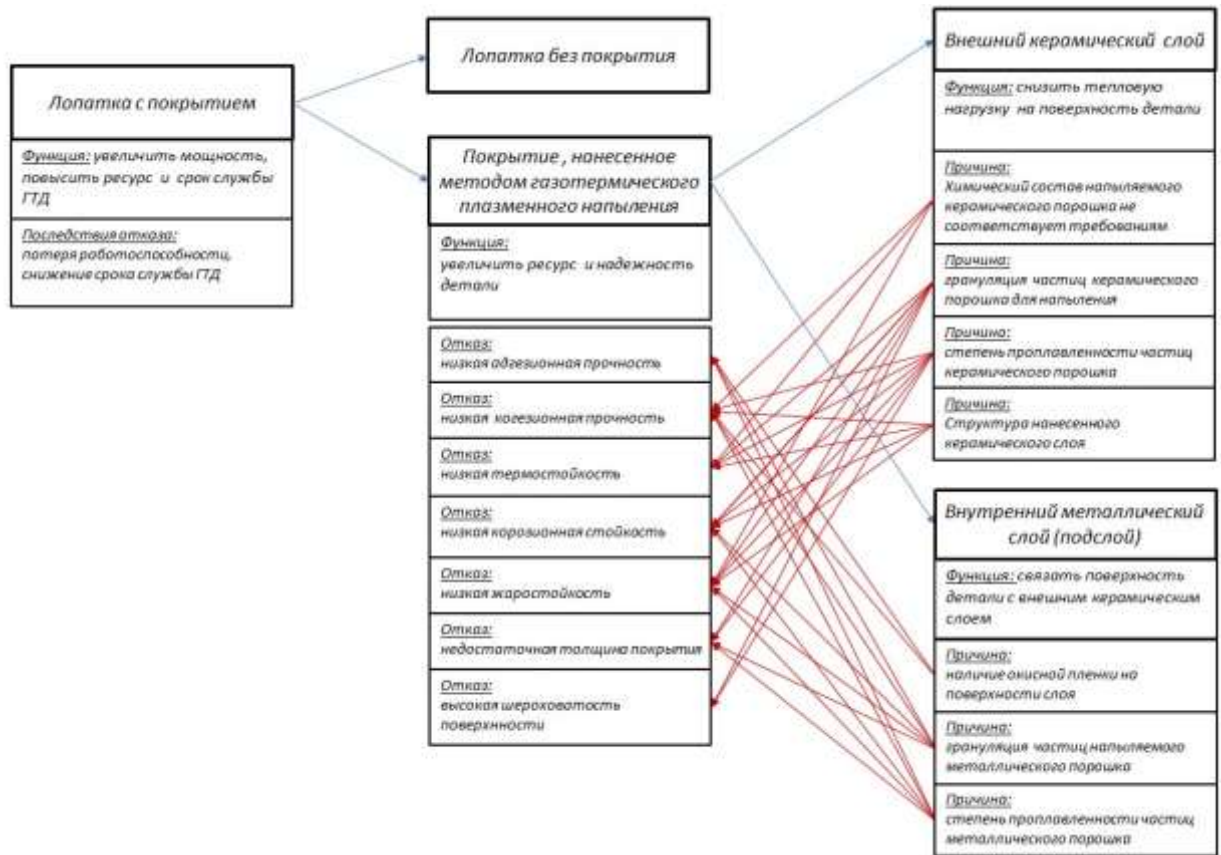


Рисунок 2 – Дерево отказов конструкции покрытия

1. Описание выявленного дефекта изделия в рамках заданного объема ТС	Анализ отказов (Этап 4)			Анализ риска (Этап 5)					Оптимизация (Этап 6)					
	Исходный риск	2. Оценка функционального элемента	3. Причины отказа элемента изделия в рамках заданного объема ТС	Текущие действия по предотвращению	4. Вероятность	5. Текущие действия по обнаружению	6. Вероятность обнаружения	7. RPN	8. RPN	9. Действия по предотвращению	10. Действия по обнаружению	11. RPN	12. RPN	13. RPN
Потеря работоспособности изделия срока службы ГТД	8	Низкая адгезионная прочность	1. Низкая адгезионная прочность	Повышение для предотвращения порыва с заданными условиями эксплуатации конструкции	1	Проведение внешнего контроля порывовых материалов	3	L						
			2. Степень проплавленности частиц керамического порошка		10	В процессе нанесения покрытия ввести контроль на технологический параметр структуры покрытия	6	H	Проведение исследований по контролю степени жаропрочности керамического порошкова материала в газовой среде	8	3	6	M	
			3. Грануляция частиц керамического порошка	Получение порошка необходимой грануляции у поставщика	7	Проведение внешнего контроля грануляции материала	4	H	Проведение исследования влияния гранулометрического состава порошка на адгезию покрытия	8	3	2	L	

Рисунок 3 – Фрагмент бланка DFMEA

В результате проведения мероприятий по повышению качества конструкции покрытия описан технологический процесс, позволяющий получить покрытия заданной конструкции.

Качественное покрытие помимо качественной конструкции еще и является результатом качественного процесса нанесения покрытия. Следовательно, для повышения качества покрытия необходимо определить

параметры качества процесса напыления, при которых формируется покрытие заданных параметров качества. Для определения отношения между показателями качества продукции и факторами, влияющими на процесс, используется причинно-следственная диаграмма. Из диаграммы делаем вывод, что не все факторы, влияющие на процесс нанесения покрытия, непосредственно влияют на параметры качества самого покрытия. Для выявления взаимосвязей влияния параметров качества используем диаграмму связей и матрицу связей.

Оценивая взаимосвязи факторов приходим к выводу, что наиболее важными факторами процесса нанесения покрытия, влияющими на качество теплозащитного покрытия являются факторы технологии напыления. То есть необходимо определить диапазоны значений основных технологических параметров процесса нанесения покрытия, а затем обеспечить значения этих параметров режимами нанесения покрытия.

Для цифровизации процесса определения технологических параметров процесса нанесения покрытия разработан программно-расчетный комплекс определения параметров процесса напыления, необходимых для формирования плазменного покрытия с требуемыми параметрами качества (рисунок 4). В основе программного комплекса использовались математические соотношения для определения траектории, скорости и температуры частиц, а также степени их деформации при формировании покрытия методом плазменного газотермического напыления.

Разработанный программный комплекс позволяет моделировать процесс напыления в широких пределах, меняя параметры плазмы и характеристики напыляемых порошков. В результате моделирования получаем рекомендации по выбору технологических режимов позволяющих в значительной степени нивелировать влияние указанных параметров качества на свойства теплозащитных покрытий.

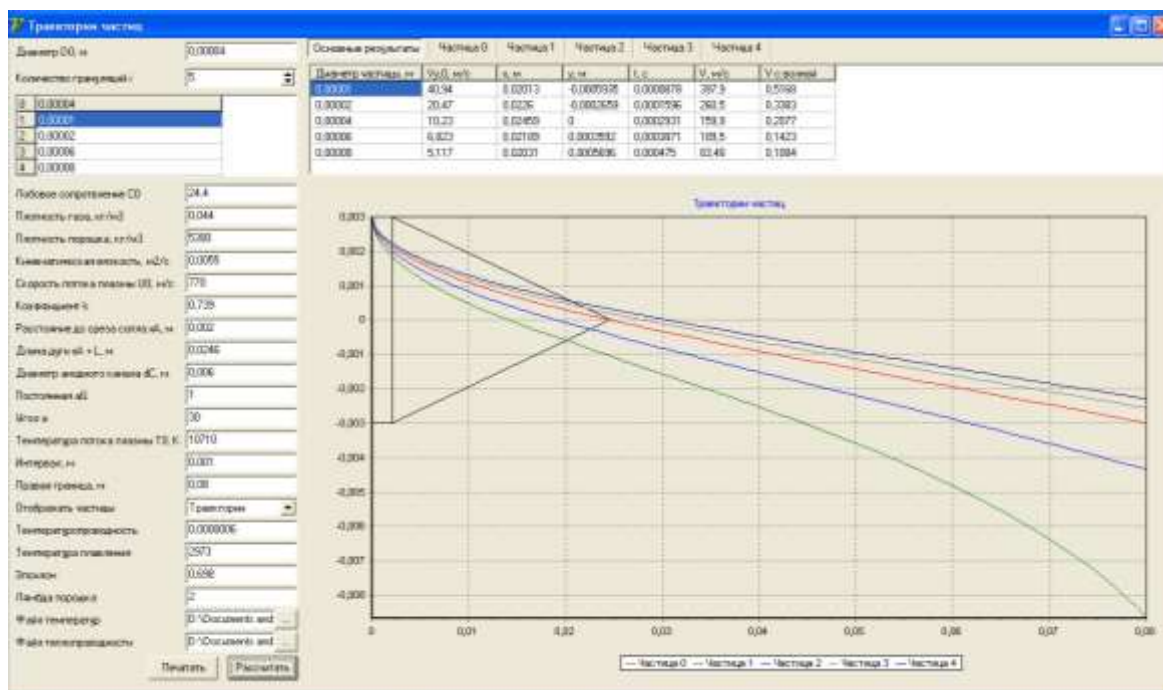


Рисунок 4 – Пример рабочего окна программно-расчетного комплекса

Следующим этапом проведена оценка рисков, возникающих в процессе нанесения покрытий (PFMEA). Аналогично DFMEA при PFMEA проводится структурный и функциональный анализ процесса нанесения покрытий, а также анализ отказов. Фрагмент схемы представлен на рисунке 5.

Фрагмент бланка протокола проведения PFMEA с оценками значимости отказов S , возможности возникновения отказов O и мер обнаружения отказов, а также с установленными приоритетами действий для устранения рисков возникновения отказов представлен на рисунке 6.



Рисунок 5 – Фрагмент дерева отказов процесса нанесения покрытия

Описание	4. Покрытие деталей	Описание	Сложность	Время	Категория	Функция	Последствия	Оборудование
Описание: 100% проработка на удержании брака. Динамическая трудоемкость на установках несоответствия. Срок срока изготовления деталей. Вспучивание покрытия. Сильное надпыление и стружка на поверхности изделия. Затраты на ремонт изделия.	8	1. Оператор: ошибка при установке деталей в станок. Забыл закрыть защитную крышку.	Сложность: высокая	3	-	2 L	установка ПК на установку деталей в станок	Организовать работу в соответствии с ПК
		2. Оператор: ошибка при установке деталей в станок.	Сложность: высокая	4	-	2 M	Выбор оператора согласно карте соответствия	Организовать квалификацию и этап работы оператора
		3. Оборудование: жесткость, установка для изготовления, ошибка работы программного обеспечения.	Сложность: средняя	6	Защитный контроль	4 H	Проверка оборудования согласно карте	Организовать проверку оборудования
		4. Оборудование: жесткость, установка для изготовления, ошибка работы программного обеспечения.	Сложность: средняя	6	Вспучивание	4 H	Проверка оборудования согласно карте	Организовать проверку оборудования
		5. Оборудование: скорость подачи воздуха, ошибка в станке, программное обеспечение.	Сложность: средняя	6	Защитный контроль	6 H	Проверка оборудования согласно карте	Организовать проверку оборудования
		6. Оборудование: скорость подачи воздуха, ошибка в станке, программное обеспечение.	Сложность: средняя	6	Вспучивание	6 H	Проверка оборудования согласно карте	Организовать проверку оборудования
		7. Оборудование: скорость подачи воздуха, ошибка в станке.	Сложность: средняя	6	Вспучивание	6 H	Проверка оборудования согласно карте	Организовать проверку оборудования
Описание: 100% проработка на удержании брака. Динамическая трудоемкость на установках несоответствия. Срок срока изготовления деталей. Вспучивание покрытия. Сильное надпыление и стружка на поверхности изделия. Затраты на ремонт изделия.	8	8. Оператор: ошибка при установке деталей в станок. Забыл закрыть защитную крышку.	Сложность: высокая	3	-	2 L	установка ПК на установку деталей в станок	Организовать работу в соответствии с ПК
		9. Оператор: ошибка при установке деталей в станок.	Сложность: высокая	4	-	2 M	Выбор оператора согласно карте соответствия	Организовать квалификацию и этап работы оператора
		10. Оборудование: жесткость, установка для изготовления, ошибка работы программного обеспечения.	Сложность: средняя	6	Защитный контроль	4 H	Проверка оборудования согласно карте	Организовать проверку оборудования
		11. Оборудование: скорость подачи воздуха, ошибка в станке, программное обеспечение.	Сложность: средняя	6	Вспучивание	6 H	Проверка оборудования согласно карте	Организовать проверку оборудования
		12. Оборудование: скорость подачи воздуха, ошибка в станке.	Сложность: средняя	6	Вспучивание	6 H	Проверка оборудования согласно карте	Организовать проверку оборудования
		13. Оборудование: ошибка в станке.	-	5	Защитный контроль	4 M	-	-

Рисунок 6 – Фрагмент бланка протокола проведения PFMEA

В результате PFMEA составлен перечень мероприятий, направленных на повышения качества процесса нанесения покрытия [2]. К данным мероприятиям относятся: разработка плана управления процессом напыления; разработка матрицы квалификации персонала; разработка рабочих инструкций для различных операций процесса, а также

рекомендации для снижения возникновения рисков связанных с работой оборудования.

После блока подготовки производства следует блок самого процесса нанесения покрытия. На входе в модель процесса напыления будет деталь без покрытия, а также материалы для напыления, используя оборудование для напыления, а также технологию на выходе получим деталь с теплозащитным покрытием. Заключительным блоком модели обеспечения качества является анализ деталей с нанесенным покрытием на соответствие требованиям потребителей. В результате анализа деталь с покрытием либо удовлетворяет требованиям потребителя и тогда процесс считается высокого качества, либо деталь с покрытием не соответствует требованиям, и, следовательно, необходимо провести дополнительный анализ всего процесса нанесения покрытия, выявить несоответствия и провести корректировку.

Список литературы

1. Клочкин Ю.С., Газизулина А.Ю., Смирнова О.А. Совершенствование процедуры анализа видов и последствий потенциальных несоответствий [Электронный ресурс] // Российский экономический интернет журнал. – 2019. – №3. URL: <http://www.e-rej.ru/publications/180/%D0%9A/> (дата обращения 20.03.2021).

2. Лобасова Т.С., Борзов В.И., Васильев В.А. Разработка научной концепции метода управления рисками в сквозном процессе [Электронный ресурс] // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 5. URL: <http://science-education.ru/ru/article/view?id=15132> (дата обращения: 23.03.2021).

УДК 621.7.04

Опыт применения технологии инкрементального формообразования

Сурудин С.В.^{1,2}, к.т.н.; Ерисов Я.А.^{1,2}, д.т.н.; Кузин А.О.¹; Р. Де Алваренга¹;
Разживин В.А.¹; Петров И.Н.¹

innosam63@gmail.com
yaroslav.erisov@mail.ru
alexandrkuzin88@gmail.com
roberto@grupoatua.com.br
vasia.razzhivin@yandex.ru
ilpetrof110895@yandex.ru

¹ *Самарский национальный исследовательский университет
им. акад. С.П. Королева;*

² *Самарский федеральный исследовательский центр РАН*

Аннотация:

В статье приведен краткий литературный обзор по перспективному способу деформирования листовых заготовок - инкрементальному формообразованию. Описаны основы процесса инкрементального формообразования (способы и стратегии деформирования) и оборудование для его реализации. Показан опыт применения технологии инкрементального формообразования на кафедре обработки металлов давлением Самарского университета.

Ключевые слова:

инкрементальное формообразование, оборудование, способы и стратегии деформирования, моделирование

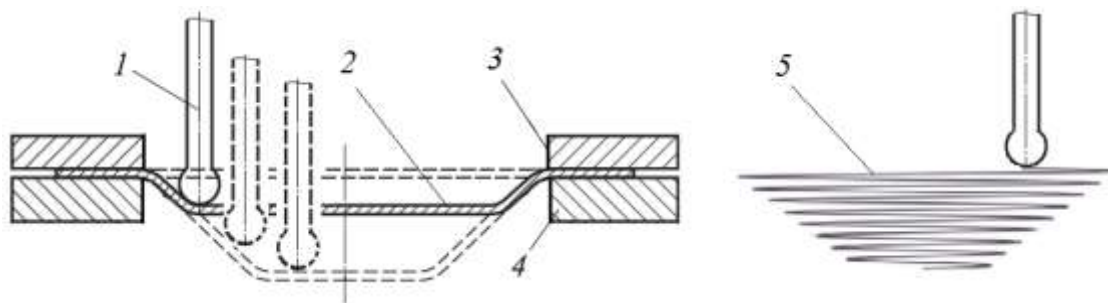
Введение

Основой успешного развития современного производства является возможность быстрого удовлетворения требований заказчика. При производстве изделий, в том числе сложной формы, из листовых заготовок используется большое количество штамповой оснастки, проектирование, изготовление, обслуживание и хранение которой требует значительных финансовых вложений. Более того установка и наладка штампов на гидравлических и кривошипных прессах является трудоемким процессом и требует определенного штата вспомогательного персонала. Если в условиях массового и крупносерийного производства данные затраты окупаются за счет большой программы выпуска продукции, то при единичном и мелкосерийном производстве, к которым относятся авиационная отрасль и ракетостроение, расходы на штамповую оснастку значительно увеличивают себестоимость изделий. При этом имеют место случаи, когда штамповая оснастка используется всего несколько раз.

В связи с этим остро стоит вопрос перехода на новые технологии, позволяющие оперативно и гибко осуществлять переналадку оборудования с изделия на изделие и использовать универсальный инструмент, подходящий для всей номенклатуры деталей. Одной из таких технологий является инкрементальное формообразование (ИФ), суть которого заключается в локальном поэтапном деформировании отдельных частей листовой заготовки по заданной программе. Применение технологии ИФ позволяет быстро реагировать на изменение производственной программы при значительном снижении трудоемкости подготовки производства и затрат на штамповую оснастку. Кроме того реализация гибкого подхода к производству изделий на основе ИФ позволяет быстро проводить прототипирование изделий, что может использоваться и в массовом производстве, например, в автомобилестроении при разработке концептов, а также в медицине, архитектуре, дизайне и т.д.

Обзор способов инкрементального формообразования

Инкрементальное формообразование — процесс обработки листового материала давлением, в котором заготовка локально деформируется пуансоном со сферическим торцом, размеры которого намного меньше размеров изделия путем его перемещения по заданной траектории (рис. 1) [1].



1 - пуансон; 2 - заготовка; 3 - прижим; 4 - нижняя плита; 5 - траектория движения деформирующего инструмента

Рисунок 1 - Принципиальная схема инкрементального формообразования

Для повышения точности получаемых изделий и расширения технологических возможностей используют различные схемы формообразования (рис. 2) [2]. Формообразование по схеме, приведенной на рис. 2а, выполняется одним пуансоном без дополнительных подпоров, возникающие при этом изгибающие моменты приводят к снижению точности изделия. В связи с этим применение данной схемы нерационально при значительных степенях деформации. Для устранения данного недостатка используются различные виды упоров (рис. 9,б–д), которые повышают жесткость конструкции, уменьшают изгибающие моменты, но требуют дополнительной оснастки.

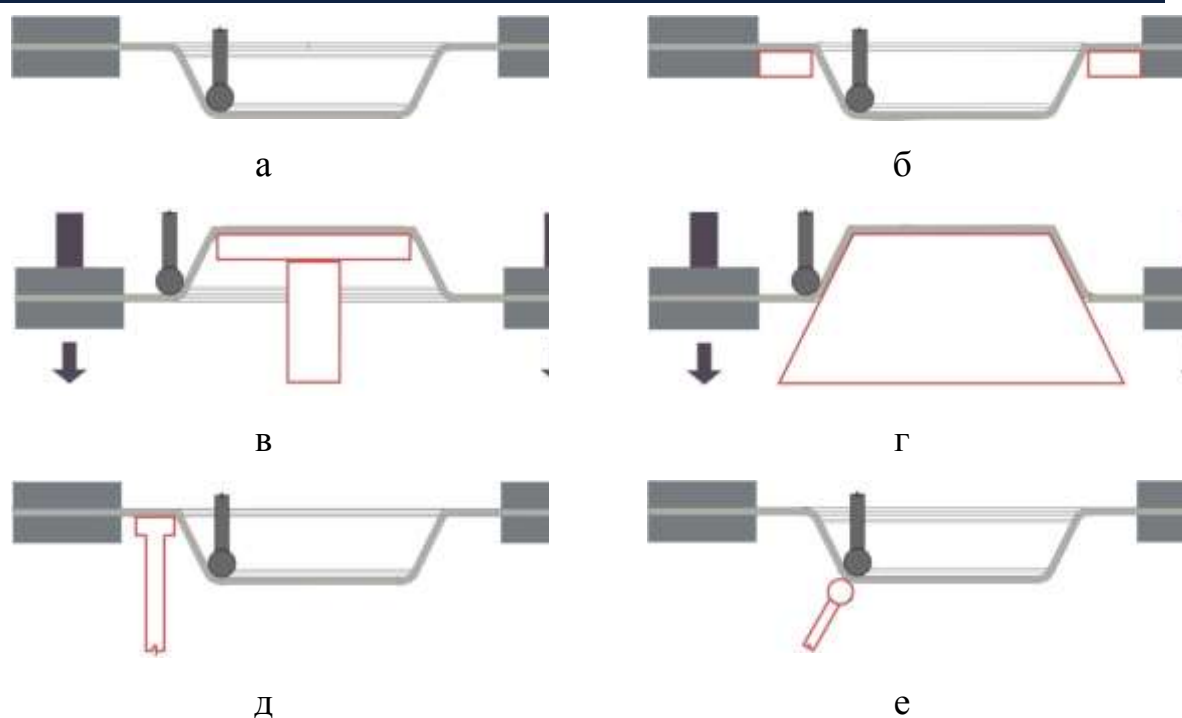


Рисунок 2 - Схемы инкрементальной формовки с одним пуансоном (а), с пуансоном и опорной плитой под заготовкой (б), с опорной матрицей (в) и (г), с контр-пуансоном (д) и (е)

Наиболее универсальными являются схемы, представленные на рис. 2, д-е, которая сочетает преимущества всех перечисленных схем, но при этом необходим только контр-пуансон, перемещающийся синхронно с основным пуансоном. При этом встречаются два подхода к использованию контр-пуансона [3]. В первом случае контр-пуансон движется синхронно с пуансоном, не выходя за пределы фланца формируемого изделия (рис. 2д), т.е. фактически выполняет роль опорной плиты. Во втором случае перемещение контр-пуансона отстает ровно на шаг (виток) от пуансона, обеспечивая локальную поддержку стенки изделия (рис. 2,е). Схема с применением двух деформирующих инструментов называется двухсторонним инкрементальным формообразованием (ДИФ). Таким образом, снижается влияние изгибающего момента и появляется возможность получения сложных (выпукло-вогнутых) форм изделия, в том числе и с поднутрениями.

Также существуют несколько типов траекторий движения деформирующего инструмента (рис. 3): с чередованием направления; контурное; пошаговое; спиральное.

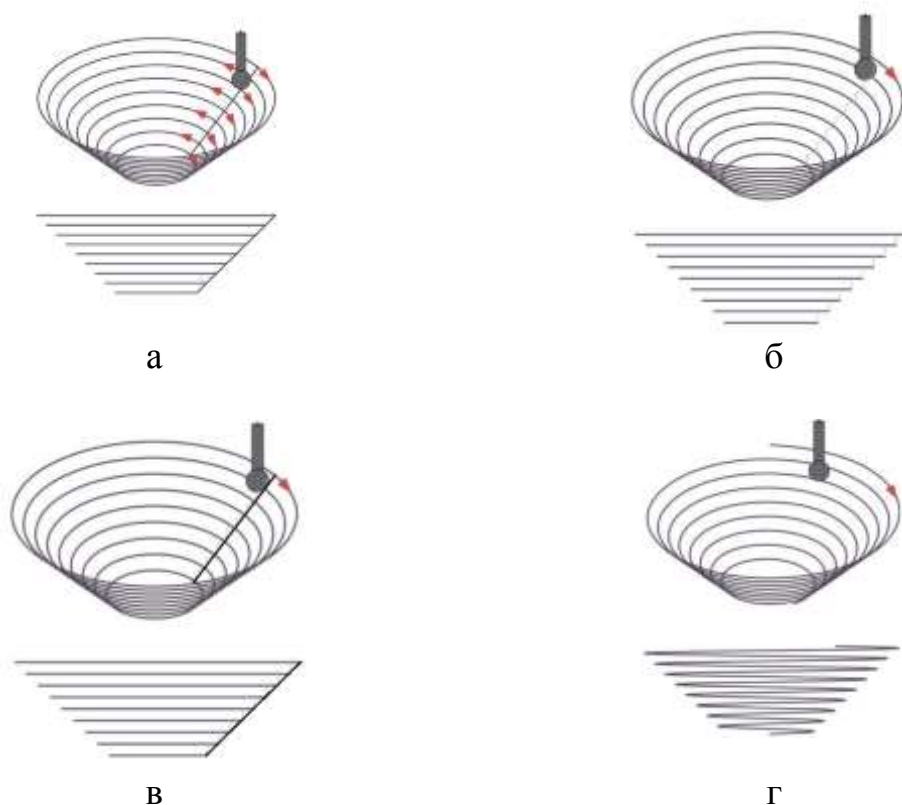


Рисунок 3 - Траектории движения деформирующего инструмента:
а - с чередованием направления; б - контурное; в - пошаговое; г - спиральное

Оборудование для инкрементального формообразования

Для реализации процесса ИФ применяется: трех- и многокоординатные фрезерные станки с ЧПУ, промышленные роботы-манипуляторы и специализированные установки [4]. Так как помимо схемы ИФ на точность изготавливаемого изделия оказывает и жесткость используемого оборудования, то при прочих равных условиях наивысшую точность обеспечивают фрезерные станки имеющие жесткость около 200 кН/мм (жесткость роботоманипуляторов редко достигает 120 кН/мм) [5-6].

Несмотря на это промышленные роботы-манипуляторы используются даже чаще чем фрезерные станки, особенно в исследовательских целях [7-11]. Это связано с тем, что шесть осей свободы робота-манипулятора, позволяют позиционировать инструмент под разными углами к поверхности листа, а значит – позволяют более гибко подходить к разработке траектории перемещения деформирующего инструмента, кроме того роботы-манипуляторы имеют большую рабочую зону и скорость перемещения. Основным недостатком, является уменьшение точности позиционирования с увеличением мощности робота, что ограничивает возможности применения роботов-манипуляторов для ИФ заготовок большой толщины (от 4 мм) и/или высокопрочных сплавов [12].

Для реализации некоторых из приведенных ранее способов ИФ, для которых стандартные фрезерные станки и роботы-манипуляторы не подходят, разработаны специализированные установки [13]. В большинстве случаев такие установки предназначены для формообразования изделий заданных типоразмеров и формы, что значительно снижает их универсальность и гибкость к переналадке для выпуска новых изделий, как например запатентованное решение Rodriguez Gutierrez et al. (TECNALIA) [14].

Различные исследовательские группы пытались создать специальные инкрементальные установки, как например в Кембридже (Англия) [15], Авейру (Португалия) [16], Фудзиномии (Япония) [17], а также кооперация компаний Ford и Boeing (США) [18]. На установке в Кембридже использовалась разработка для быстрой смены инструмента. Специально созданная машина в Авейру [16] представляла собой адаптацию платформы Стюарта, компанией Ford была разработана машина для технологии прототипирования листового металла RApid Freeform (RAFFT).

Опыт применения технологий инкрементального формообразования

На кафедре обработки металлов давлением создан участок инкрементального формообразования на базе промышленного робота-манипулятора KUKA KR160 R1570 nano (рис. 4). Существует несколько научных направлений: определение оптимальных параметров процесса ИФ; ИФ композиционного материала; определением предельных деформационных возможностей процесса; медицинское направление (производство персонифицированных имплантатов свода черепа).

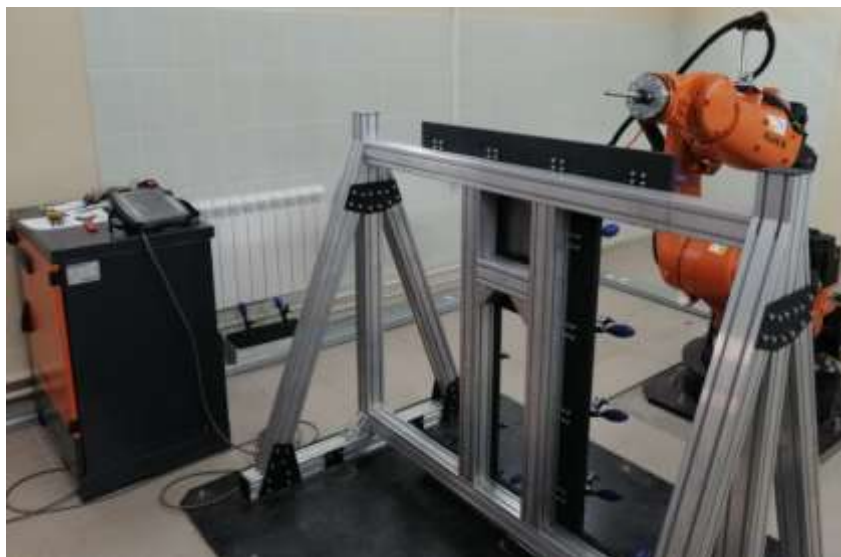


Рисунок 4 - Участок инкрементального формообразования на базе промышленного робота-манипулятора KUKA KR160 R1570

Проведение экспериментов требует большого количества материала. С целью оптимизации исследовательского процесса на кафедре используется конечно-элементное моделирование в программе LS-Dyna. Для каждого технологического процесса разрабатывается верифицированная компьютерная модель. При моделировании процесса получения изделий простой геометрической формы методом ИФ (пирамиды, тела вращения, конусы) траектории перемещения деформирующего инструмента задаются достаточно простыми математическими уравнениями. При моделировании изделий сложной формы траекторию движения деформирующего

инструмента практически невозможно описать математически. Авторами разработан алгоритм, способный переносить координаты перемещения деформирующего инструмента из специализированной программы в программу по моделированию методом конечных элементов. Алгоритм программы способен считывать файл *.src, создаваемой системой SprutCAM [19], и интерпретировать используемые в нем команды LIN, CIRC и VEL, для извлечения необходимой информации (значений координат и скорости). При необходимости применяется метод дискретизации частей траектории. Таким образом производится реконструкция дискретизированной траектории в программе LS-PrePost, эквивалентной исходной траектории, разработанной в САМ-системе. Алгоритм в виде плагина был интегрирован непосредственно в пре- и постпроцессор программы для конечно-элементного моделирования LS-Dyna – LS-PrePost. Алгоритм написан на языке пре- и постпроцессора LS-PrePost в виде плагина. Решение протестировано и успешно используется, что подтверждено, полученным охранным документом на программу [20]. На рис. 5 показаны примеры изделий изготовленных методом ИФ.

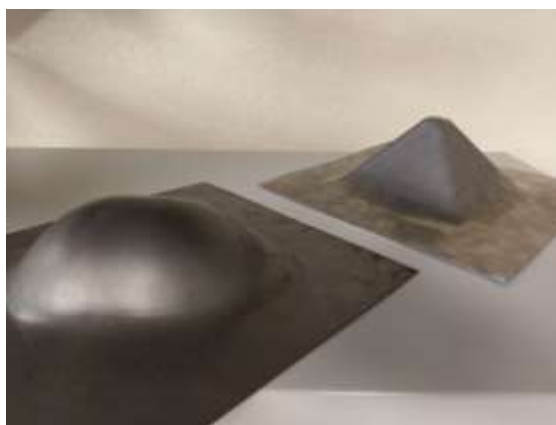


Рисунок 5 - Примеры изделий изготовленных методом ИФ

Заключение

Использование технологии ИФ в отличие от традиционных технологий обработки металлов давлением позволяет значительно уменьшить количество переходов при производстве изделий сложной формы, в том

числе за счет повышения предельных деформационных возможностей заготовки, а также сократить время требуемое для проектирования и производства оснастки. Применение технологии ИФ возможно и для быстрого прототипирования изделий, например, для их последующего испытания. Для еще большей быстроты проектирования и изготовления используют конечно-элементное моделирование. Однако готового решения для моделирования процесса ИФ и для изучения более сложных траекторий на основе тех же данных, которые управляют промышленным оборудованием не были предложены.

Список литературы

1. Кривошеин В.А., Анцифиров А.А., Майстров Ю.В. Перспективы использования технологий инкрементальной формовки в современном производстве // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2014. № 11. С. 84-89.
2. Allwood J.M., Braun D., Music O. The effect of partially cut-out blanks on geometric accuracy in incremental sheet forming // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210, issue 11. P. 1501–1510.
3. Tisza M., Paniti I., Kovács P.Z. Experimental and Numerical Study of a Milling Machine-based Dieless Incremental Sheet Forming, International // Journal of Material Forming. 2010. Volume 3, supplement 1. P. 441-446.
4. Marabuto S., Afonso D., Ferreira J., Melo F., Martins M.A., de Sousa R. Finding the Best Machine for SPIF Operations-a Brief Discussion // Key Engineering Materials. Trans Tech Publ. 2011. P. 861-868.
5. Verbert J., Aerens R., Vanhove H., Aertbeliën E., Duflou J.R. Obtainable accuracies and compensation strategies for robot supported spi // Key Engineering Materials. 2009. Vol. 410 P. 679-687.

6. Portman V.T. Stiffness evaluation of machines and robots: minimum collinear stiffness value approach // Journal of Mechanisms and Robotics. 2011. Vol. 32011. 011015.
7. Schafer T., Schraft R.D. Incremental sheet metal forming by industrial robots // Rapid Prototyping Journal. 2005. №11. P. 278-286.
8. Duflou J.R., Callebaut B., Verbert J., De Baerdemaeker H. Laser assisted incremental forming: Formability and accuracy improvement // Cirp. Ann-Manuf. Techn. 2007. №56. P. 273-276.
9. Meier H., Dewald O., Zhang J. A new robot-based sheet metal forming process, in: Advanced Materials Research // Trans Tech Publ. 2005. P. 465-470.
10. L. Lamminen, Incremental Sheet Forming with an Industrial Robot—Forming Limits and Their Effect on Component Design, Advanced Materials Research, 6 (2005) 457-464.
11. Callegari M., Amodio D., Ceretti E., Giardini C. Sheet incremental forming: advantages of robotised cells vs. CNC machines // Industrial Robotics: Programming, Simulation and Applications. 2007. P. 493-514.
12. Jeswiet J., Micari F., Hirt G., Bramley A., Duflou J., Allwood J. Asymmetric single point incremental forming of sheet metal // Cirp Ann-Manuf Techn. 2005. №54. P. 623-649.
13. Emmens W.C., Sebastiani G., van den Boogaard A.H. The Technology of Incremental Sheet Forming - a Brief Review of the History // J. of Material Processing Technology. 2010. №210(8). P. 981-997.
14. Gutierrez P. R., Rastroero M., Onandia E. Machine for Shaping Sheet Metal and Shaping Method. 2008. PCT Patent EP1977842.
15. Carl F.J., Vijitha S. K., Feng R., Zhiyong C. X. System and Method for Incrementally Forming a Workpiece. 2012. US Patent US8322176.
16. Marabuto S., Afonso D., Ferreira J., Melo F., Martins M.A., de Sousa R. Finding the Best Machine for SPIF Operations—a Brief Discussion // Key Engineering Materials. Trans Tech Publ. 2011. P. 861-868.

17. Okada N., Ro G., Suzuki Y. Method and apparatus for incremental forming. 2005.US Patent 6, 971,256 B2.

18. Shima A., Yoshikawa T., Nakamura K., Sudo Y., Suzuki Sh. Formation of Successively Expanding Metallic Plate and Apparatus Therefor. 1997. Japanese Patent JP09-085355 .

19. Конов Н. Программирование промышленных роботов в SprutCAM // САПР и графика. 2016. № 5 (235). С. 18-21.

20. Де Алваренга Р., Гречников Ф.В., Ерисов Я.А., Сурудин С.В., Петров И.Н. Программа для экспорта траектории движения деформирующего инструмента из САМ в САЕ систему: свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2020663935, заявл. 22.10.2020, опубл. 05.11.2020.

УДК 621.774.8

Формообразование поперечных рифтов на трубах с минимизацией утонения на вершине рифта

Масленникова А.С.; Моисеев В.К., д.т.н.; Шаров А.А., к.т.н.

maslennikova.ssau@mail.ru

moiseevvk@mail.ru

aa.scharov@ya.ru

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева»

Аннотация:

В работе приведена информация о возможности формообразования поперечных рифтов на трубчатых изделиях, например, сильфонах трубопроводных систем летательных аппаратов эластичным инструментом с применением принципа реверсивной вытяжки совместно с эффектом стесненного изгиба

Ключевые слова:

формообразование, технология, эластичная среда, деформация, сильфон

В условиях рыночной экономики конкурентоспособность любому виду продукции обеспечивают такие факторы, как высокое качество, новейшие конструкции и технологии изготовления изделий. Россия является одним из крупнейших в мире производителей летательных аппаратов, как военного, так и гражданского назначения. Она производит космические аппараты, носители космических аппаратов, стратегические, оперативно-тактические и тактические ракеты, пассажирские и транспортные самолёты, другую авиационную технику. Важной составляющей для производства летательных аппаратов высокого качества является надежность всех его систем.

Условия работы гидрогазовых систем летательного аппарата в процессе их эксплуатации очень тяжелые. На них действуют: внутреннее давление рабочей среды, пульсация этих давлений, вибрации, монтажные и температурные напряжения. Так, например, температура гидросистем во время полётов летательного аппарата изменяется от минус 60 до плюс 120°С, причём перепад температур между элементами планера и трубопроводов на земле и в полёте может достигать 160 °С.

Для осевой компенсации тепловых расширений, рабочих и монтажных смещений в узлах передачи газа и жидкости под давлением, например, в гибких гофрированных герметичных системах летательных аппаратов, применяются сальфоны.

При изготовлении сальфонов наблюдается неравномерное распределение толщины стенки изделия. Наблюдается значительное утонение в области вершины рифта, что является основной причиной разрушения в процессе эксплуатации данного вида изделий.

Для снижения утонения толщины в области вершины рифта была разработана технология изготовления сальфонов с помощью применения технологии реверсивной вытяжки совместно со стесненным изгибом.

Метод формовки эластомерами имеет ряд достоинств по сравнению с другими методами формовки изделий с поперечными рифтами: отсутствует

значительное утонение материала трубы в области рифта; упрощенная конструкция и сниженная металлоемкость оснастки и, соответственно, ее стоимость; детали, изготовленные данным методом, имеют высокое качество, поскольку на поверхности деталей отсутствуют заусенцы, царапины и задиры.

Описанная в [1] схема штамповки эластомером, позволила значительно сократить расходы на технологическую оснастку, при сохранении качества формируемой детали, обуславливаемого особенностью стесненного изгиба, при котором материал заготовки принимает форму конечной детали в результате пластического деформирования под действием тангенциальных и радиальных сжимающих напряжений.

Возможности применения технологии стесненного изгиба были неоднократно проверены для широкой номенклатуры листовых деталей. Опыт формообразования таких деталей показывает, что данный метод обеспечивает повышение показателей качества деталей летательных аппаратов при незначительном усложнении технологической оснастки [2, 3, 4, 5].

С целью повышения качества трубопроводных систем летательных аппаратов и трубчатых изделий с поперечными рифтами в целом, основываясь на успешном опыте формовки деталей в условиях стесненного изгиба, предлагается новая технология изготовления поперечных рифтов на трубах формовкой эластомером. Это позволит получить более равномерную толщину стенки по всему рифту за счет формования его в разъемной секционной матрице в два этапа: с набором длины образующей на первом этапе и посадкой набранного материала на втором этапе. Схема разъемной секционной матрицы для формирования сиффона в два этапа представлена на рисунке 1.

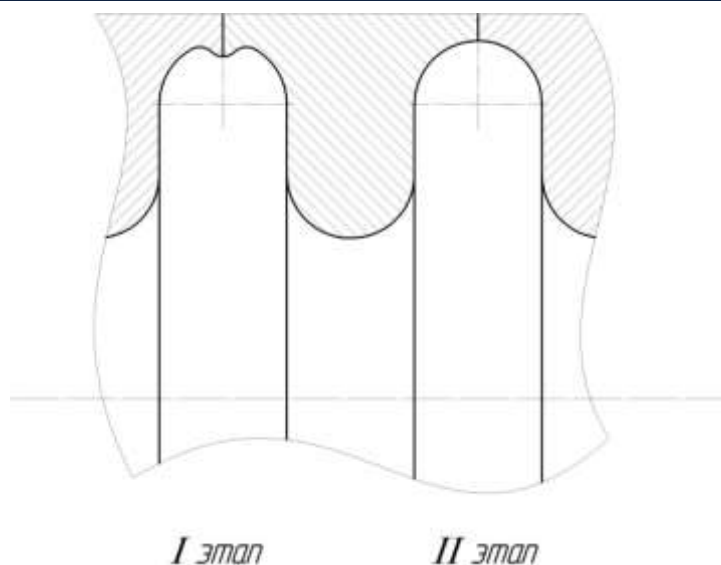


Рисунок 1 – Разъемная секционная матрица для формирования сальфона в два этапа

При формообразовании на первом этапе элементы заготовки, перемещаясь относительно матрицы, испытывают изгиб при входе на скругленную кромку матрицы, спрямление при сходе с нее и изгиб при наборе длины образующей.

При посадке набранного материала на втором этапе конечную форму изделия получают путем выворачивания сформированной образующей по заданной геометрии профиля рифта.

Для изучения механизма формообразования сальфона эластомером и влияния конструктивно-технологических параметров процесса на изменение толщины материала заготовки в зоне деформирования, исследования напряженно-деформированного состояния заготовки с учетом взаимодействия с деформирующими частями инструмента необходимо конечно-элементное моделирование процесса [6, 7].

С этой целью разработана конечно-элементная математическая модель в программном комплексе «ANSYS/LS-DYNA», учитывающая особенности взаимодействия эластомера и обрабатываемого изделия, которая показала возможность реализации предложенной технологии формообразования

риффа сальфона в два этапа с применением принципа реверсивной вытяжки и стесненного изгиба.

Моделирование формообразования гофров сальфона проведено для трубной заготовки из стали X18H9T с толщиной стенки 0,3 мм. Для описания поведения эластичной среды (полиуретана СКУ-7Л) использовалась модель Муни — Ривлина. Для построения сетки конечных элементов по поверхности заготовки и жесткой матрицы использованы оболочечные элементы (shell), для эластичного пуансона - объемные элементы (solid). В качестве допущения принято матрицу считать абсолютно жёстким телом, в связи с чем конечно-элементная сетка создана не во всем объеме инструмента, а только на его поверхностях, которые контактируют с заготовкой. Проведено моделирование процесса формообразования гофров сальфона эластичным пуансоном по жесткой матрице для двух вариантов: 1/16 и 1/32 частей оснастки и заготовки. В результате моделирования получены картины изменения толщины стенки сальфона. Характер изменения и величины толщин изделия для вариантов частей оснастки и заготовки идентичны. При моделировании формообразования по традиционной схеме утонение стенки на вершине гофра составила около 9%, разница значений толщины для двух вариантов составила порядка 0,4%. Картина распределения толщины гофра сальфона при классической схеме формообразования для 1/16 части оснастки и заготовки представлена на рисунке 2.

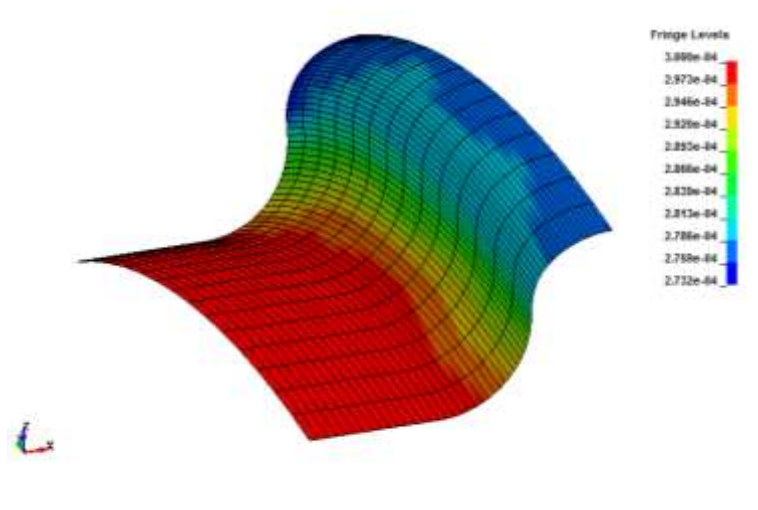


Рисунок 2 – Картина распределения толщины гофра силифона при классической схеме формообразования для 1/16 части оснастки и заготовки

На следующем этапе проведено моделирование процесса формообразования гофра силифона по предлагаемой схеме, т.е. последовательное формообразование за два перехода – с формированием избытка материала на первом переходе и последующей посадкой избытка на втором. В результате моделирования получены картины распределения толщины, напряжений и деформаций материала заготовки на каждом этапе формообразования гофра силифона. Толщина стенки в области вершины рифта на первом переходе уменьшилась до 0,288 мм, на втором – до 0,297 мм. Абсолютное значение утонения в зоне вершины рифта для первого этапа формообразования составило таким образом 0,012 мм, для второго этапа 0,003 мм, что соответствует 4% и 1% исходной толщины. Это доказывает снижение утонения материала заготовки в вершине гофра при предлагаемой схеме формовки по сравнению с классической схемой формообразования силифонов. Наибольшее значение эквивалентных напряжений по Мизесу на первом этапе формообразования составило порядка 330МПа, на втором этапе 340МПа, что не превышает разрушающих напряжений для рассматриваемого материала. Картина распределения толщин гофра силифона на первом и на втором этапах предлагаемой схемы формообразования представлена на рисунке 3.

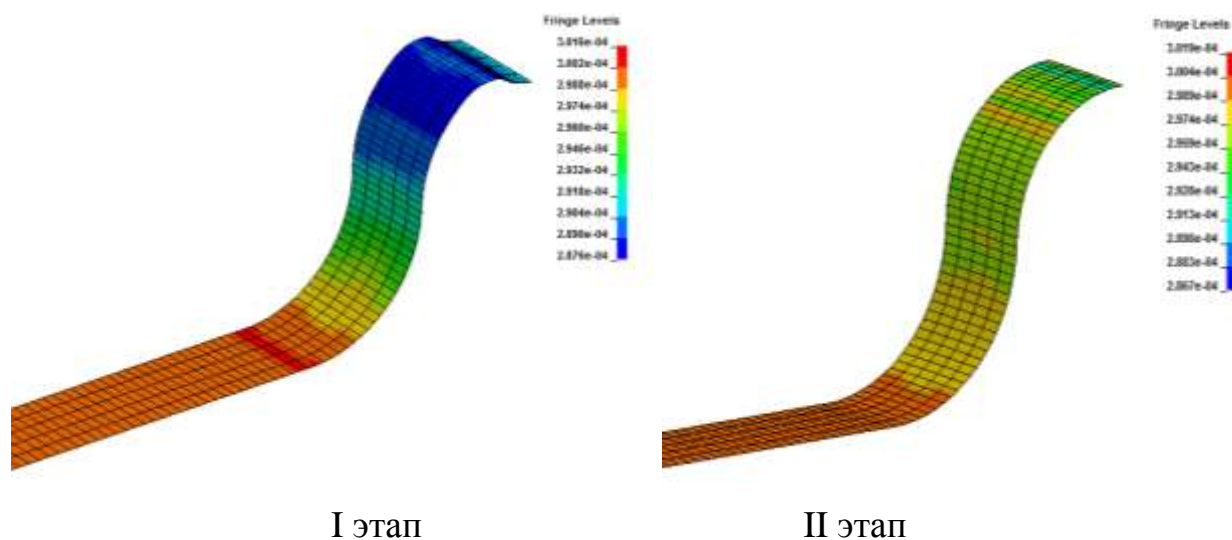


Рисунок 3 – Распределение толщин гофра сильфона на первом и на втором этапах предлагаемой схемы формообразования

Картина распределения эквивалентных напряжений заготовки по Мизесу представлена на рисунке 4.

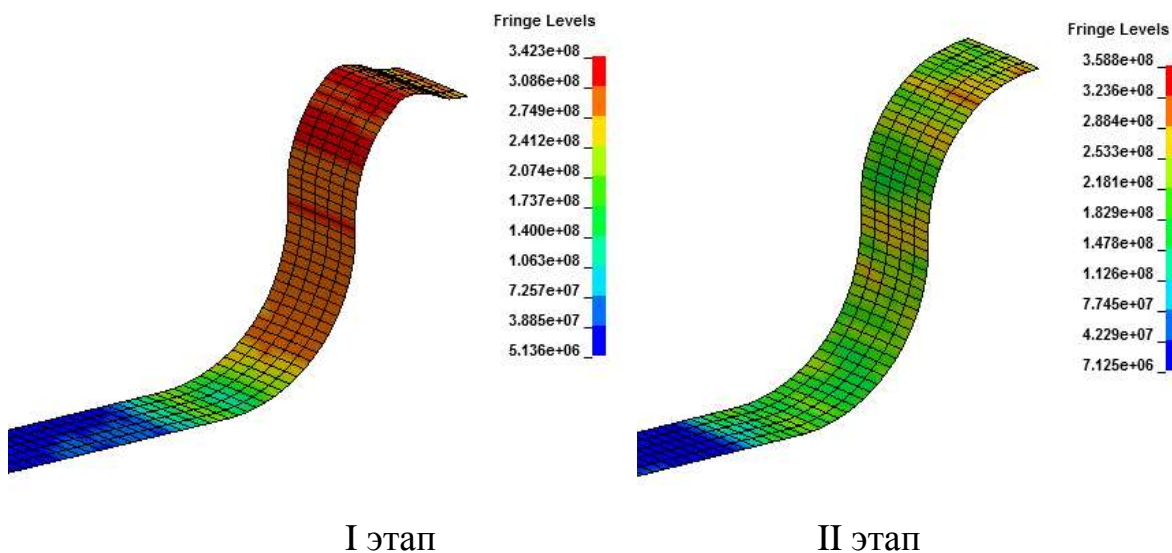


Рисунок 4 – Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу на первом и на втором этапах предлагаемой схемы формообразования

В результате проведенной работы разработаны математические модели для изучения механизма процесса формообразования сальфона эластичной средой с учетом взаимодействия с деформирующими частями инструмента и влияния конструктивно-технологических параметров процесса на качество изделия в целом.

Разработанные модели позволяют проводить оценку толщины, деформации, возникающих напряжений деформируемой заготовки с учетом взаимодействия с инструментом, а также напряжений и деформаций эластичного инструмента. Выяснено, что разработанная технология действительно позволяет снизить утонение материала в области вершины рифта, что в конечном итоге позволяет повысить качество и надежность гидрогазовых систем летательных аппаратов.

Список литературы

1. Моисеев, В. К. Совершенствование технологии гибки криволинейных бортов деталей самолётов // Известия Самарского научного центра РАН. – 2018. – Т. 20, №4. – С.441-444.
2. Гречников, Ф. В. Штамповка с тангенциальным сжатием высокоточных листовых деталей // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2019. – №7. – С.3-9.
3. Шаров, А.А. Исследование процесса стесненного изгиба листовых заготовок эластичной средой // Известия Самарского научного центра РАН. – 2011. – Т. 13, №4(2). – С.531-53
4. Моисеев, В. К. Совершенствование технологии гибки криволинейных бортов деталей самолётов/ В. К. Моисеев, М. Н. Мантусов, А. Н. Плотников, О. В. Ломовской, А. А. Шаров // Известия Самарского научного центра РАН.-2018.- т.20, №4. - С.441-444.
5. Мантусов, М. Н. Штамповка листовых деталей с криволинейными бортами эластичным материалом/ М. Н. Мантусов, В. К. Моисеев, А. А.

Шаров, Е. Г. Громова, С. Г. Рыжаков // Известия Самарского научного центра РАН.-2018.- т.20, №4. - С.332-336.

6. Колыхалов, Д.Г. Конечно-элементный анализ процесса формообразования элементов труб летательных аппаратов // Авиационная и ракетно-космическая техника: сб. статей. - 2014. – С. 5-9.

7. Лавриненко, В.Ю. Компьютерное моделирование процессов листовой штамповки // Машиностроение и инженерное образование: сб. статей МГИУ. -2010. - С. 279-289.

УДК 537.63

Наноэффекты и магнитопластичность закаленных металлических сплавов после старения в магнитных полях

Покоев А.В., д.ф.-м.н.; Осинская Ю.В., к.ф.-м.н.; Магомедова С.Г.;
Синеглазов Д.С.

a.v.pokoev46@mail.ru
ojv76@mail.ru
shakhbanovasel@mail.ru
dima.cineglazov@yandex.ru

*Самарский национальный исследовательский университет
имени С.П. Королева*

Аннотация:

Представлен краткий обзор данных по закономерностям проявления магнитопластического эффекта в медных, алюминиевых, титановых и магниевых сплавах, обнаруживаемых после старения закаленных сплавов в магнитных полях.

Ключевые слова:

магнитопластичеий эффект, металлические сплавы, наноэффекты, микротвердость, наблюдаемые закономерности

В настоящее время достоверно установлено, что на процесс твердения и упрочнения стареющих закаленных сплавов существенным образом влияют внешние воздействия – пластическая деформация, статическое и динамическое давление, ультразвуковое воздействие, корпускулярное облучение, малые добавки примесей и т.д. В последние годы наблюдается интерес к изучению влияния слабых магнитных полей на характеристики и свойства различных материалов. Под слабыми магнитными полями понимают поля с магнитной энергией порядка $E_m \approx \mu_B \cdot B \ll kT$ (μ_B – магнетон Бора, B – индукция магнитного поля ~ 1 Тл, k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура). Слабые магнитные поля могут влиять на микро- и макроскопические свойства различных диамагнитных материалов, и это получило название магнитопластического эффекта (МПЭ). Под действием магнитных полей изменяются микротвердость, внутреннее трение, предел прочности и другие макроскопические свойства [1-3] в ионных кристаллах, полупроводниках, металлах, молекулярных кристаллах, полимерах и т.д. В этих работах делаются попытки объяснить МПЭ на основе квантовой модели спин-зависимых реакций дефектов [3-4]. Механизмы МПЭ в металлических сплавах изучены не полностью. На наш взгляд, представляет интерес выяснение степени общности эффекта влияния наложения ПМП на процессы старения других металлических сплавов. В данной работе приведен краткий обзор по МПЭ и НМПЭ в медных, алюминиевых, магниевых и титановых сплавах, полученных нами в последние годы в объединенном Самарском университете.

В 2003 году нами установлено [5], что при искусственном старении закаленной бериллиевой бронзы БрБ-2 в постоянном магнитном поле (ПМП), увеличение микротвердости может достигать $\sim 30\%$. Поскольку пластические свойства сплава при этом уменьшаются, предложено называть его «отрицательным» МПЭ) [4]. Интересно, что в импульсном магнитном поле (ИМП) с амплитудой 318,4 кА/м и частоте импульсов 0-7 Гц при идентичных

условиях старения сплав БрБ-2 МПЭ имеет «положительный» знак и достигает ~20% [6]. Эти эффекты были отнесены нами также к категории МПЭ. В ряде случаев МПЭ в металлических сплавах сопровождается образованием структур - блоков когерентного рассеяния – с размерами менее 100 нм, что, в соответствии международной классификацией, можно определить как нано-магнитопластический эффект (НМПЭ).

На наш взгляд, представляет интерес выяснение степени общности эффекта влияния наложения ПМП на процесс старения других металлических сплавов. В данной работе приведен краткий обзор по МПЭ и НМПЭ в медных, алюминиевых, магниевых и титановых сплавах, полученных нами в последние годы.

В статье приведены краткие сведения о составах исследованных сплавов, режимах закалки и искусственного старения, знаке и величине МПЭ, НМПЭ и других экспериментально наблюдаемых корреляциях МПЭ с параметрами кинетики старения и тонкой структуры остаточной матрицы.

Методика эксперимента

Предварительно образцы подвергали закалке: образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при заданных температурах и времени, затем охлаждали быстрым погружением в воду при комнатной температуре (за исключением магниевых сплавов, которые выдерживали и закалывали в вакууме). Далее закаленные образцы искусственно старили в динамическом вакууме $\sim 10^{-3}$ Па. Температуру и время старения выбирали на основе литературных данных или результатов ранее проведенных предварительных опытов.

Процесс искусственного старения проводили без магнитного поля и в ПМП с напряженностью 79,6÷557.2 кА/м, либо в ИМП (1÷12 Гц). Соответствующую термомагнитную обработку осуществляли в цилиндрической вакуумной камере из немагнитной нержавеющей стали, торцы которой имеют двойные водоохлаждаемые стенки, предотвращавшие

нагрев полюсов электромагнита магнита ФЛ-1 (производство МГУ) во время отжигов.

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER с ошибкой измерений не более $\sim 2 \div 3$ %.

Рентгеновский анализ фазового состава измерение параметров решетки остаточной матрицы, рентгеновской плотности дислокаций, микроискажений и блоков когерентного рассеяния проводили на автоматизированном рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 в CoK_α -излучении.

Особенности распада и сегрегации в микроструктурах сплава БрБ-2 изучали на сканирующем электронном микроскопе Nova NanoSEM 230.

Результаты и их обсуждение

В таблице 1 проведены краткие сведения об исследованных сплавах металлических сплавов, режимах закалки и искусственного старения, знаке и величине МПЭ, и наноэффекте в изученных сплавах. Под величиной МПЭ в данном случае понимается относительное изменение микротвердости сплава $Q = (H_\mu - H_{\mu 0}) / H_{\mu 0} \cdot 100\%$, где H_μ – микротвердость образца из металлического сплава, состаренного в магнитном поле, а $H_{\mu 0}$ – без поля.

Таблица 1 – Краткие сведения об исследованных сплавах металлических сплавов, режимах закалки и искусственного старения, знаке и величине МПЭ и наноэффекте

Сплав (основные добавки, вес.%)	Закалка (Т °С; t, ч; среда закалки)	Режимы старения (Т °С; t, ч; тип МП в кОе (кА/м)	Знак и величина МПЭ	Наноэффект
Алюминиевый сплав: <i>Zn-5.75, Mg-2.3, Cu-1.2</i>	470 °С; 1 ч; вода	140 °С; 2÷8 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Отрицательный, до -21 %	Да
Алюминиевый сплав: <i>Si-9.25, Cu-1.5, Fe-0.5</i>	535 °С; 2 ч; вода	175 °С; 2 ÷ 8 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Положительный, до +25 %	Да
Алюминиевый сплав: <i>Cu-4.3, Si-0.35, Mn-0.6, Mg-0.6</i>	450 °С; 0.5 ч; вода	190 °С; 2÷8 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Отрицательный, до -8 %	–
Алюминиевый сплав: <i>Cu-4.35, Mg-1.5, Zn-1.25, Mn-0.6</i>	500 °С; 0.33 ч; вода	190 °С; 2÷12 ч ПМП 7.0 (557.2)	Отрицательный до -18 %	Нет
Алюминиевый сплав: <i>Li-2.1, Mg-4.0</i>	500 °С; 1 ч; вода	120 °С; 2÷8 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Отрицательный до -11 %	Нет
Бериллиевая бронза БрБ-2: <i>Be-1.85, Ni-0.35</i>	800 °С; 0.33 ч; вода	350 °С; 0.17÷2 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Отрицательный до -22 %	Нет
Бериллиевая бронза БрБ-2: <i>Be-1.85, Ni-0.35</i>	800 °С; 0.33 ч	350 °С; 0.17÷2 ч; ИМП 7.0 (557.2), 2 Гц	Положительный до +22 %	Да
Бинарный <i>Cu-Be</i> сплав: <i>Be-1.6, 2.7, 3.0</i>	800 °С в течение 0.33 ч	300 °С; 0,17÷2 ч; ПМП 7.0 (557.2)	1.6 – Положительный до 14 %; 2.7 – Отрицательный до 6 %; 3.0 – «+» МПЭ до 7 % и «-» МПЭ до 9 %	Нет Да Нет
Бинарный <i>Cu-Be</i> сплав: <i>Be-2.0, Ni-0.4</i>	800 °С в течение 0.33 ч	350 °С; 0.17÷2 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Менее 1 ч - положительный МПЭ до +5 %, более 1 ч – отрицательный МПЭ до 25 %	Да
Бинарный <i>Cu-Be</i> сплав: <i>Be-2, Ni-1.0</i>	800 °С в течение 0,33 ч	350 °С; 0.1÷2 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Отрицательный МПЭ до 25 %	Да
Титановый сплав: <i>Al-6.0, V-4.4</i>	Отпуск 850 °С → 750 °С (выдержка 3.5 ч) 915°С → 20°С вода	500 °С; 0.5-4 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Положительный, МПЭ до +34 %	–
Магниевого сплава: <i>Mg-основа, Sn-3.8, Zn-3.6</i>	400 °С (12 ч) → 20 °С (охл-е с печью)	175°С; 0.2-24 ч; ПМП 7.0 (557.2)	Положительный, МПЭ до -35 %	–

В качестве типичного примера на рис. 1-4 приведены графические зависимости МПЭ от времени старения и наличия магнитного поля для некоторых алюминиевых сплавов.

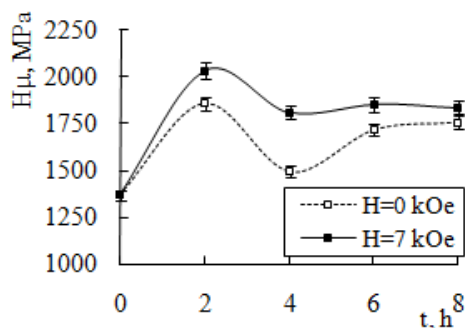


Рисунок 1 - МПЭ в сплавах на Al-основе с добавками Zn, Mg и Cu

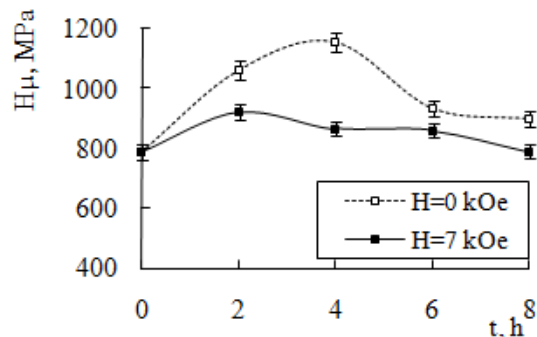


Рисунок 2 - МПЭ в сплавах на Al-основе с добавками Si, Cu и Fe

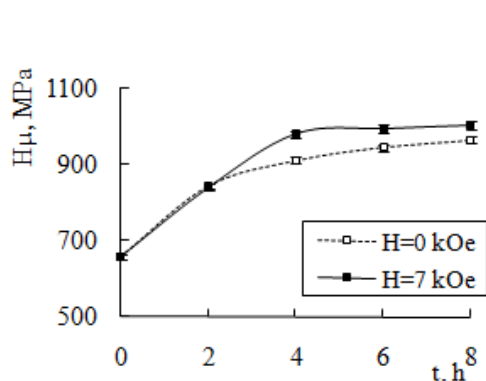


Рисунок 3 - МПЭ в сплавах на Al-основе с добавками Cu, Si, Mn и Mg

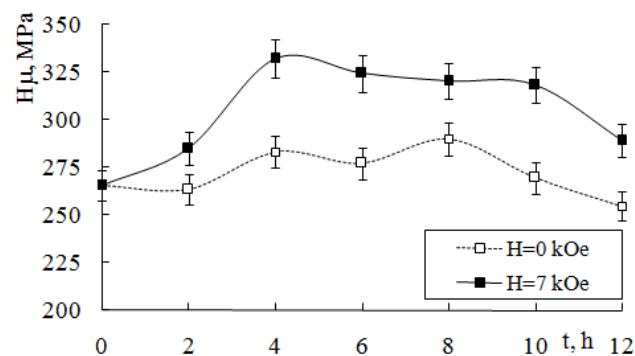


Рисунок 4 - МПЭ в сплавах на Al-основе с добавками Cu, Mg and Mn

Как известно, микротвердость (по методу Викерса) металлического сплава является многофакторной величиной. Она сложным образом зависит от состава, структуры и состояния микротвердости отдельных структурных составляющих и состояния интерфейсов, границ зерен и фаз, их удельной поверхностной энергии на границах раздела и др., формирующихся под воздействием конкретной термообработки [7]. В то же время микротвердость относительно просто измеряется экспериментально и служит быстрым неразрушающим способом оценки механических свойств металлов.

Испытания на микротвердость очень удобны в использовании из-за малых размеров зоны индентирования материала. В первом приближении, для качественного анализа МПЭ, примем, что микротвердость сплава по Викерсу H_V пропорциональна его пределу текучести σ_P :

$$H_V = \alpha \sigma_P, \quad (1)$$

где α – эмпирическая константа, зависящая от материала. В частности, зависимость (1) удовлетворительно выполняется для металлических сплавов на алюминиевой [8], медной [9] основе и для некоторых сталей [10].

Физическая величина σ_P наиболее чувствительна к особенностям перемещения дислокаций при пластическом деформировании кристаллических материалов. Совокупность сведений о пределе текучести металлических сплавов позволяет представлять предел текучести в виде функции вкладов различных механизмов [11-12,15]:

$$\sigma_P(\sigma_{PH}, \sigma_{SSH}, \sigma_D, \sigma_E, \sigma_{RD}, \sigma_{H-P}). \quad (2)$$

Здесь σ_{P-N} – вклад трения дислокаций о собственные препятствия кристаллической решетки (фононы и электроны) или вклад Пайерлса-Набарро, σ_{SSH} – твердорастворное упрочнение, связанное с атомами добавок и неконтролируемых примесей в технических сплавах, σ_E – вклад внутренних упругих полей напряжений дислокаций; σ_{RD} – вклад от преодоления сопротивления дисперсных частиц-фаз, расположенных в теле зерен и, наконец, σ_{H-P} – вклад Холла-Петча. Каждый из слагаемых может зависеть от включения магнитного поля. Детальное рассмотрение влияния магнитного поля на слагаемые в (2) не входит в задачу данной работы. Однако можно указать на наиболее значительные из них.

На вклад от преодоления сопротивления дисперсных частиц-фаз σ_{PH} могут влиять примесные атомы основных добавок, искажающие потенциальный барьер кристаллической решетки. На твердорастворное упрочнение σ_{SSH} , связанное с неконтролируемыми примесями в технических сплавах, также могут повлиять предел текучести сплава. Фазовый состав

остаточной матрицы меняется вследствие магнитного поля, значит фазовый состав будет зависеть от индукции магнитного поля. Судя по изменению микроискажений $\sigma_E \sim \Delta d/d$ в магнитных полях, эффект магнитного поля будет достигать значительной величины.

Вклад от преодоления сопротивления дисперсных частиц-фаз, расположенных в теле зерен σ_{RD} будет зависеть от структуры фаз выделения и расстояния между ними. Нейтронные исследования показали [13], что структура и количественное распределение фаз в магнитном поле – другие, так что это самый магниточувствительный фактор.

Анализ полученных результатов показывает, что

1. Величина и знак МПЭ определяется концентрационным и фазовым составом сплава, температурой и временем старения, типом магнитного поля и временем его воздействия.

2. Структура состаренного сплава в значительной мере определяется типом распада закаленного твердого раствора, динамикой развития структурных дефектов и промежуточных фаз, которые реализуются при распаде и их эффективностью избирательной реакции на включение магнитного поля.

3. Временные зависимости параметров тонкой структуры всегда качественно коррелируют с временными зависимостями микротвердости. Это означает, что максимальным значениям микротвердости сплавов, состаренных без поля, соответствуют минимальные значения средних размеров блоков когерентного рассеяния, максимальные значения плотности дислокаций и величины относительной микродеформации.

4. Включение магнитного поля изменяет величину параметров тонкой структуры, причем структура сплавов при наложении ПМП и отрицательном знаке МПЭ становится более однородной и мелкодисперсной.

В ряде случаев старение сплавов в ПМП приводит к уменьшению средних размеров блоков когерентного рассеяния до наноразмеров, что имеет

практическое значение для получения наноматериалов с заданными свойствами.

Существенная зависимость величины МПЭ от фазового состава в рассмотренных сплавах связана со сложной кинетикой роста образующихся новых фаз в ПМП [14]. В частности, нейтронными измерениями [13] установлено, что в медно-бериллиевых сплавах влиянию магнитного поля прежде всего подвержены наноразмерные кластеры новых фаз размером порядка ~ 10 Å. Таким образом, начальные стадии процесса агломерации частиц очень важны, и элементарные атомные и спиновые процессы в них должны играть заметную роль. Временные зависимости МПЭ исследованных сплавов показывают, что с увеличением времени эффекты влияния поля в различной степени могут затухать вследствие естественного старения.

Заключение

Микротвердость закаленных медных, алюминиевых, титановых и магниевых металлических сплавов, искусственно состаренных в постоянных и импульсных магнитных полях, заметно изменяется по сравнению со случаем старения без магнитного поля. МПЭ представляет собой достаточно общее и устойчивое явление в металлических сплавах. В случае достижения понимания механизмов селективного влияния магнитного поля на вклады механизмов, представленных в уравнении (2), МПЭ в металлических сплавах может рассматриваться также как инструмент изучения типа, структуры и свойств препятствий для движущихся дислокаций в процессе пластического деформирования сплава.

Список литературы

1. В.И. Альшиц, Е.В. Даринская, М.В. Колдаева, Е.А. Петржик. Кристалло-графия, 2003, т. 48, №5, с. 838.
2. Ю.И. Головин. Физика твердого тела, 2004, т. 46. № 5, с. 769.

3. Р.Б. Моргунов, А.Л. Бучаченко. Журнал экспериментальной и теоретической физики, 2009, т. 136, в. 3(9), с. 505.
4. М.И. Молоцкий. Физика твердого тела, 1991, т. 33, № 10, с. 3112.
5. Ю.В. Осинская, А.В. Покоев. Физика и химия обработки материалов, 2003, № 3, с. 18.
6. Ю.В. Осинская, А.В. Покоев. Физика металлов и металловедение, 2008, т. 105, № 4, с. 385.
7. A.V. Pokoev, J.V. Osinskaya. Defect and Diffusion Forum, 2018, v. 383, p. 180.
8. Hawk J.A., Franck R.E., Wilsdorf H.G. Metall. Trans. A., September 1988, V. 19A. P. 2363.
9. S. Chenna Krishna, Narendra Kumar Gangwar, K. Abhay Jha, Bhanu Pant. J. Mater. Volume 2013, Article ID 352578, P. 6.
10. E.J. Pavlina, C.J. Van Tune. J. Mater. Engineer. and Perform. 2008, V. 17, P. 888.
11. Физическое металловедение. Под ред. Р. Кана и П. Хаазена. Т. 3. М.: Металлургия, 1987, 662 с.
12. А.С. Груздев, Г.Е. Коджаспиров, А.И. Рудской. Materials Physics and Mechanics, 2014, v, 21, p. 29-37.
13. Ю.В. Осинская, С.С. Петров, А.В. Покоев, А.К. Раджабов, В.В. Рунов. Кинетика старения сплава Cu-Be с различной концентрацией бериллия во внешнем постоянном магнитном поле. Физика твердого тела, 2012, т. 54, № 3, С. 531-535. Phys. Sol. St. 2012, V. 54, №3, P. 568.
14. J.V.Osinskaya, A.V. Pokoev. Defect and Diffusion Forum. 2015, V. 363, P. 186.
15. А.Н.Смирнов. Механические свойства длительно работающих сталей и природа предела текучести. Вестник КузГТУ. 2004. №1. С. 35-41.

УДК 672.3

Особенности управления качеством крупногабаритных штамповок авиационного назначения

Хардин М.В., к.т.н.; Ураскин Е.А.

khardin.mv@ssau.ru
uraskinevgeniy@mail.ru

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева

Аннотация:

В статье рассмотрен процесс управления качеством крупногабаритной штамповки авиационного назначения, проведен анализ технологического процесса детали, сделаны выводы о контроле качества данного изделия.

Ключевые слова:

крупногабаритная штамповка, качество, остаточные напряжения

Высокий спрос на штампованные детали, изготовленные из сплавов на основе алюминия, объясняется оптимальным сочетанием высоких механических свойств, прочности, небольшого веса и разумной стоимости производства и сроков изготовления по сравнению с такими же деталями, изготовленными путем механической обработки из толстых листов или сборки из нескольких компонентов. Эти преимущества особенно важны для авиакосмической промышленности, которая является основным потребителем таких штамповок [1].

Качество выпускаемой продукции – это важнейший показатель, особенно для производителей авиационной продукции. На него оказывают влияние факторы различной природы, среди которых велика роль остаточных напряжений.

Образование остаточных напряжений при реализации технологических процессов происходит различным образом. В основе их возникновения обычно лежат необратимые объемные изменения в материале [2]. Наиболее часто остаточные напряжения возникают в результате неравномерной пластической деформации [3].

Большое влияние на последующую механическую обработку и эксплуатационные свойства изделий оказывает уровень остаточных напряжений в поверхностных слоях. В частности, поверхностные растягивающие остаточные напряжения имеют тенденцию ускорять фазы роста усталостного процесса, в то время как сжимающие остаточные напряжения вблизи поверхности могут продлевать усталостную долговечность [4]. Также, остаточные напряжения могут повышать или понижать среднее напряжение, испытываемое деталью в течение цикла усталости [4, 5].

Чтобы учесть влияние остаточных напряжений на последующую обработку и эксплуатационные свойства изделий широко применяют

экспериментальные методы их определения. Эти методы разделяются на две большие группы: *механические* и *физические*.

Механическими методами можно добиться высокой точности при определении напряжений на различной глубине вдоль всех осей. Кроме того, они позволяют получить абсолютное значение остаточных напряжений.

Главным недостатком этих методов является необходимость нарушения целостности контролируемого объекта разрезанием, высверливанием отверстий, нанесением меток и другими способами. Это приводит к невозможности применения их к производимой продукции, необходимости опосредованного исследования путем привлечения образцов-свидетелей.

Основными физическими методами, применяемыми для измерения остаточных напряжений в металлах, являются:

- рентгеновские;
- ультразвуковые;
- электромагнитные;
- метод твердости;
- метод хрупких покрытий.

Общим недостатком всех физических методов является их относительность. Это вызывает необходимость проведения тарировки на образцах, идентичных рассматриваемым, что не только снижает быстродействие, но и вносит неточности, связанные с различием структуры основного металла, обычно используемого для тарировки, с металлом изделия.

Существуют также другие методы, менее широко распространенные в силу определенных причин (недостаточная проработка, малая точность), связывающие остаточные напряжения с удельной электропроводностью, с применением покрытий из прозрачных сред и использованием оптических методов и другие. Но на сегодняшний день эти методы либо не

удовлетворяют предъявленным требованиям по точности и быстродействию, либо находятся на стадии разработки [6].

Тем не менее, все вышеописанные методы, как механические, так и физические, имеют существенные ограничения и являются достаточно затратными. Одним из основных недостатков является необходимость проведения натурных испытаний, что не дает возможности определить остаточные напряжения до создания изделия. Это является особенно важным при отработке технологии производства, когда встает вопрос об остаточных технологических напряжениях. И при анализе подобных ситуаций важным является как конечное распределение, так и развитие напряжений во времени [7].

Ни один метод в отдельности, при нынешнем уровне их развития, не позволяет оперативно определять остаточные напряжения с достаточной точностью и без разрушения конструкции. Таким образом, при контроле уровня остаточных напряжений в процессах штамповки изделий возникает необходимость применения нескольких экспериментальных методов [8].

Все эти факторы приводят к необходимости тщательной проработки технологического процесса штамповки подобных ответственных изделий. Это выражается в последовательном профилировании заготовки, позволяющем уменьшить неравномерность деформации, в анализе и учете всех существенных факторов термической и механической обработки.

Рассмотрим процесс управления качеством крупногабаритной штамповки, представленной на рисунке 1, из которой посредством механической обработки изготавливается деталь самолета.

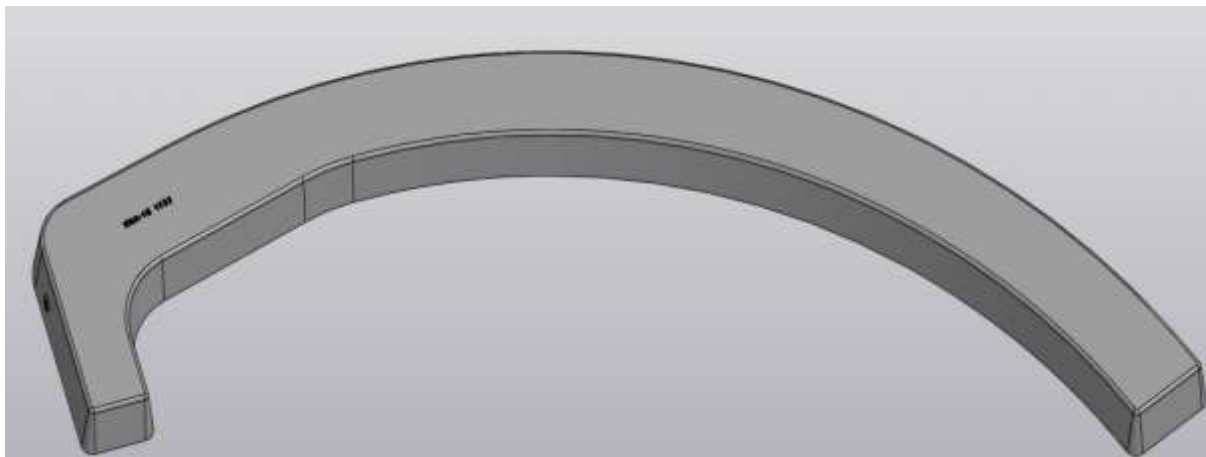


Рисунок 1 – Крупногабаритная штамповка

Контроль качества изделия авиационного назначения, представленного на рисунке 1, включает в себя следующие операции:

- 1) визуальный контроль (осуществляется после каждой операции для выявления поверхностных дефектов, коробления и т. п.);
- 2) контроль геометрии гнутой заготовки (осуществляется специальным шаблоном после гибки прутка);
- 3) замер недоштамповки на головной части (осуществляется в ходе приемки БТК по поверхности);
- 4) УЗК (ультразвуковая дефектоскопия необходима для контроля внутренних дефектов в штамповке);
- 5) контрольные испытания (окончательные испытания, которые проходит заготовка перед отправкой потребителю).

На рисунке 2 представлена причинно-следственная диаграмма (диаграмма Исикавы) возникновения остаточных напряжений в крупногабаритном изделии авиационной промышленности. Она позволяет провести систематизацию всех потенциальных причин и следствий формирования остаточных напряжений в детали [9].

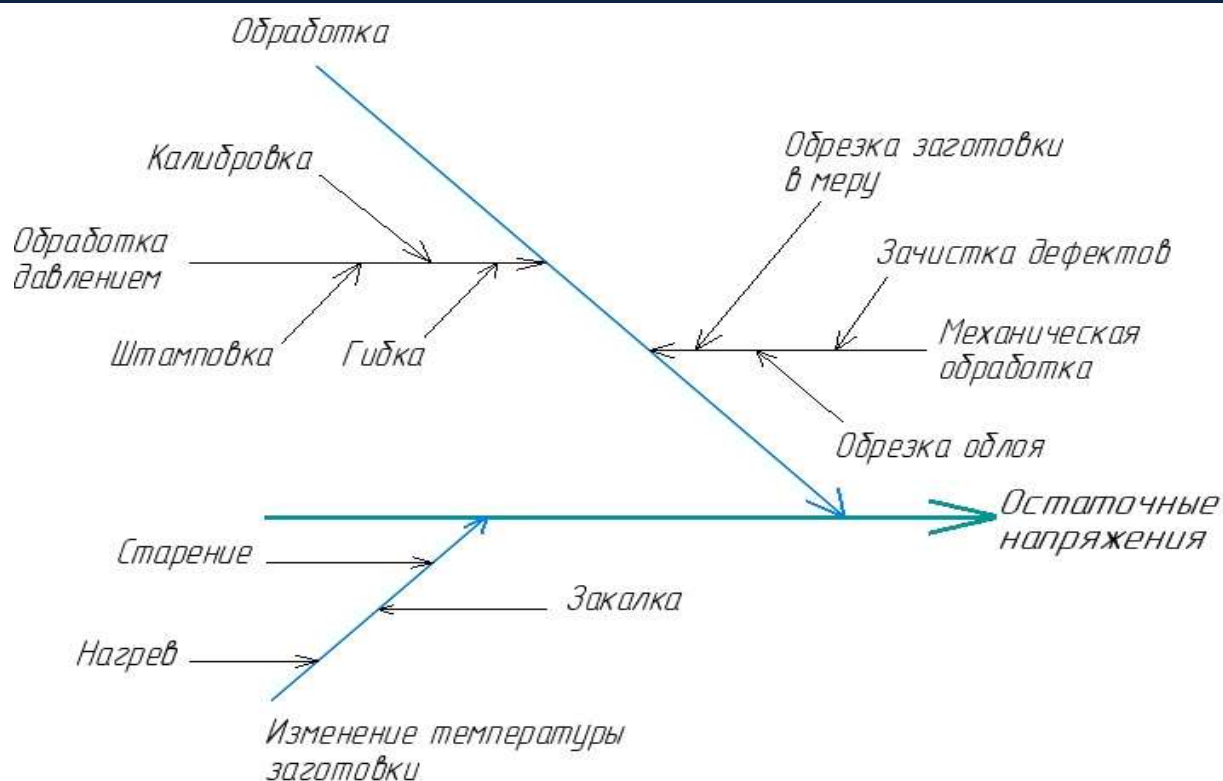


Рисунок 2 – Диаграмма Исикавы по оценке влияния различных факторов на возникновение остаточных напряжений в детали

Рассмотрим основные особенности реализации технологического процесса производства подобного изделия, которые обеспечивают приемлемый уровень и распределение остаточных напряжений. В качестве заготовки используется прессованный пруток диаметром 150 мм и длиной 2630 мм из сплава 1933.

Нагрев заготовки перед операцией профилирования производится в газовой печи. Температура нагрева и время выдержки являются контролируемыми параметрами, искажение которых может значительно влиять на свойства заготовки.

Далее производится гибка на гидравлическом прессе. При проведении данной операции необходимо учесть упругие деформации в материале. Контроль геометрии гнутой заготовки проводят шаблоном.

Следующим шагом идет обрезка заготовок в меру на ленточной пиле. Обрезка короткого плеча заготовки в меру происходит с использованием шаблона контроля геометрии гнутой заготовки.

Аналогично первому нагреву производится второй нагрев заготовок в печи.

Следующий шаг – первый переход окончательной штамповки на гидравлическом прессе с контролируемыми параметрами температуры металла и штампов.

Далее производится обрезка облоя на ленточной пиле.

Следующим этапом осуществляется травление в ванне. Контролируемым параметром является чистота поверхности.

После травления выполняется зачистка дефектов с помощью бормашинки.

Далее производится третий нагрев заготовок в печи.

После нагрева осуществляется второй переход окончательной штамповки на гидравлическом прессе.

Далее идет обрезка облоя на ленточной пиле.

После обрезки облоя осуществляется травление в ванне и зачистка дефектов с помощью бормашинки.

Далее следует приемка БТК по поверхности штамповки, при которой контролируется недоштамповка на 100% изделий.

Следующим этапом производится закалка. Необходимо строгое соблюдение режима закалки, так как малейшее изменение рабочих температур и параметров охлаждения может значительно сказаться на дальнейших операциях.

После закалки проводится холодная калибровка на гидравлическом прессе (не позднее 4 часов после закалки).

Далее осуществляется травление в ванне с параметром контроля по чистоте поверхности.

Завершающей технологической операцией является искусственное старение, которое осуществляется в две стадии:

первая стадия ($T_{\text{зад}} = 110 \text{ }^{\circ}\text{C}$);

вторая стадия ($T_{\text{зад}} = 180 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

После искусственного старения проводится ультразвуковой контроль (УЗК), которому подвергается 100% штамповок.

На следующем этапе осуществляется вырезка темплетов для контрольных испытаний на ленточной пиле.

Далее производятся контрольные испытания на механические свойства, макроструктуру, излом, твердость на образцах.

После испытаний производится обрезка остатков облоя на ленточной пиле.

Следующим шагом осуществляется приемка УТК с контролем коробления по плоскости и контролем саблевидности.

Уровень и распределение остаточных напряжений можно оценивать не только во время выполнения технологического процесса, но и при моделировании операций. Так, например, для процесса моделирования штамповки данного изделия можно воспользоваться программными комплексами QForm или DEFORM. Это значительно упрощает процесс разработки технологии изготовления изделия. На рисунке 3 представлен результат моделирования окончательной штамповки изделия в QForm.

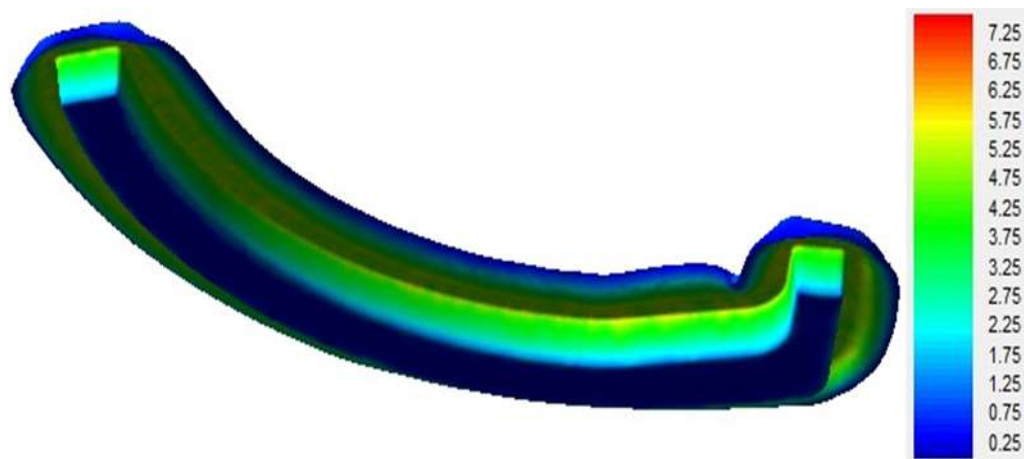


Рисунок 3 – Деформация заготовки на последнем этапе моделирования

Однако, как показывает опыт моделирования штамповки подобных изделий, для получения адекватной картины остаточных напряжений, необходимо производить комплексное моделирование, включающее процессы получения исходной заготовки и термической обработки.

Таким образом, оценивая влияние остаточных напряжений на качество изделий, можно прийти к следующим выводам:

1. Неравномерность и высокий уровень остаточных напряжений в крупногабаритных штамповках часто вызывают значительные сложности при дальнейшей механической обработке и могут привести к снижению усталостной прочности изделий.

2. Для получения качественных деталей, с минимальным и равномерным уровнем остаточных напряжений, необходима тщательная разработка технологического процесса изготовления изделия, включающая комплексное моделирование и экспериментальную проверку остаточных напряжений.

3. Для устранения негативного влияния остаточных напряжений необходимо снижать неравномерность деформации в процессе штамповки и неравномерность охлаждения заготовки в процессе закалки, а также осуществлять контроль всех наиболее значимых параметров в производстве.

4. Эффективная система управления качеством при штамповке крупногабаритных изделий должна включать способы и подходы, направленные на снижение и перераспределение остаточных напряжений при различных технологических операциях, средства комплексного моделирования технологических процессов, а также оборудование и средства контроля качества полученных изделий.

Список литературы

1. Tanner D. Residual Stress in Aluminium Alloy Forgings – Ireland: CRC Press, 2000. – 420 p
2. Биргер, И. А. Остаточные напряжения / И. А. Биргер. – М.: Машиностроение, – 1963. – 232 с.
3. Биргер, И.А. Расчёт на прочность деталей машин / И.А. Биргер, Б.Ф. Шорр, Г.Б. Иосилевич // Справочник. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, – 1979. 702 с.
4. Webster GA. (2000). Role of residual stress in engineering applications. ECRS-5, Holland, Sept 1999, Materials Science Forum, vol. 347–349, pp. 1–9
5. Ronald W. L. and Russell A. C., (1988). Residual stress effects on fatigue of surface processed steels. In: Analytical and experimental methods for residual stress effects in fatigue. Editors; Champoux R.L., Underwood J.H. and Kapp J.A., ASTM STP 1004
6. Пересторин А.В. Методы измерения остаточных напряжений [Текст] / А.В. Пересторин, Б.М. Федоров // Анализ методов определения остаточных напряжений в сварных конструкциях. – Москва, 2012. – С. 4-5.
7. Бачурин А.С. дис. «Повышение точности изготовления крупногабаритных деталей летательных аппаратов путем оптимизации межоперационного припуска» канд. техн. наук: 05.07.02. – Новосиб. гос. техн. университет, Новосибирск, 2016 – 104 с.

8. Вишняков Я.Д., Пискарев В.Д. Управление остаточными напряжениями в металлах и сплавах. М.: Metallurgy, 1989. 254 с.

9. Чекмарев А.Н. Квалиметрия и управление качеством. 4.2. Управление качеством: учеб. пособие / А.Н. Чекмарев. - Самара: Изд-во Самар, гос. аэрокосм, ун-та, 2010. - 140 с.

Системные требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 5,3 Мб; Загл. с экрана.

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: 5,3 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

МИНИСТЕРСТВО ЦИФРОВОГО РАЗВИТИЯ, СВЯЗИ И МАССОВЫХ
КОММУНИКАЦИЙ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА ПО НАДЗОРУ
В СФЕРЕ СВЯЗИ, ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
И МАССОВЫХ КОММУНИКАЦИЙ

ФГУП НТЦ "ИНФОРМРЕГИСТР"

РЕГИСТРАЦИОННОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО
обязательного федерального экземпляра
электронного издания

№ 66767

Электронное издание на 1 CD-R
«Современные достижения в области создания
перспективных легких сплавов и покрытий для
авиационной и космической техники: Всероссийская
научно-техническая конференция, 16 апреля 2021 г.:
материалы конференции: электронное издание.
Москва, 2021. ISBN 978-5-905217-68-5» (© 2021 ФГУП "ВИАМ")

зарегистрировано 19 мая 2021 г. и ему присвоен
номер государственной регистрации 0322101519.

Производитель: ФГУП "Всероссийский научно-
исследовательский институт авиационных материалов".

И. о. директора ФГУП НТЦ "Информрегистр"



Т.В. Плескачева



Дата выдачи: 19 мая 2021 г.