



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

(НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)



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

Материалы конференции

15 апреля 2022 г.

Электронное издание

Москва

2022

УДК 621.7+620.1

ББК 34.2

С65

Редакционная коллегия:

В.В. Антипов, д.т.н., заместитель Генерального директора НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по науке; М.М. Бакрадзе, к.т.н., заместитель Генерального директора НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по металлическим материалам; 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».

С65 **Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники:** материалы III Всероссийская научно-техническая конференции «Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники» (г. Москва, 15 апреля 2022 г.), [Электронный ресурс] / НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. – М. : НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2022. – 106 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-82-1.– 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:
- 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

Организационный комитет

(НИЦ «Курчатовский институт» - 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

«Центр трансфера технологий материалов нового поколения»;

А.А. Каныгин – начальник управления «Корпоративные коммуникации»;

И.А. Козлов - к.т.н., начальник лаборатории № 607 «Лаборатория коррозии и защиты металлических материалов»;

А.А. Селиванов - к.т.н., начальник лаборатории № 634 «Лаборатория алюминиевые деформируемые сплавы»;

С.В. Путырский - начальник лаборатории № 608 «Лаборатория титановых сплавов для конструкций планера и двигателя самолёта»;

А.А. Леонов - начальник лаборатории № 624 «Лаборатория магниевых и литейных алюминиевых сплавов»;

Л.В. Прохорова – начальник отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность»;

И.Ю. Смирнова - заместитель начальника отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность»;

Д.С. Трушин - начальник сектора отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность»;

А.В. Бабин - ведущий специалист по связям с общественностью отдела № 813 «Редакционно-издательский»;

Н.В. Войтенко - специалист по выставочной деятельности отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность»;

Д.В. Жунаев - инженер отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность».

СОДЕРЖАНИЕ

Порошковая технология получения сплава Ti-18Zr-15Nb.....7

Маркова Г.В.; Алимов И.А. [цвет (85, 85, 85)]

Опыт применения печей аэродинамического подогрева для отпуска-старения алюминиевыбронекорпусов.....15

Арцруни А.А.; Зажилов А.А.; Иванов К.Д

Исследование концентрации напряжений и ее влияния на усталостную долговечность алюминий-литиевого сплава 1441PT1.....21

Дашкин А.Р.; Автаев В.В.; Яковлев Н.О.

Механические и защитные свойства титановых сплавов с метастабильной бета-структурой.....30

Гавзе А.Л.

Перспективные технологии для защиты от коррозии и ремонта деталей авиационной техники.....41

Фомина М.А.; Козлов И.А.; Демин С.А.

Разработка технологии сварки изделий из алюминиевых сплавов на основе компьютерного моделирования.....51

Королев С.А.

Технологии промышленного производства прутковых заготовок и изготовления крепежных изделий типа Ni-loc из высокотехнологичного титанового сплава с повышенными характеристиками прочности и сопротивления срезу.....59

Арисланов А.А.; Путырский С.В.; Ширяев А.А.; Крохина В.А.;

Поздеев С.А.; Братухин А.В.

Исследование влияния параметров усталостного нагружения на долговечность проушин диафрагм из сплава 1933 предкрылка самолета.....78

Гриневич Д.В.; Яковлев Н.О.; Гулина И.В.; Дзандаров Д.-С.В.; Шерстюк Ф.А.; Глаговский А.А.; Ермакова Ю.В.

**Влияние технологических параметров на формирования анизотропных
свойств листов из сплава А5М 87**

Снегирёв И.В.; Мальцева Т.В.

**Методы лазерной сварки титановых сплавов с алюминиевыми сплавами,
микроструктура и свойства 97**

Евлампьев А.В.; Курынцев С.В.

УДК 621.762.242

ПОРОШКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ

СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb

Г.В. Маркова¹, д.т.н.; И.А. АЛИМОВ¹

POWDER PRODUCTION TECHNOLOGY

Ti-18Zr-15Nb ALLOY

G.V. Markova¹, Doctor of Technical Sciences; I.A. Alimov¹

galv.mark@rambler.ru; alimov.iwann@mail.ru

¹*Тулский государственный университет*

Аннотация

В работе представлены результаты изучения физико-химических свойств сплава Ti-18Zr-15Nb, синтезированного гидридно-кальциевым методом. Показано, что процесс восстановления оксидных материалов и образование твердого раствора на основе β -Ti происходит при всех исследуемых температурах. Наиболее предпочтительным режимом получения является температура 1200 °С с выдержкой не менее 12 часов.

Ключевые слова:

гидридно-кальциевый синтез, порошковая металлургия, металлические порошки, Ti-Zr-Nb

Annotation

The paper presents the results of studying the physicochemical properties of the Ti-18Zr-15Nb alloy synthesized by the calcium hydride method. It is shown that the reduction of oxide materials and the formation of a solid solution based on β -Ti occur at all temperatures under study. However, the most preferred mode of production is a temperature of 1200 °C with an exposure of at least 12 hours.

Keywords:

calcium hydride synthesis, powder metallurgy, metal powders, Ti-Zr-Nb

Введение

Титан и титановые сплавы нашли широкое применение в различных областях промышленности, таких как машиностроение, авиастроение, ракетостроение, медицина и др. [1]. Такую популярность титан и его сплавы получили благодаря своим превосходным свойствам: высокой коррозионной стойкости, малому удельному весу, хорошей прочности и жаропрочности [2]. Кроме того, некоторые сплавы на основе титана обладают уникальными функциональными свойствами, такими как эффект памяти формы и сверхупругость. К таким материалам относятся, в частности, сплавы системы Ti-Zr-Nb, в которых реализуется сдвиговое превращение $\beta \rightarrow \alpha'$ термоупругого типа. В работе [3] сообщается что сверхупругость и эффект памяти формы могут быть получены в широком диапазоне составов тройных сплавов Ti-Zr-Nb со структурой β -фазы путем регулирования содержания Nb и Zr. Показано, что сплавы с повышенным содержанием циркония за счет ниобия обладают высоким кристаллографическим ресурсом обратимой деформации (на уровне 6 %). Наиболее перспективным является сплав Ti-18Zr-15Nb, обладающий совершенным сверхупругим поведением при комнатной температуре, что позволит использовать его для производства антенн радиотелефонов, раций и других элементов.

Сплавы Ti-Zr-Nb получают методами литья, как правило, вакуумно-дуговой плавкой [4, 5]. Однако получение однородного по составу слитка представляет большую проблему. Прежде всего сложности в ходе плавки обусловлены существенно отличающимися температурами плавления компонентов (титан имеет температуру плавления $T_{пл} = 1943$ К, ниобий – $T_{пл} = 2741$ К, цирконий $T_{пл} = 2125$ К), их разной плотностью и повышенной химической активностью. Особенно сложно добиться равномерного распределения ниобия, как самого тугоплавкого компонента.

Дендритная и зональная ликвация, возникающая при кристаллизации слитка (рис. 1) приводит к химической неоднородности по основным элементам, что вызывает нестабильность функциональных свойств и снижение процента выхода годного.

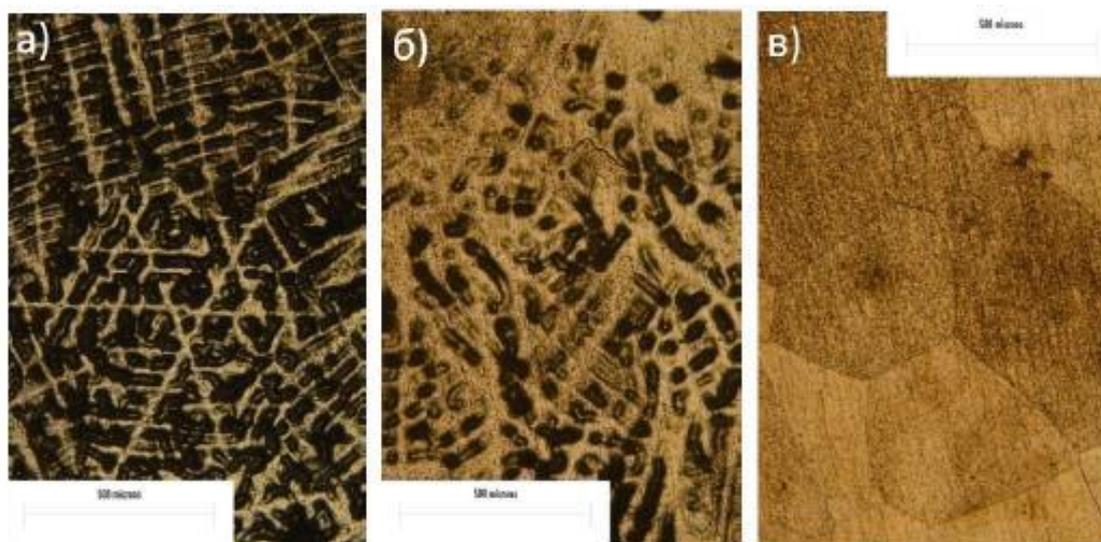


Рис. 1 – Микроструктура сплава Ti-22Nb-6Zr:

а) верхняя часть слитка; б) средняя часть слитка; в) нижняя часть слитка [6]

С целью повышения однородности сплавов по основным компонентам в работах [4, 5] применяли многократные переплавы с переворачиванием слитка после каждого. Было установлено, что для достижения требуемой степени однородности необходимо проведение не менее 5 последовательных переплавок с переворачиванием слитка по завершении каждого из них, с последующим гомогенизационным отжигом.

На наш взгляд альтернативным способом получения сплавов системы Ti-Zr-Nb является порошковая металлургия, в частности, гидридно-кальциевый синтез и консолидации порошков. При гидридно-кальциевом восстановлении сплавообразование осуществляется при температурах ниже температуры плавления не только компонентов, но и самого сплава, что решает проблемы химической и структурной неоднородности.

Таким образом, целью данной работы является определение режимов гидридно-кальциевого синтеза порошка однофазного гомогенного сверхупругого сплава Ti-18Zr-15Nb и изучение его физико-химических свойств.

Материалы и методики

В качестве исходных компонентов для получения сплава Ti-18Zr - 15Nb использовали: TiO₂ – диоксид титана марки SumTitan R-202 ТУ 24.1-05766356-054:2005, Nb₂O₅ – пентаоксид ниобия марки ТС ТУ 1763-017-00545484—97, ZrO₂ – диоксид циркония квалификации ОСЧ 9-2 ТУ 6-094709—79, CaH₂ – гидрид кальция ТУ 14-1767—76.

Для определения химического состава использовали спектральный атомно-эмиссионный метод с индуктивно-связанной плазмой с применением спектрометра «Optima 4200DV. Фазовый состав порошка определяли на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3 с монохроматическим CuK α -излучением. Морфологию порошков и микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном сканирующем микроскопе TESCAN VEGA LMN с приставкой для проведения анализа Oxford Instruments Advanced AZtec Energy.

Результаты и их обсуждение

Гидридно-кальциевый метод является одним из способов металлотермического получения порошков, в основе которого лежит совместное восстановление смеси оксидов металлов с гидридом кальция, в качестве восстановителя выступает гидрид кальция [7]. Ключевыми технологическими параметрами при гидридно-кальциевом синтезе являются температура восстановления, T_в, и время выдержки при этой температуре, $\tau_{в}$, которые определяют фазовый состав получаемых порошковых материалов. Из научно-технической литературы известно, что сплавообразование инициируется при температурах выше 900 °С. Максимально возможной температурой при гидридно-кальциевом синтезе является 1200 °С, что обусловлено технологической стойкостью оборудования [7, 8]. В связи с этим было принято решение использовать для синтеза температурный интервал 1000–1200°С. В таблице 1 показано влияние этих параметров на фазовый состав в готовом порошке.

Таблица 1

Влияние технологических параметров на фазовый состав получаемого порошкового продукта

T _в , °C	τ _в , ч	Количество фазы, % масс.			
		β-Ti	α-Ti	α-Zr	Nb
1000	2	3,2	55,7	14,3	26,8
	4	11,2	48,5	10,8	29
	6	25,7	47,7	12,4	14,2
1100	2	72,2	27,8	-	-
	4	74,2	25,8	-	-
	6	74,4	25,6	-	-
1200	2	75,5	24,5		
	4	77,8	22,2	-	-
	6	82,8	17,2	-	-
	12	>95	-	-	-

Анализ полученных результатов показал, что проведение синтеза при температуре 1000 °C не приводит к образованию однородного сплава. Повышение температуры до 1100 °C позволяет получить сплав без включений ниобия и циркония, однако в структуре обнаружены твердые растворы на основе α-Ti и β-Ti. Только режим синтеза при 1200 °C с изотермической выдержкой не менее 12 часов обеспечивает получение продукта, состоящего практически из фазы на основе β-Ti.

При разработке любых технологий получения сплавов весьма важным показателем эффективности является соотношение шихтового и фактического состава. В таблице 2 показаны результаты химического анализа порошков, полученных по режиму 1200 °C, 12 часов, по основным элементам (Ti, Nb, Zr) в сравнении с шихтовым составом. Видно, что шихтовой и фактический состав близки, максимальное отклонение от номинального состава не превышает 0,4 % масс.

Таблица 2

Химический состав сплава TiNbZr, полученных гидридно-кальциевым методом (состав представлен в массовых процентах)

Порошок	Шихтовой состав			Фактический состав		
	Ti	Zr	Nb	Ti	Zr	Nb
TiNbTa	основа	26,3	22,32	основа	26,6	21,9

На рисунке 1 представлена морфология частиц порошка сплавов Ti-Zr-Nb полученного по режиму 1200 °С, с выдержкой не менее 12 часов. Частицы порошка имеют губчатую разветвлённую форму, свойственную металлотермическому методу синтеза (рис. 2, а).

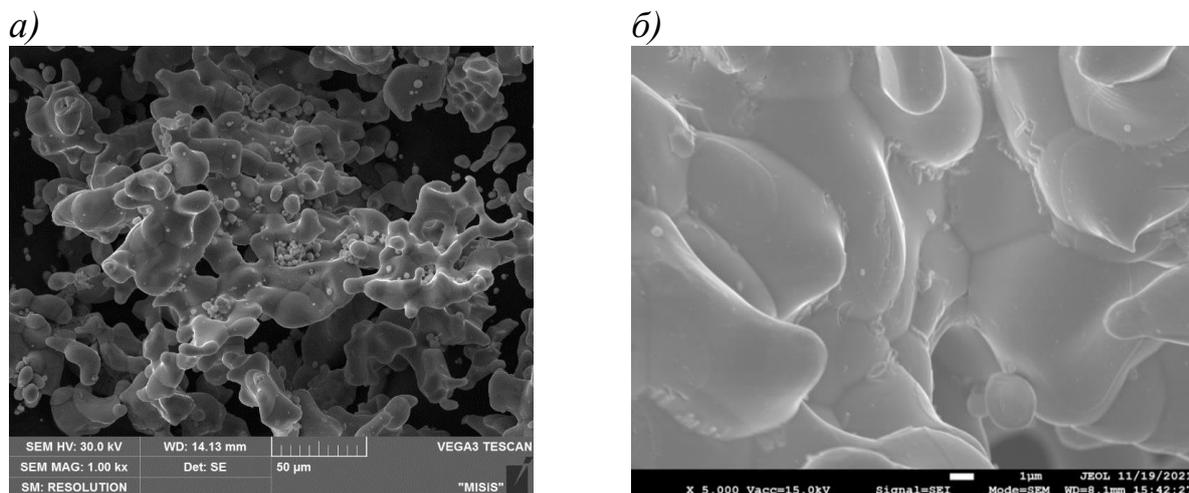


Рис. 2 – Морфология частиц порошков Ti-Zr-Nb полученных гидридно-кальциевым методом. а) – увеличение $\times 500$, б) – увеличение $\times 5000$

Отдельные порошинки представляют собой агломераты, состоящие из множества спёкшихся частиц часто сферической формы размером от одного до нескольких десятков микрон (рис. 2, б). Сферическая форма частиц создает перспективу получения порошка для аддитивных производств путем диспергирования агломератов, например, с помощью ультразвука.

На рис. 3 показаны результаты микрорентгеноспектрального анализа порошка сплава Ti-18Zr-15Nb полученного по режиму 1200 °С и выдержкой 12 часов

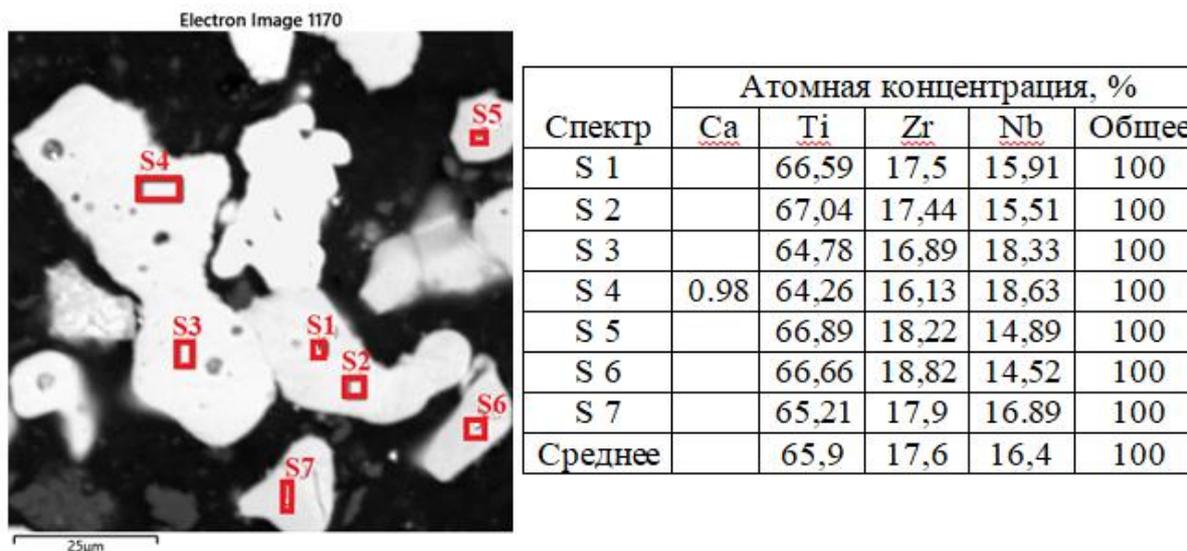


Рис. 3 – Микрорентгеноспектральный анализ порошков Ti-Zr-Nb

Из рис. 3 видно, что компоненты сплава распределены по объему порошинок однородно. Статистическая обработка полученных данных показала низкие значения коэффициента вариации для распределения Ti ($v = 1,72\%$) и Zr ($v = 5,01\%$). Распределение ниобия менее однородно - коэффициент вариации достигает $9,90\%$. Для повышения гомогенности сплава, особенно по ниобию, планируется увеличить продолжительность синтеза до 14–16 часов.

Выводы

1. Показано, что гидридно-кальциевым методом возможно получать высоколегированные сплавы на основе Ti состава Ti-18Zr-15Nb % ат. с отклонением химического состава порошкового продукта от заданного (шихтового) не более, чем на $0,4\%$ масс.

2. Определен режим синтеза, обеспечивающий получение однофазного β -твердого раствора: температура $1200\text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой не менее 12 часов.

3. Синтезированные порошки имеют губчатое строение с сильно разветвлённой поверхностью. Микрорентгеноспектральным анализом синтезированных порошков показано, что они имеют некоторую неоднородность распределения элементов (Zr и Nb), что может быть устранено путем увеличения длительности процесса синтеза.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 22-23-20124

Список литературы

1. Jani J.M., Leary M., Subic A., Mark A. Gibson. A review of shape memory alloy research, application sand opportunities // *Materials and Design* 56. 2014. P 1078–1113.
2. Ильин А.А., Колачѳв Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.:ВИЛС – МАТИ. 2009. 520 с.
3. Kim H.Y., Fu J., Kim J.I., Miazaki S. Crystal Structure, Transformation Strain and Superelastic Property of Ti-Nb-Ta и Ti-Nb-Zr Alloys // *Shape memory and Superelasticity*. 2015. Vol. 1. № 2. P. 107–116.
4. Конопацкий А.С., Дубинский С.М., Жукова Ю.С., Инаекян К., Браиловский В., Прокошкин С.Д., Филонов М.Р. Экспериментальный поиск химических составов сверхупругих титановых сплавов с повышенными функциональными свойствами // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019. №6. С. 3–9.
5. Konopatsky A.S., Dubinskiy S.M., Zhukova Y.S., Sheremetyev V., Brailovski V., Prokoshkin S.D., Filonov M.R. Ternary Ti-Zr-Nb and quaternary Ti-Zr-Nb-Ta shape memory alloys for biomedical applications: Structural features and cyclic mechanical properties // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 702. P. 301–311.
6. Конопацкий А.С. получение и исследование сверхупругих сплавов Ti-Nb-Zr-Ta медицинского назначения. дисс. на соискание уч. ст. к.т.н. – М.: МИСиС, 2016, 134 с.
7. Касимцев А.В., Левинский Ю.В. Гидридно-кальциевые порошки металлов, интерметаллидов, тугоплавких соединений и композиционных материалов. М.: изд-во МИТХТ, 2012. 248 с.
8. Порошковая металлургия сталей и сплавов / Дзনেладзе Ж.И., Щеголева Р.П., Голубева Л.С. и др. М.: Металлургия, 1978. 264 с.

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПЕЧЕЙ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ПОДОГРЕВА ДЛЯ ОТПУСКА – СТАРЕНИЯ

АЛЮМИНИЕВЫХ БРОНЕКОРПУСОВ

А.А. Арцруни¹, к.т.н.; А.А. Зажилов¹; К.Д. Иванов¹

A.A. Artsruni¹, A.A. Zazhilov¹, K.D. Ivanov¹

mail@niistali.ru

¹АО «НИИ стали», г. Москва, Россия

¹«Scientific Research institute of Steel» JSC, Moscow, Russia

В середине 70-х годов прошлого века Главным Энергетиком опытного завода «Стрела» КБ Ильюшина – Тевисом Петром Ивановичем было сделано уникальное открытие, взволновавшее весь научный мир термомеханики – выявлен **эффект аэродинамического подогрева**, возникающего в замкнутом объёме, при воздушном обдуве устойчивым вращением содержащегося в этом объёме материала.

Судя по рассказу самого автора, эффект был выявлен чисто случайно при желании автора склеить некоторые бытовые пластмассовые детали посредством дихлорэтанового клея. Для ускорения процесса был использован бытовой вентилятор и, во избежание возможных нареканий, детали и вентилятор были помещены в плотно закрывающийся шкаф. В суматохе рабочего дня детали были оставлены на ночь. Утром, детали были найдены расплавленными. Пытливый изобретательский ум Петра Ивановича не оставил этот факт без внимания, что и привело к разработке печей аэродинамического подогрева, получивших наименование – ПАП. К числу целого ряда положительных эффектов, ПАП проявляют ещё одну уникальную характеристику – постоянство температуры во всём рабочем объёме имеющих показатели колебаний в интервале ± 1 °С, что заметно отличает их от традиционных спиральных печей сопротивления с показателем разброса ± 5 °С, что находит объяснение в вовлечении во вращательный динамический процесс всего внутреннего объёма печи ПАП

вне зависимости от формы рабочего пространства. Единственной формой ограничения области применения печей ПАП является область рабочих температур до 500–600 °С, что хорошо вписывается в закально-отпускные режимы алюминия и его сплавов. По мнению автора сформулированному в тезисе – «Дайте мне жаропрочный материал лопастей роторов и получайте любую рабочую температуру».

Учитывая постоянно возрастающий интерес к использованию алюминиевой брони, авторами настоящей статьи в своё время была поставлена перед П.И. Тевисом и успешно решена задача по разработке и внедрению печи, получившей наименование ПАП-70, чему и посвящена настоящая публикация.

Итак, объектом температурного воздействия является первый отечественный цельноалюминиевый сварной бронекорпус боевой машины десанта БМД-1. Цель обработки является двоякой, что является абсолютно оригинальным авторским решением. С одной стороны это снятие сварочных напряжений, а с другой необходимое облагораживающее воздействие на структуру самой брони, получившее обозначение – операция «Т2». В целом весь комплекс термообработки алюминиевой брони выглядит следующим образом: 1) закалка; 2) первая ступень старения – «Т1»; (первая и вторая операции, как правило, относятся к этапу металлургического производства брони и выполняются на заводе изготовителе). Операция «Т2» является элементом машиностроительной, бронекорпусной технологии. Режим операции лежит в пределах $170 \pm 1 \div 5$ °С, длительность выдержки составляет 4 ч \pm 15 минут. Изометрический вид бронекорпуса представлен на рис. 1, чертёж на рис. 2. Как видим бронекорпус представлен довольно большим количеством толщин: от 8 до 32 миллиметров, и состоит из различных плавок и партий поставки, а показатели итоговых значений твёрдости материалов лежат в достаточно ограниченном диапазоне. Задача представляется достаточно сложной. Не менее сложной является задача снятия сварочных напряжений особенно для машины, испытывающей большие разнообразные динамические нагрузки как при десантировании, так и при эксплуатации.

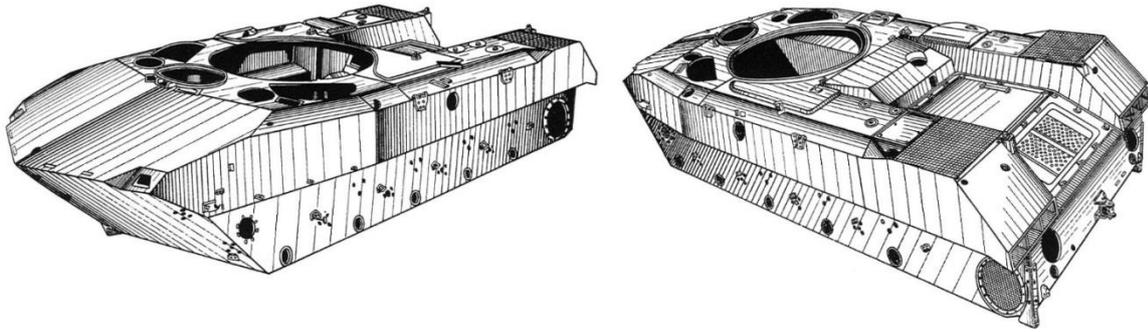


Рис. 1 – Изометрический вид бронекорпуса БМД-1

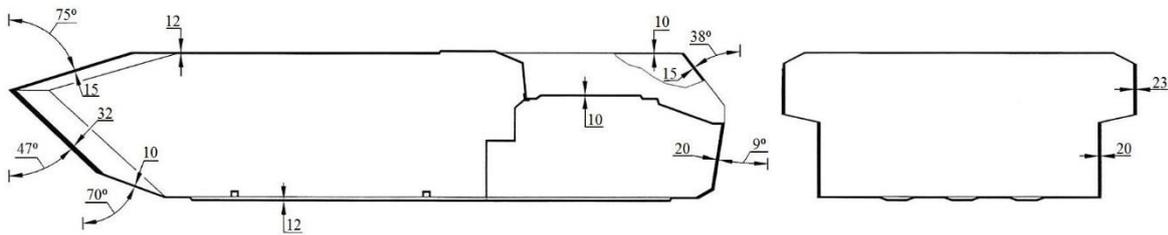


Рис. 2 – Чертёжный вид бронекорпуса БМД-1

Теперь рассмотрим наш термический агрегат ПАП-70, чертёж которого представлен на рис. 3 и 4. Воздух, находящийся в замкнутой рабочей камере печи размерами 7200×4000×3000 мм, двумя роторными колёсами нагревателями приводится в движение и совершает кругооборот через непрерывающуюся всасывание. Скорость вращения роторных нагревателей во время разогрева печи составляет 1500 оборотов в минуту, а при установившемся режиме – 1000 оборотов. Механическая энергия, затрачиваемая на вращение роторных колёс при движении воздуха превращается в тепловую энергию, которая передаётся обрабатываемому изделию. Загрузочная дверь печи герметизируется асбестовыми уплотнениями и поджимается к корпусу печи гидроцилиндрами. Замер температуры в камере печи производится шестью терпарами – тремя верхними и тремя боковыми. Все остальные элементы конструкции достаточно наглядны в представленных чертежах.

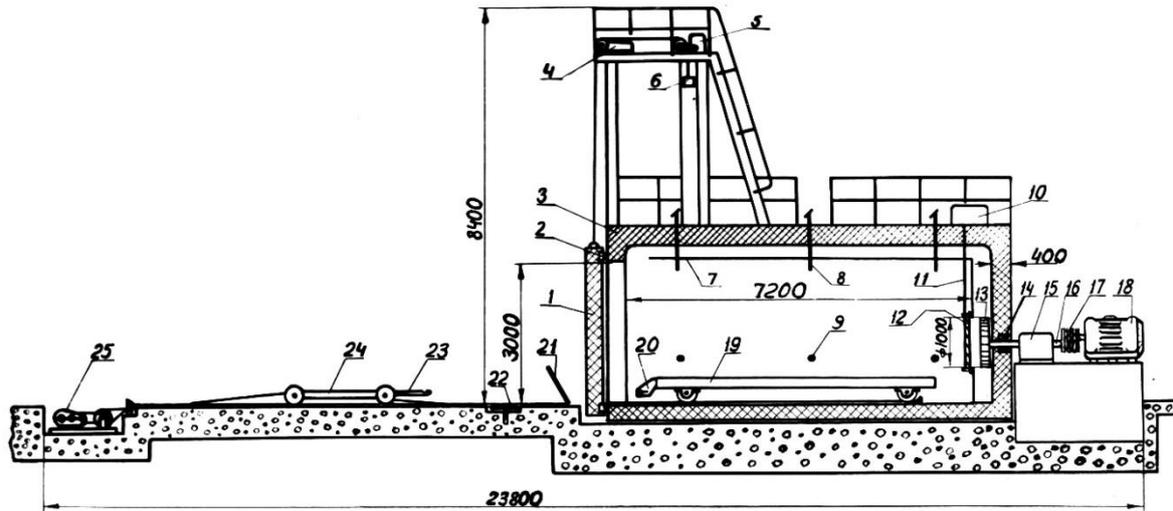


Рис. 3 – Вид термического агрегата ПАП-70

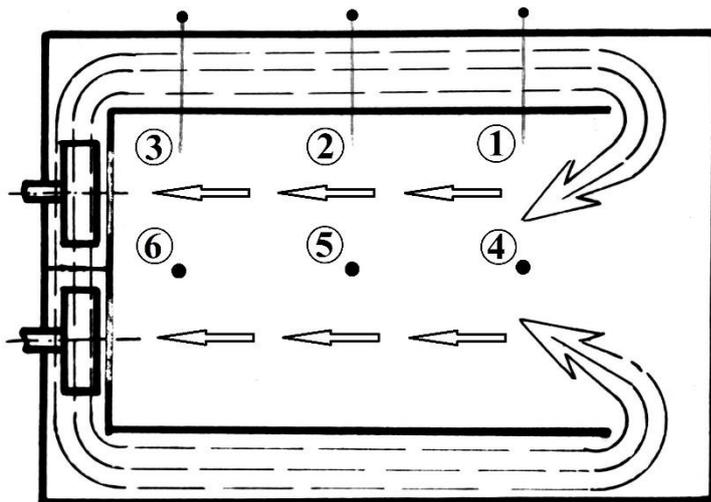


Рис. 4 – Движение воздушных потоков ПАП-70

Пришло время рассмотреть полученный эффект использования печи ПАП-70 на фоне результатов, получаемых на ранее использовавшейся печи сопротивления.

Итак, имеем (см. рис. 5): 1) поле разброса температуры сократилось в **пять раз!**; 2) длительность операции **уменьшилась на 30 минут.**

Теперь рассмотрим существо термомеханических превращений, имеющих место при проведении операции «Т2» (см. рис. 6 и 7). Имеет

место перевод твёрдости за максимум значений, что характеризует перевод выделений фаз-упрочнителей в т.н. фазово-коагуляционную (по Фридляндеру), что приводит к изменению структуры излома брони, к росту её живучести, к повышению ударной вязкости и, в конечном итоге, к росту её бронестойкости.

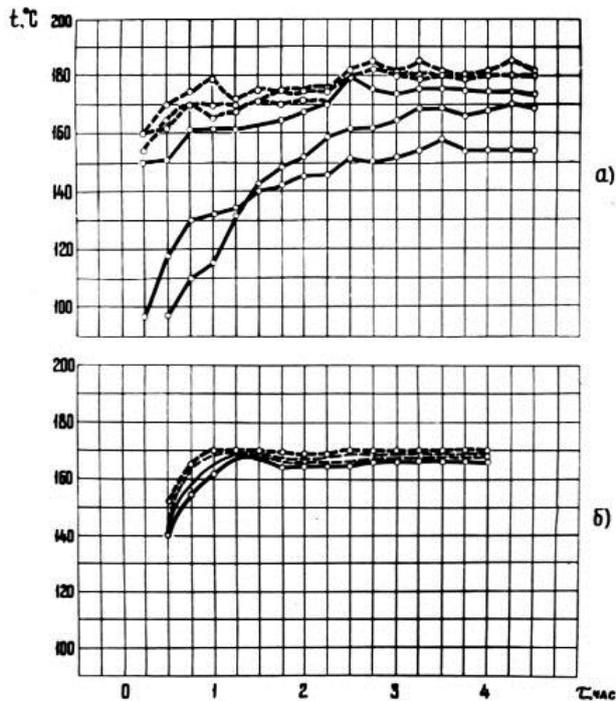


Рис. 5 – Разброс температур при термообработке в печи сопротивления (а) и ПАИ-70 (б)

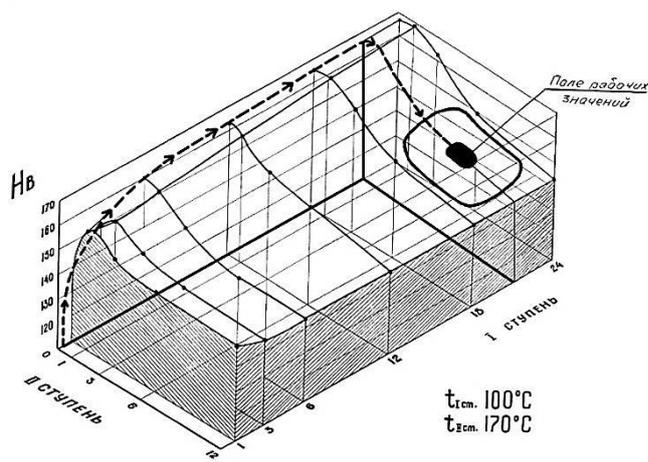


Рис. 6

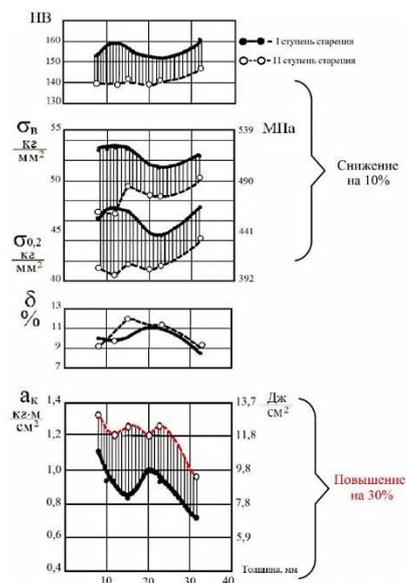


Рис. 7

Рис. 6, 7 – Кинетика искусственного старения сплава АБТ-101:

– объёмная картина изменения твёрдости на I и II ступенях старения;

– изменение твёрдости проката АБТ на этапах I и II ступенях старения

Таким образом, мы можем с полной ответственностью констатировать, что блестящее открытие российского Изобретателя, Теплотехника – **Тевиса Петра Ивановича, эффекта аэродинамического подогрева**, незаслуженно забытое в суете перестроечных годов, является весьма продуктивным методом теплового воздействия для всех видов технологических операций связанных с использованием процессов нагрева и охлаждения включая такие, казалось бы парадоксальные, как: *сушка древесины, покраска и сушка покраски, кондитерская промышленность и т. п.*

Разумеется, конечно же, и в первую очередь, для всех технологических операций связанных с процессами температурного воздействия на группу т.н. лёгких сплавов для процессов их закалки и старения, что, особенно актуально в наши дни, – повышенного внимания к проблемам отечественного авиастроения и космонавтики.

Список литературы

1. Арцруни А.А., Купрюнин Д.Г. Алюминиевая броня для военной техники. Теория, технология, практика. Изд. РадиоСофт. М. 2017.
2. Фридляндер И.Н. Высокопрочные алюминиевые сплавы. М.: Оборонгиз, 1960. 291 с.
3. Арцруни А.А. Материаловедческие аспекты алюминиевой танковой брони // Сборник трудов юбилейного научно-технического семинара к 100-летию Шарова М.В. М.: Изд-во МАТИ-РГТУ, 2000. С. 16–32.
4. Арцруни А.А., Чухин Б.Д, Сабсай А.И. и др. О природе шиферности излома алюминиевого сплава системы Al-Zn-Mg после прокатки // МИТОМ, 1981. № 11.

УДК 620.178.311.4

ИССЛЕДОВАНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1441РТ1

А.Р. Дашкин¹, В.В. Автаев¹, Н.О. Яковлев¹, к.т.н.

Реферат

В докладе представлено экспериментальное исследование полей перемещений на образце типа «полоса с отверстием» методом КЦИ. Для последующего перевода в поля напряжений и расчета коэффициента концентрации напряжения, а также исследования влияния изгибающих напряжений на усталостную долговечность.

Ключевые слова:

корреляция цифровых изображений, несоосность, напряженно-деформированное состояние, концентратор напряжения, уравнение Мусхелишвили

Введение

Одним из наиболее существенных факторов, влияющих на величину рассеяния усталостной долговечности, является различное напряженное состояние в зонах концентрации напряжения [1]. Указанный эффект наблюдается для элементарных и конструктивно – подобных образцов, конструкция которых зачастую изначально закладывает условия несоосного нагружения [2].

В связи с этим является актуальным исследование влияния уровня напряжения вблизи типового концентратора напряжений (отверстие диаметром 6 мм) на рассеяние усталостной долговечности металлических материалов для разработки подходов учета изгибающих напряжений и уменьшения рассеяния результатов испытаний [3, 4].

Работа выполнена на базе центра коллективного пользования «Климатический центр коллективного пользования НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по испытаниям материалов, техники и сложных технических систем в природных средах» в рамках реализации комплексного научного направления 2.2: Квалификация и исследования материалов. («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Объект исследования

В данной работе объектом исследования является образец «типа полоса с отверстием» изготовленный из алюминий-литиевого сплава 1441РТ1 толщиной 3 мм, шириной 36,00 мм и длиной 120 мм с диаметром отверстия 6,0 мм.

Целью работы является исследование влияния концентрации напряжения на рассеяние усталостной долговечности металлических материалов методом корреляции цифровых изображений.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи:

– исследовать напряжено-деформированное состояние материала вблизи концентратора напряжений при растяжении образца типа «полоса с отверстием».

– разработать и проверить (верифицировать) методики экспериментальной оценки коэффициента концентрации напряжений с помощью конечно-элементного моделирования.

Алюминий-литиевый сплав 1441РТ1 на базе системы Al-Cu-Mg-Li применяется в конструкциях планера (обшивка фюзеляжа, стрингерный набор и др.), работающих во всеклиматических условиях [1, 5]. При сравнении механических свойств образцов изготовленных из сплавов 1441РТ1 и 1163АВТ и вырезанных в долевом и поперечном направлениях видно, что временное сопротивление материалов сопоставимы, тогда как значения условного предела текучести при растяжении и сжатии, и прочность при смятии у сплава 1441РТ1 выше чем у 1164АТВ (рисунок 1).

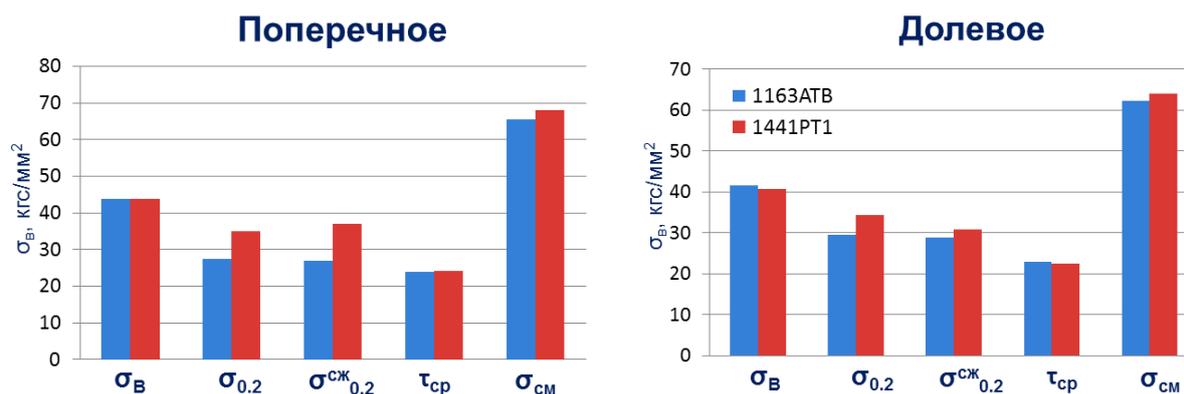


Рис. 1 – Сравнение механических свойств сплава 1441РТ1 и 1163АТВ

Определение оптимальных параметров корреляции

Алгоритм построения векторов смещения основывается на установке соответствия между двумя элементарными участками путём вычисления коэффициента корреляции [6, 7]. Изображения образца разбивается на сектора (подобласти, SubStep) далее указывается параметр шага данной подобласти (Step). После того как данные параметры были указаны, программное обеспечение производит анализ перемещений текстур поверхности для каждой подобласти [8, 9].

В ходе работы изображения экспериментальных образцов с нанесенной спекл структурой были обработаны с различными параметрами корреляции: для размеров подобласти 9, 11 и 17 пикс., для шагов корреляции 2, 4, и 7 пикс. При этом выявлено, что для небольших размеров подобласти характерен более высокий уровень шумов, мешающий оценивать действительную картину деформирования. В некоторых зонах возможна потеря информации о перемещениях и деформациях, что может быть связано с меньшей уникальностью текстурных областей такого размера [10]. С другой стороны, обработка изображений при использовании больших размеров подобласти может приводить к снижению детализации полей перемещений и деформаций, что наиболее критично сказывается при исследованиях локальных деформаций и концентрации напряжений. Исходя из полученных результатов были выбраны следующие параметры корреляции: размера площадки – 11 пикс, шаг подобласти – 4 пикс.

Верификация методов расчета напряжений

Для проверки методов расчета напряжений проведено конечно-элементное моделирование нагружения образцов с геометрией, соответствующей исследуемому образцу типа «полоса с отверстием». Приняты упругие свойства модельного образца: модуль упругости $E = 76$ ГПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0,33$.

Модельное осевое нагружение проводилось до фиксированного нормального напряжения, равного 50 МПа. Полученные в результате расчета поверхностные перемещения в декартовых координатах преобразовывались в полярные. Для определения брутто напряжений, которыми нагружен образец с отверстием были использованы формулы Н.И. Мухелишвили, связывающие брутто-напряжение с полярными перемещениями вокруг отверстия:

$$u_r = \frac{\sigma}{4G} \left[\frac{1-\mu}{1+\mu} r + \frac{a^2}{r} + \left(\frac{4}{1+\mu} \cdot \frac{a^2}{r} + r - \frac{a^4}{a^3} \right) \cos 2\theta \right] = \sigma \cdot f_r \quad (1)$$

$$u_\theta = -\frac{\sigma}{4G} \left[2 \frac{1-\mu}{1+\mu} \cdot \frac{a^2}{r} + r - \frac{a^4}{a^3} \right] \cos 2\theta = \sigma \cdot f_\theta \quad (2)$$

Корректность метода подтверждалась при совпадении брутто-напряжений, определенных по формулам, с брутто-напряжениями, заданными при модельном нагружении. Модельное нагружение моментом проводилось до фиксированного момента в 50 Н·мм. Для расчета напряжений от изгиба была применена формула из классической теории изгиба балки:

$$\sigma_{max} = \frac{M_x}{W_x} \quad (3)$$

где M_x – изгибающий момент, Н·мм; W_x – момент сопротивления сечения изгиба, мм³.

Для расчета момента сопротивления сечения применяется следующая формула:

$$W_x = \frac{J_x}{\frac{h}{2}} \quad (4)$$

где J_x – момент инерции сечения, мм⁴.

Для определения момента инерции M_x применяют следующую формулу:

$$M_x = E \cdot J_x \cdot v'' \quad (5)$$

где v'' – вторая производная по перемещениям w вдоль оси нагружения y , мм.

Полученные в результате модельного расчета поверхностные перемещения вдоль оси z , нормальной к плоскости xy , аппроксимировали полиномом:

$$w(x, y) = ax^2 + by^2 + cxy + dx + ey + f \quad (6)$$

Вторая производная по y (вдоль действия нагрузки) равна:

$$w'' = 2b \quad (7)$$

Корректность метода подтверждалась при совпадении момента, определенного по перемещениям, с моментом, заданным при модельном нагружении.

Статические испытания

Нагружение образцов проводилось ступенчато с шагом 1 кН до достижения уровня напряжения 118 МПа (нагрузки равной 9,87 кН). На каждой ступени нагружения проводилась запись поверхности образца в течение 1 секунды и частотой 10 кадр/с (рисунок 2).

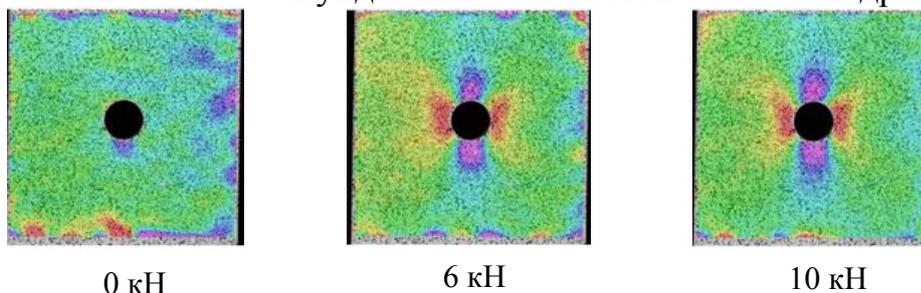


Рис. 2 – Пример полей деформации e_{yy}

Методы расчета концентрации напряжения

Первый метод расчета коэффициента концентрации напряжений основан на решении задачи о плоском напряженном состоянии и заключается в определении с помощью закона Гука компонент тензора напряжений по компонентам тензора деформаций.

Второй метод основан на отношении «брутто-напряжения» в зоне ослабленного сечения к «брутто-напряжениям» в зоне отдаления от ослабления по уравнениям (1) и (2) (рисунок 3).

$$\frac{\sigma^{S1}}{\sigma^{S2}} = \frac{K_t}{3} \quad (7)$$

Результаты расчета коэффициента концентрации напряжений по двум методам при возрастании нагрузки представлены на рисунке 4.

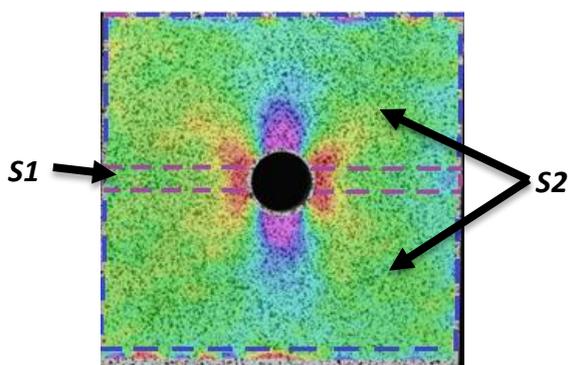


Рис. 3 – Область «брутто-напряжения» в зоне ослабленного сечения (S1) и область «брутто-напряжений» в зоне отдаления от ослабления (S2)

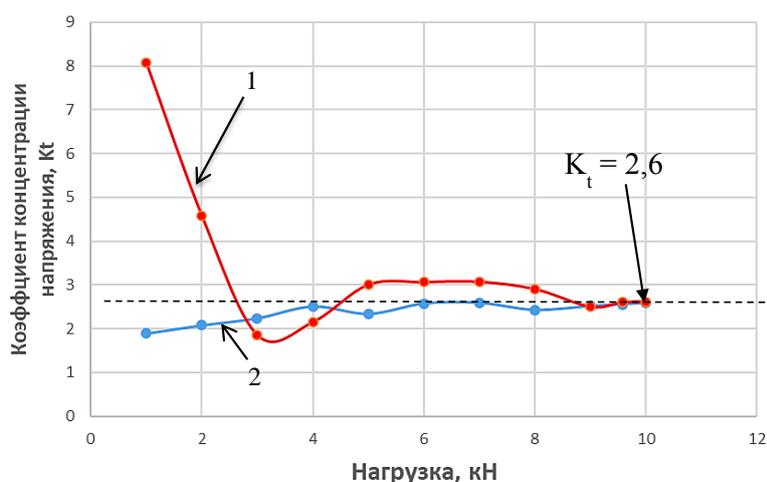


Рис. 4 – График изменения коэффициента концентрации напряжений по эпюре напряжений в ослабленном сечении (1) и по соотношению двух областей (2)

Испытания на усталость

Испытания на усталость образцов из алюминий-литиевого сплава 1441РТ1 проводились при максимальных напряжениях цикла равных 100, 157 и 196 МПа (коэффициент асимметрии цикла $R = 0,1$, частота нагружения $f = 40$ Гц). Съемка поверхности образца проводилась каждые 10000 циклов.

Методом КЦИ были рассчитаны значения деформации, данные значения были подставлены в уравнения (1) и (2) для расчета брутто-напряжения, так же при помощи уравнения (3) были рассчитаны изгибающие напряжения, возникающие при зажатии образцов.

Значения полученные с учетом влияния изгибающих напряжений были нанесены на кривую усталости (рисунок 5).

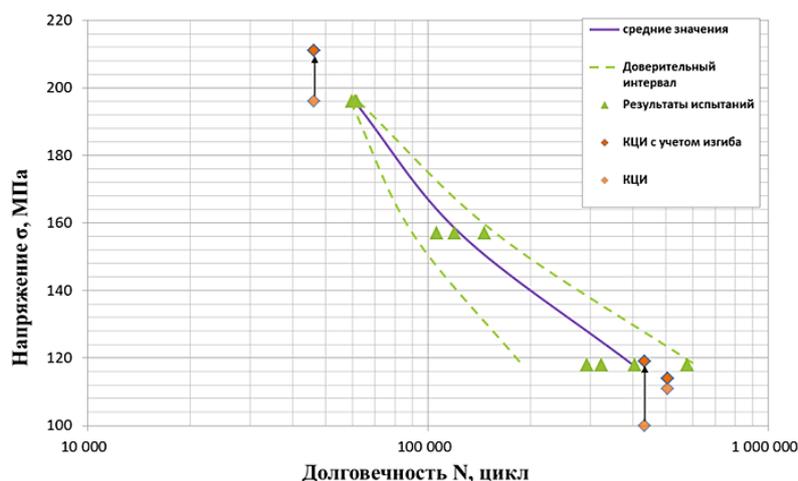


Рис. 5 – Кривая усталости сплава 1441 РТ1 с нанесёнными напряжениями, в которых учитывается влияния изгибающего напряжения

При испытаниях на усталость были определены значения коэффициента концентрации напряжения по двум методам, по первому методу значения коэффициента концентрации напряжения при достижении определённого количества циклов начинает возрастать. Значения, рассчитанные по второму методу при достижении определённого количества циклов, начинает снижаться.

Значения амплитуды упругопластических деформации при достижении определённого цикла резко возрастает (рисунок 6).

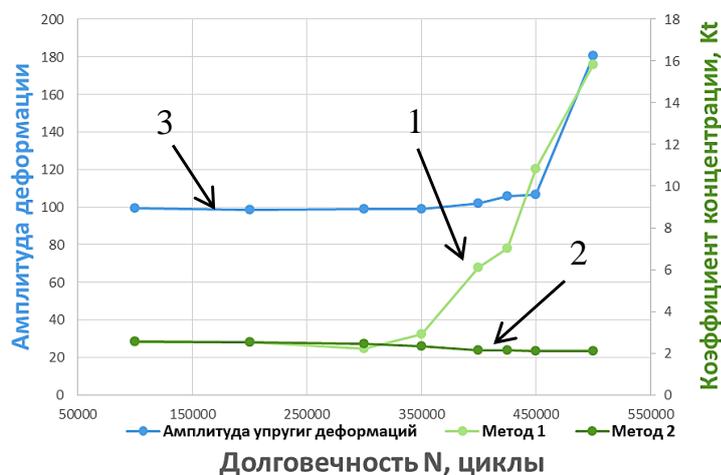


Рис. 6 – Зависимость расчетного значения коэффициента концентрации напряжения по классическому методу (1), по соотношению двух плоскостей (2) и значения амплитуды упругопластических деформаций (3)

Выводы

Разработана методика определения коэффициента концентрации напряжения, основанная на соотношении полей перемещения в двух зонах. Данная методика показала стабильность оценки при разных параметрах корреляции и позволила проводить оценку коэффициента концентрации напряжения в 3 раза точнее (СКО по классическому методу составило 0,43, тогда как по предложенной методике СКО составило 0,14).

Определены оптимальные параметры корреляции для образцов с нанесенной спекл структурой: размер площадки – 11 пикселей, шаг площадки – 4 пикселя.

Выявлено изменение амплитуды упругопластической деформации и коэффициента концентрации напряжения с ростом числа циклов. Определение момента начала их роста может быть использовано для определения момента зарождения трещины усталости.

Показано, что изгибающие напряжения в образце суммируются с осевыми (нормальными) напряжениями. Учет изгибающих напряжений при усталостных испытаниях позволяет скорректировать величину максимальных действующих напряжений в цикле нагружения. Расчет величины рассеяния значений долговечности по скорректированным уровням для образцов типа полоса с отверстием из сплава 1441PT1 показал снижение СКО логарифма долговечности на 20 % (с 0,11 до 0,09).

Список литературы

1. Яковлев Н.О., Селиванов А.А., Гулина И.В., Гриневич А.В. К вопросу о долговечности шарнирно-болтовых соединений // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 79–85.
2. Антипов В.В., Ключкова 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.
3. Kulak G. L., Fischer J. W., Struik J. H. A. Guide to Design Criteria for Bolted and Riveted Joints, 2001. 352 с.
4. Сулимина Я.В., Яковлев Н.О., Ерасов В.С. и др. Современные методики испытаний металлических материалов на смятие // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 7. С. 41–49. DOI 10.26896/1028-6861-2019-85-7-41-49.
5. Автаев В.В., Яковлев Н.О. Исследование статической трещиностойкости и сопротивления разрушению тонколистового алюминиевого сплава методом корреляции цифровых изображений // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 2. С. 29–35.
6. Шершак П.В., Яковлев Н.О., Орешко Е.И. Применение оптических датчиков деформации для оценки деформативности образцов из полимерных композиционных материалов вблизи концентраторов напряжений // Труды ВИАМ. 2022. № 1 (107). С. 111–122.
7. Ударцев А.А. Использование оптической системы VIC-3D для изучения полей деформации при испытании образцов горных пород. // Стратегия и процессы освоения георесурсов. 2018. Т. 16.
8. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 440–448.
9. Димитриенко Ю.И., Губарева Е.А., Сборщиков С.В., Ерасов В.С., Яковлев Н.О. Численное моделирование и экспериментальное исследование деформирования упругопластических пластин при смятии // Математическое моделирование и численные методы. 2015. № 1 (5). С. 67–82.
10. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Автаев В.В., Котова Е.А. Разрушающие методы определения остаточных напряжений (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). С. 95–104.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЗАЩИТНЫЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ БЕТА ФАЗЫ

А.Л. Гавзе¹

MECHANICAL AND PROTECTIVE PROPERTIES OF TITANIUM ALLOYS WITH A STRUCTURE OF METASTABLE BETA-PHASE

A.L. Gavze¹

mail@niistali.ru

¹*Российская федерация ОАО «НИИСтали»*

¹*Russian Federation, "NII stali" JSC*

Аннотация

Проведено исследование механических и баллистических свойств листовых полуфабрикатов и плит из титановых сплавов со структурой механически стабильной β -фазы после различных режимов термической обработки. По результатам статических механических испытаний выбраны оптимальные режимы термической обработки сплавов. Результаты баллистических испытаний показали преимущество исследуемых сплавов после закалки по защитным характеристикам перед отожженными титановыми сплавами с α и $(\alpha+\beta)$ -структурами и сталью средней твердости.

Ключевые слова:

титановые сплавы, бета фаза, термическая обработка, механические испытания, баллистические испытания

Abstract

"NII STALI" JSC has been engaged in research of foliated semi-finished products and plates made of titanium alloys with a structure of mechanically

stable β -phase various modes of heat treatment were studied. On completion of static mechanical testing the optimized modes of heat treatment of alloys were selected. The results of ballistic testing demonstrates advantages of alloys under study after heat treatment in protective properties over annealed titanium alloys with α and ($\alpha + \beta$)-structures and medium-hard steel.

Keywords:

titanium alloys, β -phase, heat treatment, mechanical and ballistic properties

Высокая удельная прочность и пониженный по сравнению со сталью модуль упругости делают титановые сплавы перспективным материалом для деталей баллистической защиты, работающих при интенсивных ударных нагрузках и напряжениях, как правило, превосходящих предел текучести.

Систематические исследования баллистических свойств серийных титановых сплавов с различным типом структуры и сопоставление стоимости листовых полуфабрикатов из этих сплавов позволили сделать вывод о том, что для применения в качестве защитных преград для простых по геометрии деталей наиболее эффективны ($\alpha+\beta$)-сплавы типа ВТ6 и ВТ23. Детали сложной формы, для формирования которых используется холодная листовая штамповка, в настоящее время изготавливают из относительно мало прочных, высокопластичных псевдо α -сплавов марок ОТ4-1 или ПТ3-В (ЗВ).

В связи с возрастающими требованиями к стойкости и весовым характеристикам деталей сложной формы возникает необходимость выбора или разработки титанового сплава с высокой технологической пластичностью, обеспечивающего снижение массы деталей на 15 % за счёт повышения функциональных характеристик.

При выборе направления исследований для достижения поставленной цели было отмечено, что в настоящее время значительное количество публикаций отечественных и зарубежных исследователей, посвящённых изысканию новых композиций конструкционных титановых сплавов с оптимальным сочетанием комплекса механических свойств и технологических характеристик, относятся к работам по исследованию и разработке ($\alpha+\beta$)-сплавов переходного класса и метастабильных сплавов с β -структурой [1–9].

Указанные сплавы при высокой технологической пластичности в холодном состоянии обладают удовлетворительной прочностью после закалки из β -области в воде или охлаждения на воздухе после нагрева до температуры верхней части ($\alpha+\beta$)-области, а после получения штампованной заготовки могут быть подвергнуты упрочняющей термической обработке с применением искусственного старения. Для большинства деталей авиационной и ракетной техники достигаемый уровень пластичности и запаса вязкости после такой обработки обеспечивает их конструктивную прочность. Однако для деталей баллистической защиты, для которых одной из определяющих характеристик конструктивной прочности является запас вязкости и, связанное с ним, значение ударной вязкости материала, применение термической обработки, включающей упрочняющее старение, проблематично, поскольку она вызывает резкое понижение вязкости материала, приводящее к потере, как живучести, так и стойкости преград. Использование β -сплавов в этом случае возможно только непосредственно после штамповки закалённых заготовок или после их дополнительной закалки, обычно с охлаждением на воздухе.

В настоящей работе проведено исследование влияния режимов термической обработки на структуру, ударную вязкость и механические свойства при растяжении образцов из листовых полуфабрикатов и плит опытных составов высоколегированных ($K_{Mo}>20$) титановых сплавов с механически стабильной β -фазой. В табл. 1 приведён химический состав исследованных сплавов.

Таблица 1

Химический состав исследованных сплавов

Условное обозначение сплава	Химический состав сплава, % по массе								
	Al	Cr	V	Mo	Zr	Fe	O ₂	N ₂	H ₂
415	3.00	10.20	-	7.80	0.62	0,32	0,03	0,04	0,004
421	2.95	10.30	9.90	2.80	1.60	0,25	0,02	0,03	0,001
462	2.87	15.94	-	-	1.93	0.30	0.02	0.05	0.001
464	2.87	16.89	-	-	-	0.30	0.05	0.05	0.002

Установлено, что прочностные характеристики исследованных сплавов малочувствительны к структурному состоянию материала, в то время как пластичность и вязкость материала максимальны при обеспечении однородной полиэдрической структуры однофазного

твёрдого раствора на основе β -модификации титана (табл. 2). На рис. 1 приведена структура образцов из сплава 415

Таблица 2

Влияние термической обработки на механические свойства образцов из опытных сплавов.

Обозначение сплава	Режим термической обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ Дж/см ²	
						20°С	-40°С
415	Нагрев 700°С, 0,5 ч, охлаждение в воде	939	919	17,5	50	50	-
	Нагрев 800°С, 0,5 ч, охлаждение в воде	904	862	18,5	47	52	-
	Нагрев 750°С, 0,5 ч, охлаждение в воде	917	887	18,0	53	51	-
	Нагрев 850°С, 0,5 ч, охлаждение в воде	893	864	21,5	63	130	-
	Нагрев 900°С, 0,5 ч, охлаждение в воде	888	870	22,0	64	190	110
	Нагрев 950°С, 0,5 ч, охлаждение в воде	900	887	23,0	62	162	-

	воде						
	Нагрев 1000°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	911	896	22,0	60	137	-
421	Нагрев 800°C , 0,5 ч, охлаждение в воде	965	940	14.0	42	62	-
	Нагрев 900°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	970	931	19.5	60	172	80
	Нагрев 1000°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	962	932	18.5	58	191	-
462	Нагрев 800°C , 0,5 ч, охлаждение в воде	-	-	-	-	102	-
	Нагрев 850°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	-	-	-	-	195	-
	Нагрев 900°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	866	852	16,0	-	182	42
	Нагрев 900°C, 0,5 ч, охлаждение воздух	872	866	17,5	-	210	36
	Нагрев 950°C, 0,5	-	-	-	-	172	-

	ч, охлаждение в воде						
464	Нагрев 800°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	-	-	-	-	9,4	-
	Нагрев 850°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	-	-	-	-	183	-
	Нагрев 900°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	846	833	16,5	-	226	88
	Нагрев 900°C, 0,5 ч, охлаждение воздух	850	842	17,0	-	216	80
	Нагрев 950°C, 0,5 ч, охлаждение в воде	-	-	-	-	204	-

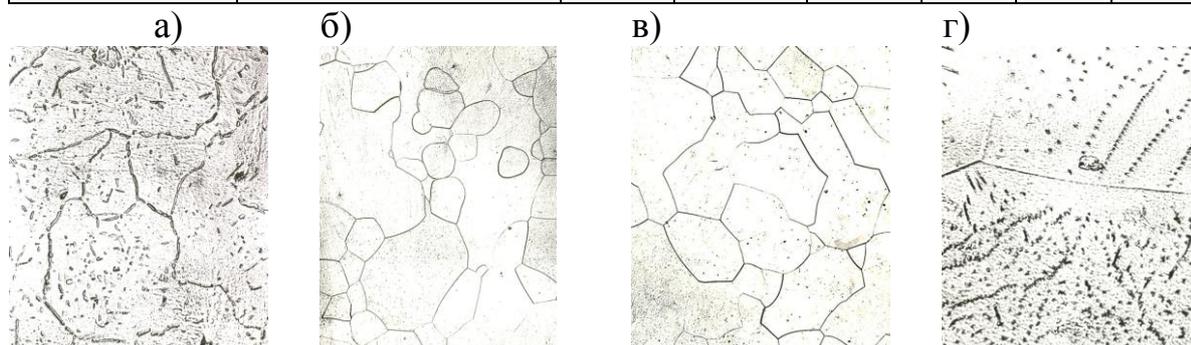


Рис. 1 – Микроструктура ($\times 400$) образцов опытного сплава после закалки от температур: а) 750 °C, б) 850 °C, в) 900 °C, г) 1000 °C

Выбранные по результатам стандартных испытаний механических свойств и исследований структуры, режимы термической обработки были

проверены на опытных картах из листовых полуфабрикатах толщиной 2,5–3,5 мм и плит толщиной 25–60 мм из известных и опытных композиций сплавов со структурой метастабильной β -фазы в ходе баллистических испытаний при скоростях нагружения $(3\div 9) \cdot 10^2$ м/с. Результаты указанных испытаний сравнивали с результатами аналогичных испытаний плит из титановых сплавов с α - и $(\alpha+\beta)$ -структурой и броневой стали средней твёрдости при углах встречи средств поражения различных калибров от 7.62 до 57 мм с опытными картами от 0° до 60° от нормали.

На рис. 2 приведены результаты испытаний плит ударником калибра 23 мм, которые показали, что карты из листов и плит, изготовленных из сплавов с структурой метастабильной β -фазы, после закалки при высокой живучести обладают более высоким баллистическим сопротивлением, чем плиты из отожженных титановых сплавов с α - и $(\alpha+\beta)$ -структурой и броневой стали средней твёрдости. При этом наиболее высокий эффект повышения стойкости наблюдается при углах встречи 0 град. от нормали и уменьшается с увеличением угла встречи.

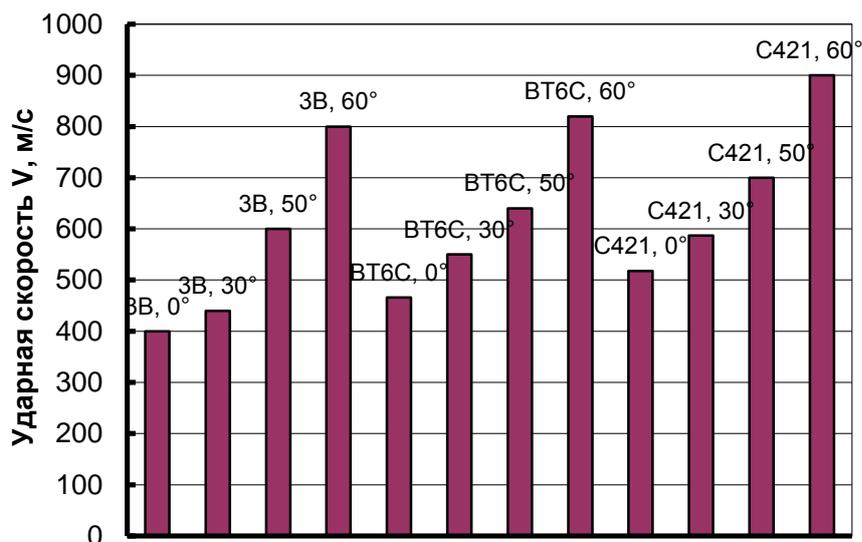


Рис. 2 – Предельная скорость ударника диаметром 23 мм, вызывающая некондиционное поражение плит из титановых сплавов при взаимодействии под углами встречи: 0, 30, 50 и 60 градусов

Повышенная стойкость преград из титановых сплавов со структурой β -фазы по сравнению с преградами из титановых сплавов с α - и $(\alpha+\beta)$ -структурой с равной прочностью и статической твёрдостью, наблюдалась при испытании плит и листов всех исследуемых толщин, всеми средствами поражения и объясняется их более высокой динамической твёрдостью (см. табл. 3).

Таблица 3

Динамические характеристики защитных материалов

Механические свойства	Наименование материала					
	Сталь средней твёрдости.	Марка титанового сплава, (тип структуры)				
		BT1-0 (α)	OT4 (псевдо- α)	ПТЗВ (псевдо- α)	BT6 ($\alpha+\beta$)	BT15 (β)
Статическая твёрдость, НВ, (Н/мм ²)	3020	1700	2410	2490	2850	2850
Плотность, Δ , (г/см ³)	7.8	4.5	4.5	4.5	4.45	4.9
Динамическая твёрдость, HD, (Н/мм ²)	5000	2400	3500	3900	4000	6000
Удельная динамическая твёрдость, (HD/ Δ)	641	533	778	870	899	1224

Динамическую твёрдость определяли как отношение кинетической энергии недеформируемого цилиндрического бойка калибра 12,7 мм с конусом в головной части 90 град, выстреливаемого из баллистического ствола, к объёму материала плиты из испытуемого сплава, вытесненного в результате скоростного взаимодействия бойка и плиты.

На рис. 3 приведены некоторые технологические свойства титановых сплавов. Эти данные указывают на возможность использования закалённых титановых сплавов с β -структурой для изготовления деталей сложной формы с использованием холодной деформации.

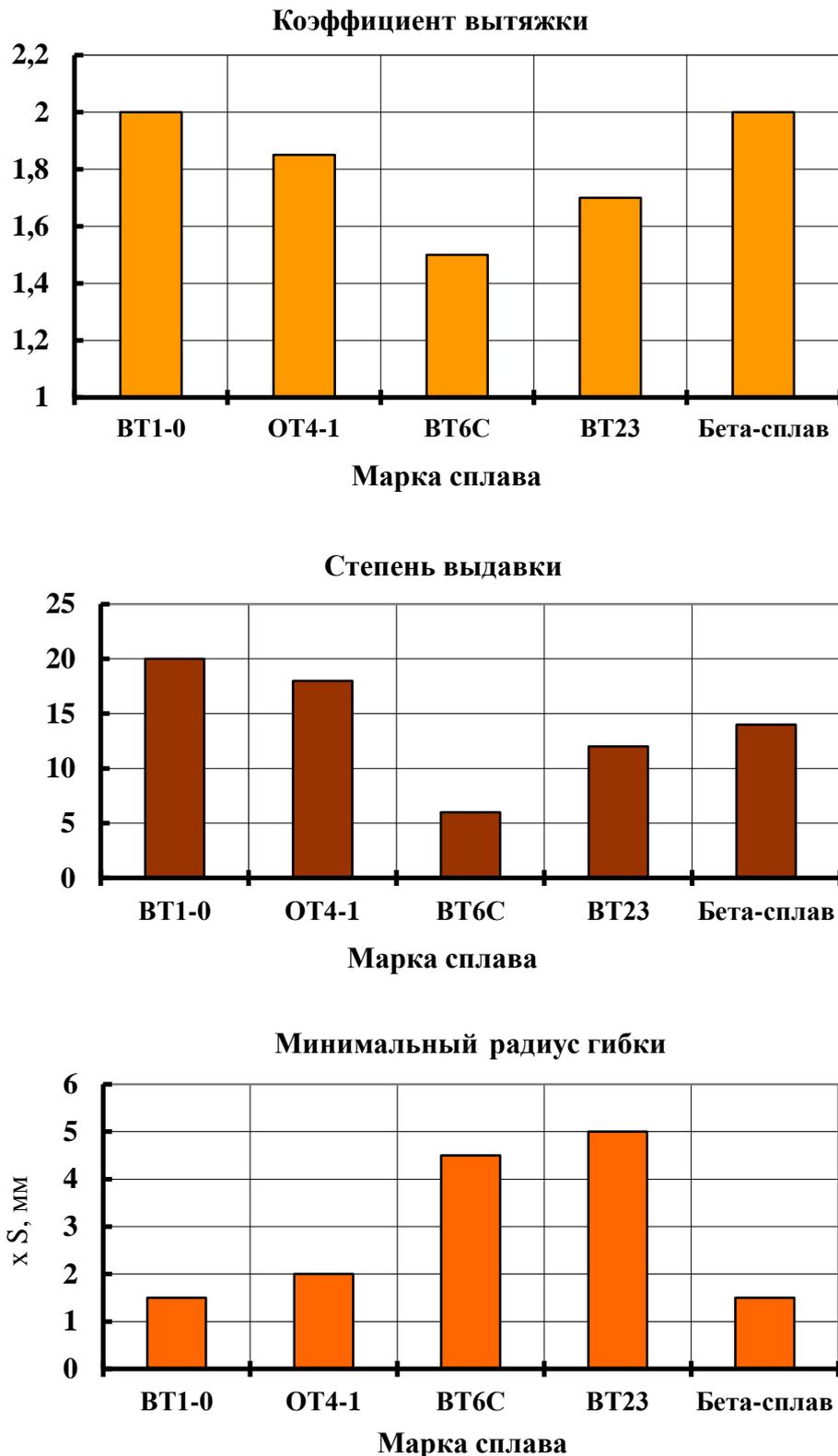


Рис. 3 – Технологические свойства титановых сплавов с α -, $(\alpha+\beta)$ - и β -структурой

Из промышленных и опытно-промышленных листовых полуфабрикатов серийных и опытных сплавов с структурой

метастабильной β -структуры методом глубокой холодной штамповки-вытяжки пластичным пуансоном получены корпуса защитных шлемов, (рис. 4) что подтвердило предположение о удовлетворительной технологической пластичности этого типа сплавов после закалки.



Рис. 4 – Защитный шлем с корпусом из опытного сплава с β -структурой

Список литературы

1. Okada M. «The effect of cold rolling and heat treatment conditions on microstructures and mechanical properties of Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alloy» / Ti-1988 Science and Technology (Proceedings of the 6th World Conference on Titanium), Cannes, Les Editions de Physique, 1989, Vol. 1, P. 205.
2. Suzuki T., Niwa N., Goto K., Koboyashi M., Moroyama T., Takatori H. «Effect of aging on the mechanical properties of beta titanium alloys of Ti-13V-11Cr-3Al, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al and Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr» / Ti-1995 Science and Technology (Proceedings of the 8th World Conference on Titanium), London, The Institute of Materials, 1996, Vol. 2, P. 1294.
3. Rodionov V.L., Ishunkina T.V., Lebedeva E.S. «Serviceability of alloy VT35 at strength of 1200-1500 MPa» / Ti-1999 Science and Technology (Proceedings of the 9th World Conference on Titanium), Saint-Petersburg, CRISM “Prometey”, 2000, Vol. 1, P. 521.

4. Bhattacharjee A., Joshi Vydehi A., Gogia A.K. «Microstructure and tensile behaviour of a new low cost beta alloy» / Ti-1999 Science and Technology (Proceedings of the 9th World Conference on Titanium), Saint-Petersburg, CRISM “Prometey”, 2000, Vol. 1, P. 537.

5. Liang J., Mei J., Voice W., Wu X. «A study on the microstructure of direct laser fabricated Ti-6Al-4V and Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloys» / Ti-2003 Science and Technology (Proceedings of the 10th World Conference on Titanium), Weinheim, WILEY-VCH, 2004, Vol. 1, P. 541.

6. Guo H.Z., Yao Z.K., Zhao X.Y., Tan Y. «The superplasticity of near beta titanium alloy Ti-10V-2Fe-3Al» / Ti-2003 Science and Technology (Proceedings of the 10th World Conference on Titanium), Weinheim, WILEY-VCH, 2004, Vol. 1, P. 603.

7. Choe B.H., Kim S.J., Lee Y.T., Hagiwara M. «Aging behaviors from metastable beta matrix and mechanical properties of Ti-15-3 alloy» / Ti-2003 Science and Technology (Proceedings of the 10th World Conference on Titanium), Weinheim, WILEY-VCH, 2004, Vol. 3, P. 1607.

8. Niinomi M., Akahori T., Manabe T., Takeuchi T., Katsura S., Fukui H., Suzuki A. «Surface reaction layer and mechanical performance of low rigidity titanium alloy, Ti-29Nb-13Ta-4,6Zr, Cast by dental precision casting method» / Ti-2003 Science and Technology (Proceedings of the 10th World Conference on Titanium), Weinheim, WILEY-VCH, 2004, Vol. 5, P. 3269

9. Kiese J., Walz W., Skrotzki B. «Influence of heat treatment and shot peening on fatigue behavior of suspension springs made of Timetal LCB» / Ti-2003 Science and Technology (Proceedings of the 10th World Conference on Titanium), Weinheim, WILEY-VCH, 2004, Vol. 5, P. 3043

УДК 627.257

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ КОРРОЗИИ И РЕМОНТА ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

М.А. Фомина¹; И.А. Козлов¹, к.т.н.; С.А. Демин¹; к.т.н.

M.A. Fomina¹; I.A. Kozlov¹; S.A. Demin¹

marinafomina611@gmail.ru

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute» (NRC «Kurchatov institute» - VIAM)

Аннотация

В работе изложены основные разработки НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ в области защиты от коррозии и ремонта деталей авиационной техники, позволяющие проводить операции в полевых условиях, без демонтажа деталей с изделия. Представленные разработки прошли успешное технологическое опробование на авиастроительных предприятиях РФ и рекомендованы к применению.

Ключевые слова:

коррозия, защитные покрытия, восстановление антикоррозионной защиты, металлические материалы, гальванические покрытия, смывка

Abstract

In work the main development of VIAM in the field of corrosion protection and repair of details of the aviation engineering, allowing to perform operations in field conditions, without dismantle of details from product is stated. The provided development has taken place successful technological approbation at the aircraft manufacturing enterprises of the Russian Federation and is recommended for application.

Keywords:

corrosion, protecting covers, recovery of anticorrosive protection, metal materials, galvanic coverings, stripper

Реферат

Коррозионная стойкость материалов, применяемых для изготовления авиационных конструкций и других сложных технических систем, эффективность их защиты от коррозии относятся к основным факторам, определяющим календарный и межремонтный срок эксплуатации техники. Преждевременная замена деталей и узлов по причине возникновения коррозии значительно повышает трудоёмкость ремонта и наносит экономический ущерб. Разработка технологий обработки и локального восстановления противокоррозионной защиты деталей, выполненных из алюминиевых сплавов и сталей, без их демонтажа с изделия является актуальной задачей.

Данная статья освещает перспективные разработки НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ в области антикоррозионных покрытий и технологий подготовки поверхности металлических материалов. Продемонстрировано их преимущество перед зарубежными аналогами.

Введение

Коррозионная стойкость материалов, применяемых для изготовления авиационных конструкций и других сложных технических систем, эффективность их защиты от коррозии относятся к основным факторам, определяющим календарный и межремонтный срок эксплуатации техники. Преждевременная замена деталей и узлов по причине возникновения коррозии значительно повышает трудоёмкость ремонта и наносит экономический ущерб. Поэтому разработка технологий предварительной обработки и локального восстановления противокоррозионной защиты

стальных, алюминиевых деталей без демонтажа изделия является актуальной задачей [1–3].

Новизна разработок заключается в уникальном химическом составе материалов, что обеспечивает их технологичность и простату применения. Так, возможно проводить восстановление противокоррозионной защиты без демонтажа деталей и элементов конструкции. Стоит отметить и комплексный подход к разработке технологий и материалов. Локальная обработка включает и удаление продуктов коррозии и технологии локального восстановления защитных покрытий [4].

В процессе эксплуатации воздушного судна наиболее часто коррозионные поражения возникают на стальных деталях, зачастую это обнаруживается до начала проведения запланированных ремонтных работ, что негативно сказывается на возможности эксплуатации изделия с связи с необходимостью преждевременной замены деталей или проведения их ремонта с обязательным демонтажем с конструкции [5].

В НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ разработаны составы для локальной обработки стальных деталей, позволяющие избежать процесс демонтажа, а также состав для локального нанесения композиционного ремонтнопригодного покрытия [6].

Паста антикоррозионная предназначена для удаления продуктов коррозии с поверхности деталей из углеродистых низколегированных сталей и получения электропроводного слоя под нанесение защитных неорганических композиционных покрытий в процессе восстановления противокоррозионной защиты. Неорганическое композиционное ремонтнопригодное покрытие (шликерное) на основе связующего ВАФ-66 предназначено для защиты от коррозии деталей из конструкционных сталей, в т. ч. высокопрочных, эксплуатирующихся на воздухе во всеклиматических условиях, в том числе при температуре до 450 °С. (рисунок 1). Покрытие обеспечивает анодную электрохимическую защиту углеродистых конструкционных сталей в условиях ускоренных коррозионных испытаний в камере солевого тумана в течение 8500 часов и не менее 5 лет при экспозиции в условиях натуральных коррозионных испытаний (рисунок 2) [7].

а

б

в

г

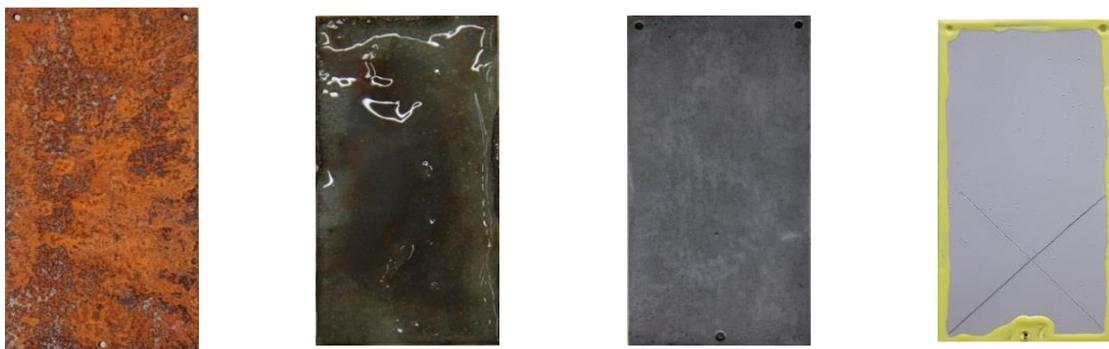


Рис. 1 – Внешний вид образцов стали 30ХГСА: а – с коррозионными поражениями, б – после нанесения антикоррозионной пасты, в – электропроводная пленка после удаления антикоррозионной пасты, г – с неорганическим композиционным покрытием

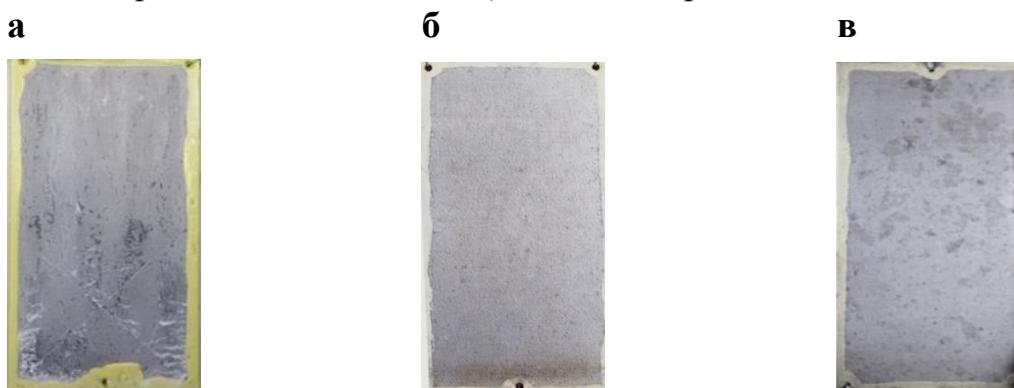


Рис. 2 – Внешний вид образцов из стали 30ХГСА с неорганическим композиционным покрытием: а – после 8500 ч испытаний в ускоренных коррозионных испытаниях в камере соляного тумана; б – после 5 лет экспозиции в условиях промышленной зоны умеренного климата в центре МЦКИ ВИАМ; в – после 5 лет экспозиции в условиях приморской зоны умеренного тёплого климата ГЦКИ ВИАМ

Данные составы не имеет аналогов за рубежом и позволит сократить трудоемкость при ремонте и восстановлении защитных покрытий на 15–20 % за счет исключения демонтажа и монтажа изделия [8, 9].

Преимущество данного покрытия в том, что оно может наноситься как на горизонтальные, так и на вертикальные поверхности методом пульверизационного распыления, окунанием или окраской кистью, т. е. пригодно для проведения ремонта в полевых условиях. Также стоит отметить, что при нанесении шликерного покрытия не происходит наводороживания стали, покрытие можно применять на высокопрочных сталях без изменения их механических свойств. На восстановленную противокоррозионную защиту, в случае необходимости, можно будет наносить лакокрасочное покрытие [10, 11].

В настоящее время для восстановления поврежденных защитных гальванических покрытий наиболее широко используются технологии нанесения покрытий электрохимическим способом за счет нанесения металлов из электролитов в гальванических ваннах. К недостаткам восстановления гальванических покрытий в цехах относится: необходимость демонтажа детали с изделия и их транспортировка к месту проведения работ; ремонт крупногабаритных деталей в собранном виде может быть технически затруднен. В НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ разработаны технологии локального восстановления гальванических цинковых и кадмиевых покрытий методом электронатирования. Основным преимуществом метода электронатирания является возможность проведения ремонта гальванического покрытия непосредственно на изделии, т.е. без погружения детали в гальваническую ванну, без демонтажа узлов и агрегатов.

Метод основан на электровосстановлении ионов металла из электролита, подаваемого на пористый токонепроводящий материал переносного анодного приспособления. Для обеспечения возможности ремонта узлов различной геометрии и сложности разработаны составы для нанесения гальванических покрытий методом электронатирания пастами (ВПРГ-К для кадмирования, ВПРГ-Ц для цинкования) с последующим фосфатированием под нанесение ЛКП при помощи химического фосфатирования пастой ВФС-2. На рисунке 3 представлена стальная деталь до и после **восстановления цинкового покрытия методом электронатирования.**

а)



б)



Рис. 3 – Внешний вид стальной втулки до восстановления цинкового покрытия (а) и после его восстановления (б)

Как известно, по сей день основным материалом при изготовлении изделий авиационной техники (АТ), особенно их конструктивно-важных элементов являются алюминиевые сплавы, которые в большей степени склонны к локальным видам коррозии в процессе эксплуатации: межкристаллитная, питтинговая, расслаивающая [12]. При проведении ремонтных работ существует необходимость локальной обработки алюминиевых деталей с целью устранения коррозионных поражений и проведения мероприятий по предупреждению их повторного появления. В НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ применительно к деталям, выполненным из алюминиевых сплавов, имеются следующие разработки:

Паста ингибированная марки ВИП-А не имеет зарубежных аналогов и предназначена для снятия продуктов коррозии с деталей из алюминиевых сплавов. Эффективно удаляет продукты коррозии, в том числе и на изделиях в сборе, а также тормозит дальнейшее развитие расслаивающей и межкристаллитной коррозии. Позволяет подготовить поверхность для локального нанесения неметаллических неорганических покрытий. На рисунке 4 представлен внешний вид образца до и после обработки данным составом.



Рис. 4 – Внешний вид образца алюминиевого сплава до и после обработки пастой ВИП-А

В настоящее время в российской промышленности для местного химического оксидирования алюминиевых сплавов широко используются пасты типа ВПО-А, которая хорошо себя зарекомендовала в использовании при проведении ремонтных работ. Однако остатки данного состава необходимо удалять, а в труднодоступных зазорах это достаточно проблематично. В связи с этим в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ разработана технология формирования хроматного покрытия посредством протирки поверхности алюминиевых конструкций раствором хроматирования с применением аппликатора типа «Карандаш» (рисунок 5), не требующего смывания после нанесения. Данный состав

позволяет обрабатывать не только горизонтальные, но криволинейные, наклонные, вертикальные и потолочные поверхности.

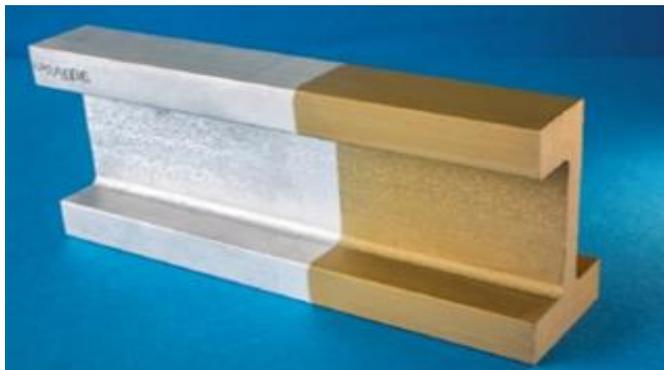


Рис. 5 – Внешний вид образца алюминиевого сплава до и после обработки составом с применением аппликатора типа «Карандаш»

Состав может применяться для обработки поверхности со старыми анодно-оксидными и химическими покрытиями, а также стального и титанового крепежа, при этом значительно повышается коррозионная стойкость деталей из алюминиевых сплавов, обеспечивается адгезия полимерных покрытий, в том числе эпоксидных и полиуретановых лакокрасочных материалов и клеев к обработанным участкам при ремонте.

По результатам сравнительных ускоренных коррозионных испытаний в камере солевого тумана отечественных составов разработки НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ и их зарубежных аналогов производства Германии установлено, что технологии ВИАМ не уступают, а в случае применения состава с применением аппликатора типа «Карандаш» превышают по защитной способности зарубежные составы: коррозионная стойкость покрытий достигает до 384 часов без коррозионных поражений (рисунок 6).

Помимо удаления продуктов коррозии с элементов конструкций одним из важных процессов при проведении ремонтных работ является операция удаления старого лакокрасочного покрытия перед проведением перекраски.

В настоящее время метод удаления лакокрасочных покрытий приобрел особое значение для авиационной промышленности в связи с широким распространением новых видов лакокрасочных материалов, обладающих высокой адгезионной прочностью. В частности, распространение термореактивных пленкообразователей (эпоксидных, полиуретановых и т. д.) требует более сложных рецептов смывок.

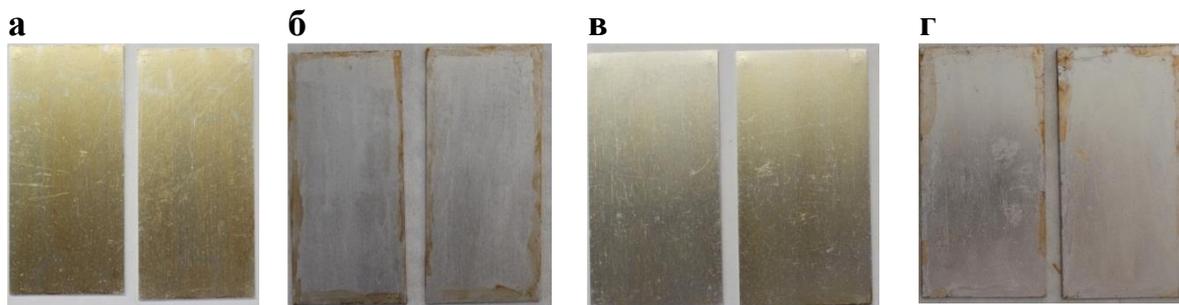


Рис. 6 – Внешний вид образцов алюминиевого сплава 1163АТ (а – образцы в исходном состоянии с химическим оксидным покрытием, нанесенным с применением аппликатора производства Германия, б – внешний вид образцов 1163АТ после 336 ч в КСТ, в – образцы в исходном состоянии с химическим оксидным покрытием, нанесенным с применением аппликатора ВИАМ, г – внешний вид образцов 1163АТ после 384 ч в КСТ)

От состава используемых смывок зависит безопасность эксплуатации авиационной техники, так как, являясь эффективными по отношению к трудноудаляемым лакокрасочным покрытиям, в тоже время не должны вызывать коррозию металлических поверхностей авиационной техники. Кроме того, металлические материалы, используемые в авиационной технике, применяются с противокоррозионной защитой, которая обеспечивается нанесением различных покрытий: оксидных, кадмиевых, цинковых. Указанные покрытия не только обладают высокими защитными свойствами, но и обеспечивают адгезию лакокрасочных покрытий. При обработке металлических поверхностей применяемые смывки не должны разрушать существующую противокоррозионную защиту.

В НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ разработана смывка, обеспечивающая минимальное коррозионное воздействие на конструкционные металлические материалы, в том числе с защитными неметаллическими неорганическими и гальваническими покрытиями, одновременно с этим данный состав обладает высокоэффективной смывающей способностью. Стоит отметить, что не все современные зарубежные и отечественные составы, применяемые для удаления ЛКП безопасны в части коррозионного воздействия на металлические материалы, а ряд из них даже обладает высокой коррозионной агрессивностью, вызывая образование коррозионных поражений и

нарушение защитных покрытий. На рисунке 7 представлен внешний вид образцов стали 30ХГСА с кадмиевым покрытием после воздействия смывки разработки ВИАМ и смывки зарубежного производства, широко применяющейся в данный момент при проведении ремонтных работ.

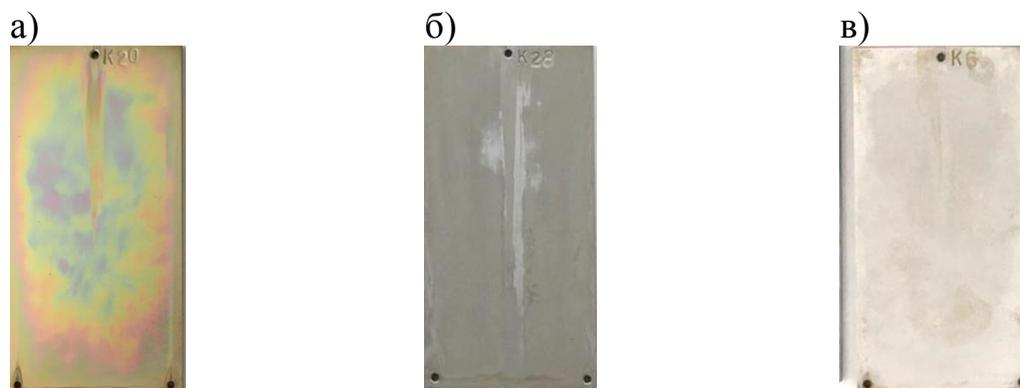


Рис. 7 – Внешний вид образца 30ХГСА с Кд9 хр. покрытием а – после воздействия смывки разработки ВИАМ, б – после воздействия смывки зарубежного производства на пероксидной основе; в – после воздействия смывки зарубежного производства на кислотной основе

Выводы

Антикоррозионные составы, покрытие и смывка прошли всесторонние исследования в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, а также прошли успешное технологическое опробование на авиастроительных площадках РФ. Составы имеют соответствующую нормативную документацию на изготовление, применение и рекомендованы для производства и ремонта авиационной техники.

Список использованных источников

1. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии, 2020. №1. С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.

2. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины, 2019. № 7–8. С. 54–58.
3. Каблов Е.Н., Никифоров А.А., Дёмин С.А., Чесноков Д.В., Виноградов С.С. Перспективные покрытия для защиты от коррозии углеродистых сталей // Сталь, 2016. № 6. С. 70–81.
4. Виноградов С.С., Демин С.А. Термостойкое защитное неорганическое композиционное покрытие // Перспективные материалы, 2013. №12. С. 19–24.
5. Виноградов С.С., Балахонов С.В., Демин С.А., Кириллова О. Г. Влияние шлифования композиционного покрытия на его электрохимическое поведение в коррозионной среде // Коррозия: материалы, защита, 2016. № 1. С. 39–47.
6. Виноградов С.С., Никифоров А.А., Дёмин С.А., Чесноков Д.В. Защита от коррозии углеродистых сталей // Авиационные материалы и технологии, 2017. № S. С. 242–263. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-242-263.
7. Виноградов С.С., Демин С.А., Кириллова О.Г. Электрохимическая защита от коррозии с помощью неорганического композиционного покрытия системы алюминий–фосфаты // Авиационные материалы и технологии, 2016. № S2 (44). С. 28–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-28-38.
8. Дёмин С.А., Виноградов С.С., Вдовин А.И. Паста для очистки от продуктов коррозии стали перед нанесением неорганического композиционного покрытия на стальные конструкции без их демонтажа // Практика противокоррозионной защиты, 2019. Т. 24, № 1. С. 6–14. doi: 10.31615/j.corros.prot.2019.91.1-1.
9. Виноградов С.С., Дёмин С.А., Лещев К.А., Вдовин А.И. Восстановление противокоррозионной защиты, поврежденной коррозией или сваркой, на стальных конструкциях без их демонтажа // Практика противокоррозионной защиты, 2018. № 3 (89). С. 13–25. DOI: 10.31615/j.corros.prot.2018.89.3-2.
10. Демин С.А., Петрова А.П. Отверждение неорганического композиционного покрытия системы алюминий-фосфаты // Практика противокоррозионной защиты 2020. Т. 25, № 2 С. 26–33, doi: 10.31615/j.corros.prot.2020.96.2-3.
11. Vinogradov S.S., Balakhonov S.V., Demin S.A., Kirillova O.G. The influence of polishing of a composite coating on its electrochemical behavior in a corrosive medium // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2017. Т. 53. № 7. С. 1280-1287. DOI: 10.1134/S2070205117070188.
12. Фомина М.А., Каримова С.А. Анализ коррозионного состояния материалов планера самолетов типа «Су» после длительных сроков эксплуатации// Коррозия: материалы, защита. 2014. № 9. С. 20–24.

УДК 621.791.75

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

С.А. Королев¹, к.т.н.

korolevsa@bmstu.ru

¹ФГБОУ ВО «Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)»

Аннотация

Рассмотрены основные этапы разработки технологии сварки изделий из алюминиевых сплавов. Показаны области и преимущества применения современных инструментов компьютерного моделирования – численных методов и нейросетевых моделей. Использование указанных подходов, учитывающих основные особенности свариваемости указанных сплавов, их физические, механические и теплофизические свойства, позволяет значительно повысить эффективность технологической подготовки производства новых конструкций за счет снижения количества сварки натуральных полноразмерных образцов.

Ключевые слова:

технология сварки алюминиевых сплавов, компьютерное моделирование, численные методы, нейросетевая модель

DEVELOPMENT OF WELDING TECHNOLOGY FOR PRODUCTS MADE OF ALUMINUM ALLOYS BASED ON COMPUTER MODELING

Abstract

The main stages of the development of welding technology for aluminum alloy products are considered. The areas and advantages of using modern computer modeling tools – numerical methods and neural network models - are shown. The use of these approaches, taking into account the main features of the weldability of these alloys, their physical, mechanical and thermophysical properties, makes it possible to significantly increase the efficiency of technological preparation for the production of new structures by reducing the amount of welding of full-scale full-size samples.

Keywords:

aluminum alloy welding technology, computer modeling, numerical methods, neural network model

Введение

Благодаря своим свойствам основными областями применения алюминиевых сплавов являются ответственные конструкции, в которых к сварным соединениям предъявляются повышенные требования к качеству. Сварка относится к специальным технологическим процессам. Таким образом, обеспечение качества и надежности возможно только за счет разработки и реализации оптимальных технологий и технических решений.

В настоящее время разработка технологии изготовления ответственных крупногабаритных изделий осуществляется посредством сварки полноразмерных образцов или макетов. Это является необходимым, но достаточно дорогостоящим и длительным процессом. Сокращение сроков технологической подготовки производства возможно за счет снижения количества сварки натурных образцов посредством предварительного применения компьютерного моделирования.

Особенности разработки технологий сварки алюминиевых сплавов

Технологический процесс изготовления изделий из алюминиевых сплавов имеет особенности, связанные с физическими, механическими и теплофизическими свойствами указанных материалов [1].

Относительно высокая жидкотекучесть затрудняет качественное формирование корневой части сварного шва и требует применения специальных подкладок из аустенитных коррозионностойких материалов.

Высокий коэффициент теплопроводности приводит к значительному оттоку тепла из зоны сварки, а также широким зонам перегрева заготовок свариваемого изделия. В связи с этим, достаточно часто возникает необходимость корректировки справочных или ранее полученных на образцах ограниченного размера с прямолинейным швом режимов сварки в связи с их использованием применительно к изделиям другой геометрии.

Высокий коэффициент линейного температурного расширения вызывает значительные временные и остаточные сварочные деформации. Таким образом, возникает необходимость в проектировании сборочно-сварочной оснастки. Сложной задачей в процессе данного проектирования является обоснованный выбор прижимных усилий. Малые прижимные усилия могут быть малоэффективны с точки зрения предотвращения деформаций, а неоправданно высокие усилия прижатия могут приводить к повреждениям свариваемых заготовок по причине сниженного в результате нагрева предела текучести.

Также свариваемость алюминиевых сплавов затрудняется склонностью к образованию газовых пор и горячих трещин кристаллизационной и ликвационной природы. Проблема предотвращения газовых пор часто может быть решена за счет культуры производства и технологической дисциплины. Предотвращение горячих трещин возможно за счет грамотного выбора присадочным сварочных материалов, обеспечивающих максимальную сопротивляемость данному виду дефектов.

Указанные выше особенности имеют тесные взаимосвязи. Комплексный учет этих взаимосвязей возможен только за счет применения современных компьютерных технологий и моделирования.

Современные подходы применения компьютерного моделирования

Рассмотрим процесс разработки технологии сварки горловины алюминиевого сферического сосуда из сплава АМгб, представленного на рис. 1.

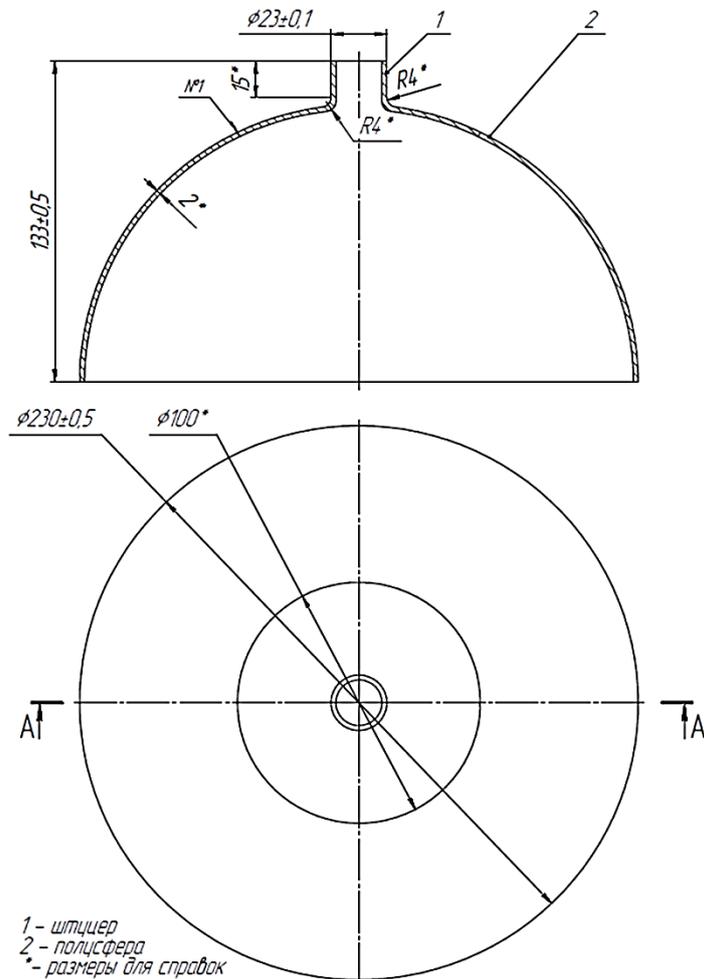


Рис. 1 – Геометрические параметры изделия

В процессе работ решались следующие задачи:

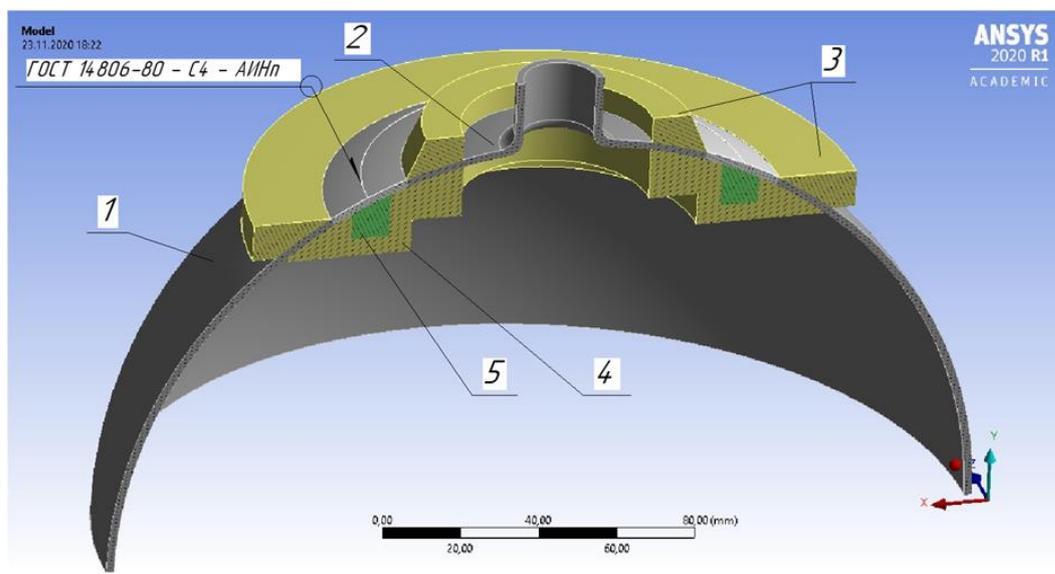
- подбор режима сварки;
- проектирование сборочно-сварочного приспособления, включая определение обоснованного усилия прижатия;
- подбор сварочной присадочной проволоки, обеспечивающей максимальную сопротивляемость образованию горячих трещин.

На первом этапе подбирался режим сварки. Анализ показал, что имеющиеся справочные параметры режима для данного способа сварки

(TIG), материала и толщины, а также параметры, подобранные на стандартных образцах ограниченного размера с прямолинейным швом, не подходят для изделия с данной геометрией (для кругового шва диаметром 100 мм). На начальном участке кругового шва в изделии из-за отсутствия заходных планок и возможности нормального выхода на устойчивый процесс имеет место непровар. На конечном (замыкающем) участке соединения имеет место значительный перегрев по причине наличия дополнительного потока тепла из-за замкнутости траектории сварки, что приводит к значительному превышению нормативной ширины шва и прожогу.

Для решения данной задачи необходимо учитывать реальные геометрические особенности изделия и оснастки, теплоотвод в сборочно-сварочное приспособление, температурную зависимость физических, механических и теплофизических свойств. Это возможно только за счет применения современных численных методов. В данном случае применялся метод конечных элементов, реализованный в программном комплексе ANSYS [2]. Модель исследуемого изделия приведена на рисунке 2.

При помощи моделирования различных вариантов был предложен режим с переменной скоростью сварки. Скорость перемещения сварочной дуги на момент окончания сварки была плавно увеличена примерно на 20 % по сравнению с первоначальной. Непровар в начале сварного шва устранялся подобранным временем паузы, которая составила 2 сек. Использование вычислительного эксперимента сократило количество свариваемых натуральных образцов.



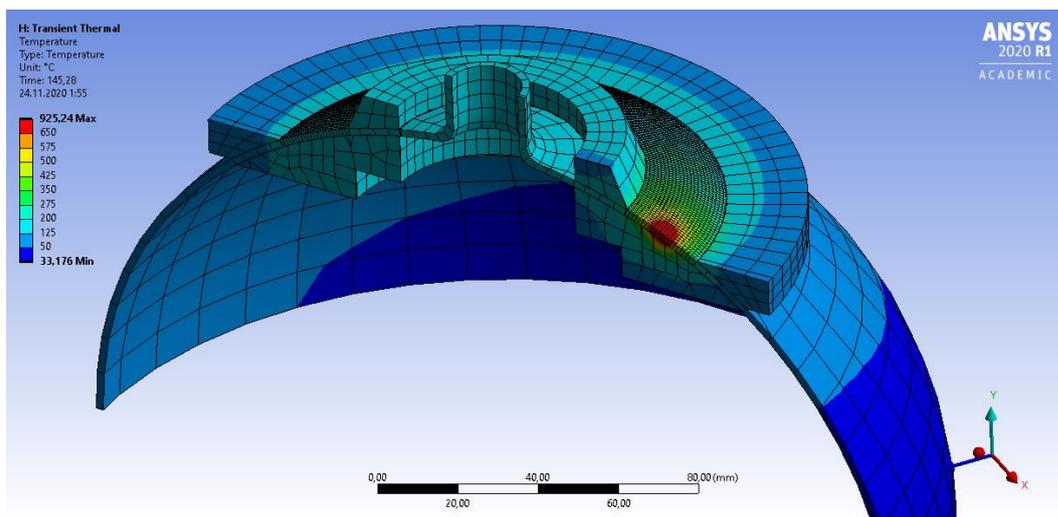


Рис. 2 – Пример реальной сварной конструкции

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

Проектирование приспособление также выполнялось на основе компьютерного моделирования. По результатам расчетов было установлено, что максимальная температура в металле изделия на поверхностях, находящихся под прижимными элементами приспособления, составила свыше 300 °С. Термические циклы для мест приспособлений, нагреваемых в результате сварки до максимальной температуры представлены на рисунке 3. При определении допустимого усилия прижатия исходили из предложенного конструктива приспособления. Силы прижатия верхнего прижима горловины и полусферы составили 1900 и 1340 Н соответственно. При данных нагрузках возникающие в свариваемых заготовках эквивалентные напряжения составили около 30 МПа. Это не превышает предела текучести сплава АМгб, нагретого до данного интервала температур. Таким образом, определены максимально допустимые усилия прижатия, сохраняющие формы свариваемых заготовок.

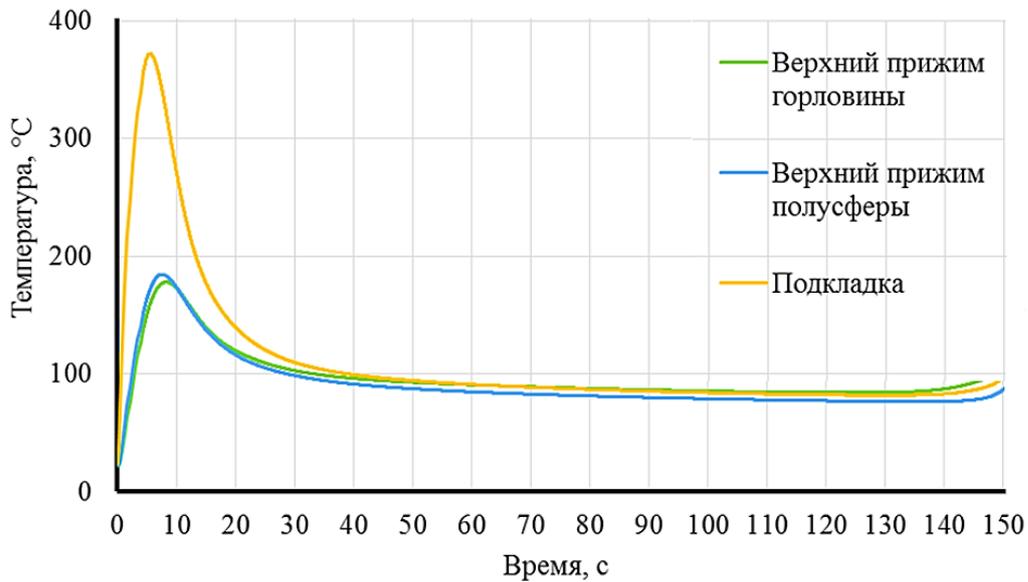


Рис. 3 – Термические циклы в основных элементах оснастки (для наиболее нагретых зон): для верхнего прижима горловины и полусферы, для подкладки

Подбор сварочной присадочной проволоки предлагается выполнять на основе полно связанной нейросетевой модели (рис.4), полученной с помощью машинного обучения методом «с учителем» по алгоритму обратного распространения ошибок. Разработанная модель позволяет осуществлять обобщение существующих, накопление и систематизацию вновь получаемых результатов экспериментов.

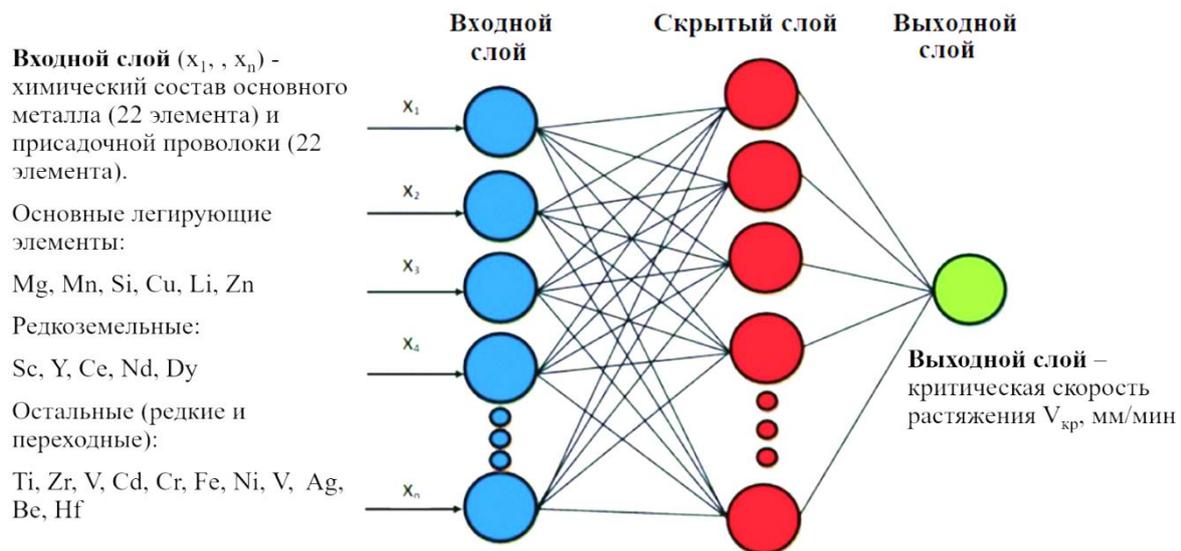


Рис. 4 – Общий вид нейросетевой модели для оценки свариваемости сочетания основного металла и присадочной проволоки

В качестве входного слоя в модели используется химический состав основного материала и сварочной проволоки, состоящий из 44 параметров: основные легирующие элементы (Mg, Mn, Si, Cu, Li, Zn), редкоземельные (Sc, Y, Ce, Nd, Dy) и остальные (Ti, Zr, V, Cd, Cr, Fe, Ni, V, Ag, Be, Hf).

В качестве выходного слоя используется показатель сопротивляемости образованию горячих трещин – критическая скорость растяжения (мм/мин).

Заключение

Современное развитие инструментов компьютерного моделирования позволяют повысить эффективность технологической подготовки производства новых конструкций за счет снижения количества сварки натуральных полноразмерных образцов.

Это возможно за счет применения численных методов в процессе проектирования сборочно-сварочной оснастки, а также адаптации справочных или ранее подобранных на стандартных пластинах режимов сварки применительно к условиям сварки конструкции. Применение нейросетевых моделей позволяет использовать имеющиеся экспериментальные данные для подбора оптимальной с точки зрения свариваемости присадочной проволоки.

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. URL: <http://www.ansys.com> (дата обращения: 01.04.2022).

УДК 669

**ТЕХНОЛОГИИ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА
ПРУТКОВЫХ ЗАГОТОВОК И ИЗГОТОВЛЕНИЯ
КРЕПЁЖНЫХ ИЗДЕЛИЙ ТИПА Hi-lok ИЗ
ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА
С ПОВЫШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ПРОЧНОСТИ
И СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ**

А.А. Арисланов¹; С.В. Путырский¹; А.А. Ширяев¹, к.т.н.

**TECHNOLOGIES FOR THE INDUSTRIAL PRODUCTION
OF BAR BLANKS AND Hi-lok FASTENERS MADE OF
HIGH-TECH TITANIUM ALLOY WITH INCREASED
REQUIREMENTS FOR DURABILITY AND SHEAR RESISTANCE**

A.A. Arislanov¹, S.V. Putyrskiy¹, A.A. Shiryayev¹

admin@viam.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)*

¹*Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute» (NRC «Kurchatov institute» - VIAM)*

Аннотация

В докладе представлены результаты проведенного комплекса исследований: анализ микроструктуры, определение механических свойств при воздействии разрушающих нагрузок при разрыве, срезе, а также определение усталостных характеристик при комнатной температуре крепежных изделий из псевдо-β-титанового сплава BT47.

Проведен сравнительный анализ полученных результатов исследований, показывающий зависимость механических свойств крепежных изделий от структуры.

Показана актуальность применения псевдо-β-титанового сплава BT47 в качестве материала крепежных деталей.

Ключевые слова:

псевдо- β -титановые сплавы, крепежные изделия, болты, деформация, холодная высадка, механические свойства, микроструктура, термическая обработка

Abstract

The report presents the results of a complex of studies: analysis of the microstructure, determination of mechanical properties under the influence of breaking loads at break, shear, as well as determination of fatigue characteristics at room temperature of fasteners made of VT47 pseudo- β -titanium alloy.

A comparative analysis of the obtained research results was carried out, showing the dependence of the mechanical properties of fasteners on the structure.

The relevance of the use of VT47 pseudo- β -titanium alloy as material of fasteners is shown.

Keywords:

metastable β -titanium alloys, fasteners, deformation, cold forging, mechanical properties, microstructure, heat treatment

Реферат

Выбраны режимы термической обработки и схема изготовления крепежных изделий из псевдо- β -титанового сплава VT47, а также проведены их испытания для обеспечения сравнительного анализа уровня достигнутых свойств с титановым сплавом – аналогом по применимости – VT16.

Микроструктура образцов из прутков титанового сплава VT47 в термоупрочненном состоянии представлена исходными β -зернами с мелкодисперсными выделениями частиц вторичной α -фазы высокой однородности внутри β -зерна, что обеспечивает высокий уровень прочностных характеристик. Результаты испытаний на растяжение и сопротивление срезу показывают, что прутки из титанового сплава VT47 после упрочняющей термической обработки приобретают высокие показатели механических свойств и превосходят по этим показателям прутки из сплава VT16. С целью исследования фазового состава образцов из прутков сплава VT47 на дифрактометре была снята дифрактограмма образцов в отожженном (отжиг из $(\alpha+\beta)$ -области) и термически упрочненном (отжиг из $(\alpha+\beta)$ -области + старение) состояниях.

На дифрактограмме образца в исходном (отжиг) состоянии присутствует линия β -фазы, однако отсутствуют линии α -фазы, что

характерно для псевдо- β титановых сплавов в отожженном состоянии. Это говорит о наличии незначительного количества α -фазы в образцах после отжига с температур, приближенных к температуре полиморфного превращения ($T_{пп}$). На дифрактограмме образцов в термически упрочненном состоянии присутствуют линии α - и β -фазы, при этом линии дифрактограмм β -фазы образцов в исходном и термически упрочненном состоянии практически совпадают.

Прутки из титанового сплава VT47, предназначенные для изготовления крепёжных изделий, поставлялись после отжига с температур, приближенных к $T_{пп}$. Отличительной особенностью процесса термической обработки крепёжных изделий, операции старения, от термической обработки прутков является наличие холодной деформации материала при осуществлении высадки, после которой осуществляется завершающая термическая обработка. Фактически реализуется схема НТМО – низкотемпературной термомеханической обработки.

Для определения разрушающих нагрузок болтов проведены испытания на разрыв, срез, статическую чувствительность к надрезу, малоцикловую усталость, многоцикловую усталость и усталостную долговечность на болтах. Результаты испытаний показали, что применение НТМО на прутках из титанового сплава VT47 в процессе изготовления крепёжных изделий обеспечивает получение структуры материала с мелкопластинчатой α -фазой преимущественно однонаправленной морфологии, что в свою очередь обеспечивает достижение повышенного уровня комплекса механических свойств, таких как временное сопротивление и сопротивление срезу.

Essay

The modes of heat treatment and the scheme for manufacturing fasteners from pseudo- β -titanium alloy VT47 were selected, and they were also tested to provide a comparative analysis of the level of achieved properties with a titanium alloy – analogue in applicability – VT16.

The microstructure of specimens made from bars of VT47 titanium alloy in the heat-strengthened state is represented by initial β -grains with finely dispersed precipitates of particles of the secondary α -phase of high uniformity inside the β -grain, which ensures a high level of strength characteristics.

The results of tensile and shear resistance tests show that bars made of VT47 titanium alloy after hardening heat treatment acquire high mechanical properties and surpass bars made of VT16 alloy in these indicators.

In order to study the phase composition of samples from bars of the VT47 alloy, a diffraction pattern of samples in the annealed (annealing from the ($\alpha + \beta$) region) and thermally hardened (annealing from the ($\alpha + \beta$) region + aging) states was taken on diffractometer.

On the diffraction pattern of the sample in the initial (annealed) state, there is a line β -phases, however, there are no α -phase lines, which is typical for pseudo- β titanium alloys in the annealed state. This indicates the presence of a small amount α phases in specimens after annealing from temperatures close to T_{pt} . On the diffraction pattern of the samples in the thermally hardened state, there are lines of the α - and β -phases, while the lines of the diffraction patterns of the β -phase of the samples in the initial and thermally hardened states practically coincide.

Bars from titanium alloy VT47, intended for the manufacture of fasteners, were supplied after hardening from the temperatures of the top ($\alpha+\beta$)-region. A distinctive feature of the process of heat treatment of fasteners, the aging operation, from the heat treatment of bars is the presence of cold deformation of the material during upsetting, after which the final heat treatment is carried out. In fact, the LTMT scheme is being implemented – low-temperature thermomechanical treatment.

To determine the breaking loads of the bolts, tensile, shear, static notch sensitivity, low-cycle fatigue, high-cycle fatigue and fatigue life tests were performed on the bolts.

The test results showed that the use of LTMT on rods made of titanium alloy VT47 in the process of manufacturing fasteners provides a material structure with a fine-lamellar α -phase of predominantly unidirectional morphology, which in turn ensures the achievement of an increased level of a complex of mechanical properties, such as tensile strength and shear strength.

Введение

Вследствие постоянного повышения требований к характеристикам современных изделий авиационной техники существенно увеличиваются и требования к уровню свойств материалов, используемых в качестве крепежных изделий для соединения элементов конструкций [1–6]. Увеличение объемов применения композиционных материалов в конструкции планера самолёта создаёт предпосылки к увеличению использования крепежных изделий, изготовленных из титановых сплавов. Это связано с тем, что в контакте с углепластиком коррозия не развивается только на нержавеющей сталях и титановых сплавах [7]. При этом титановые сплавы имеют плотность ниже чем у сталей, и, при условии достижения равных значений прочностных характеристик, их применение позволит повысить весовую эффективность конструкции. Сплав $\alpha+\beta$ -класса VT16 традиционно используемый для изготовления таких деталей крепления, как болты, винты и др. имеет прочность на уровне $\tau_{cp} \geq 700$ МПа, $\sigma_b \geq 1040$ МПа (термически упрочнённое состояние). Повысить значения характеристик прочности крепежных изделий можно за счёт применения титановых сплавов, химический состав которых

позволяет обеспечить более высокий уровень механических свойств в термически упрочненном состоянии [8–13, 25].

Однако следует сказать, что особенностью сплава ВТ16 является то, что его химический состав позволяет из отожжённого прутка, имеющего предел прочности около 850 МПа, в холодном состоянии, без промежуточных отжигов, осуществлять высадку головки болта, редуцирование стержня, а также шлифование и накатывание резьбы. Такая технология производства деталей в два-три раза экономичнее классической технологии горячей высадки головки и редуцирования стержня болта. Повысить прочность крепежных изделий и, при этом, иметь возможность их изготовления холодной высадкой позволит применение псевдо-β-титановых сплавов. Перспективность данного подхода подтверждается зарубежным опытом, где для изготовления крепежа применяется псевдо-β-сплав Timetal 21S (Ti-3Al-15Mo-2,7Nb-0,25Si) обладающий уровнем свойств: $\tau_{cp} \geq 800$ МПа, $\sigma_b \geq 1300$ МПа [4, 14–23, 26].

Применение для изготовления крепежных изделий перспективного отечественного псевдо-β-титанового сплава ВТ47, разработанного в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ» (Ti-Al-Mo-V-Cr-Fe-Sn-Zr-Y), содержащего в системе легирования редкоземельный элемент – иттрий (Y) с высокой технологической пластичностью, необходимой для применения холодной высадки, позволит достичь требуемого уровня прочностных характеристик, что в свою очередь повысит весовую эффективность конструкции современных изделий авиационной техники [18–20, 27].

С целью обеспечения необходимого уровня свойств были выбраны режимы термической обработки и схема изготовления крепежных изделий из псевдо-β-титанового сплава ВТ47, а также проведены их испытания и сравнительный анализ свойств с титановым сплавом ВТ16 – аналогом по применению.

Материалы и методы исследования

Для изготовления крепежных изделий (болтов), в том числе типа Ni-Lok (соединения с тарированной затяжкой) и проведения исследований использованы прутки диаметрами 6,5 мм и 10,5 мм производства АО «ЧМЗ». Данные прутки были получены и поставлены по ТУ 430-2021 в результате проведенной работы, направленной на разработку технологии изготовления прутков из псевдо-β титанового сплава ВТ47. Разработанная технология изготовления прутков из псевдо-β титанового сплава ВТ47 обеспечивает получение прутков, обладающих в отожжённом состоянии значениями пластических характеристик, обеспечивающих уровень технологической пластичности при деформации, достаточный для изготовления крепежных изделий холодной высадкой.

Изготовленные прутки обладают следующим уровнем механических свойств:

1) для прутков диаметром 6,5 мм:

– в отожженном состоянии $\delta \geq 23 \%$, $\psi \geq 56 \%$, остаточная деформация при осадке $\geq 70 \%$;

– в термически упрочненном состоянии $\sigma_b \geq 1232$ МПа, $\tau_{cp} \geq 808$ МПа, $\delta \geq 9 \%$, $\psi \geq 26\%$;

2) для прутков диаметром 10,5 мм:

– в отожженном состоянии $\delta \geq 17 \%$, $\psi \geq 53 \%$, остаточная деформация при осадке $\geq 70 \%$;

– в термически упрочненном состоянии $\sigma_b \geq 1265$ МПа, $\tau_{cp} \geq 803$ МПа, $\delta \geq 9 \%$, $\psi \geq 28 \%$.

Поставленные прутки производства АО «ЧМЗ» представлены на рисунке 1.



Рис. 1 – Внешний вид прутков из псевдо-β титанового сплава BT47 производства АО «ЧМЗ»

Изготовление болтов происходило в промышленных условиях АО «Нормаль» по схеме, представленной ниже:

1. Разрезка прутков на заготовки под высадку болта;
2. Нанесение на заготовку технологического покрытия (борфторидное). Данная операция включает в себя предварительное травление, нанесение технологического покрытия и омыливание;
3. Холодная штамповка – основное формообразование болта (высадка головки болта, высадка стержневой части);
4. Механическая обработка: снятие фаски, проточка головки и т. д.;
5. Старение в вакуумной печи с целью обеспечения требуемых характеристик изделия;
6. Обкатка радиуса под головкой, накатка резьбы;
7. Прошивка шестигранника (для болтов типа Hi-Lok).

Изготовлены 3 типа болтов из псевдо-β-титанового сплава BT47, в том числе типа Hi-Lok. Болты представлены на рисунке 2.



Рис. 2 – Внешний вид болтов из сплава ВТ47, изготовленных в промышленных условиях АО «Нормаль»: а) болты с плоско-скругленной головкой и короткой резьбовой частью типа Hi-Lok M10; б) болты с уменьшенной шестигранной головкой для соединений со специальной переходной посадкой М6; в) болты с потайной головкой с углом 120 градусов типа Hi-Lok М6

Исследования микроструктуры выполнялись на оптическом микроскопе Olympus GX51.

Фазовый состав исследовался при помощи дифрактометра Bruker D8 ADVANCE, параметры съёмки: излучение $\text{CuK}\alpha$; фокус трубки $0,5 \times 3$ мм; напряжение 40 кВ; ток в трубке 40 мА.

Испытания на растяжение (σ_b) при 20 °С образцов от прутков из титанового сплава ВТ47 проводились по ГОСТ 1497 на испытательной машине Zwick/Roell Z 400.

Испытания на срез (τ_{cp}) при 20 °С на образцах от прутков проводились в соответствии с ОСТ 1 90148 на испытательной машине Zwick/Roell Z 250.

Испытания на разрыв при 20 °С болтов из титанового сплава ВТ47 проводились по ОСТ 1 31101 на испытательной машине Zwick/Roell HA 250.

Испытания на срез при 20 °С болтов из титанового сплава ВТ47 проводились по ОСТ 1 31101 на испытательной машине Zwick/Roell HA 250.

Испытания на статическую чувствительность к надрезу при 20 °С болтов из титанового сплава ВТ47 проводились по ОСТ 1 90052 на испытательной машине Zwick/Roell HA 250.

Испытания на малоцикловую усталость при 20 °С болтов из титанового сплава ВТ47 проводились по ГОСТ 25.502 на испытательной машине Zwick/Roell HA 250.

Испытания на усталостную прочность при 20 °С болтов из титанового сплава ВТ47 проводились по ГОСТ 25.502 на испытательной машине Zwick/Roell HA 250.

Испытания на многоцикловую усталость при 20 °С болтов из титанового сплава ВТ47 проводились по ГОСТ 25.502 на испытательной машине Zwick/Roell HA 250.

Результаты исследований и обсуждение

В результате проведенных исследований и последующего выбора режима термической обработки (где $T_{п.п}$ – температура полиморфного превращения) прутков в камерной печи Nabertherm по следующей схеме [24]: отжиг при температуре ($T_{п.п} - 30$) °С, охлаждение на воздухе + старение, охлаждение на воздухе;

По результатам проведенных исследований данный режим термической обработки выбран, как обеспечивающий достижение наилучших значений механических свойств для материала прутков. При этом в отожженном состоянии (состояние поставки прутков) сплав обладает высоким уровнем технологической пластичности.

Результаты исследований микроструктуры прутков из сплава ВТ47 в исходном состоянии и после упрочняющей термообработки по вышеуказанному режиму представлены на рисунке 3.

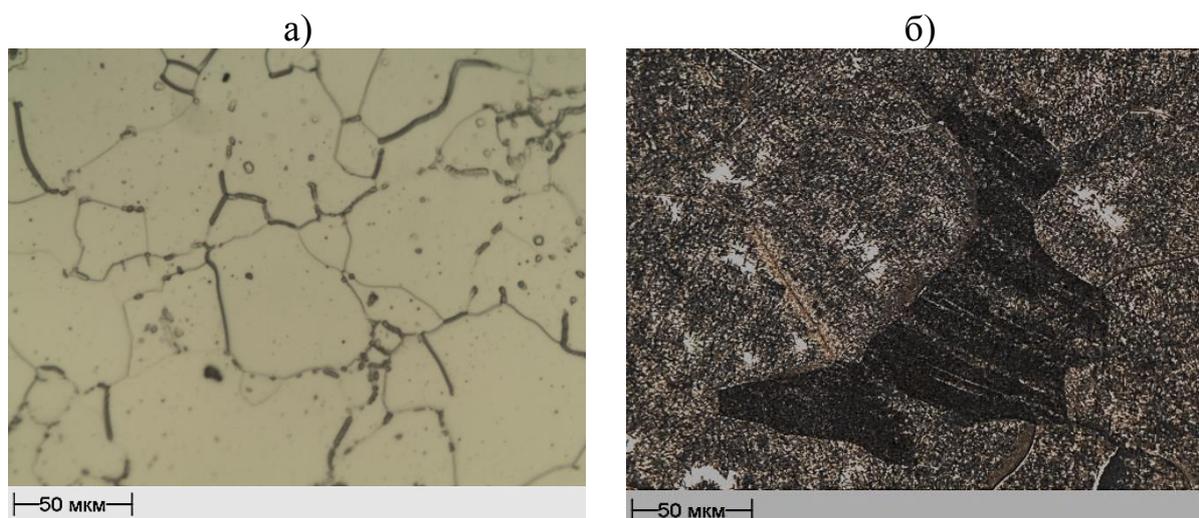


Рис. 3 – Микроструктура прутков из сплава ВТ47 ($\times 200$):
а) в исходном состоянии (отжиг при температуре ($T_{n,n} - 30$) °С);
б) после упрочняющей термообработки (отжиг при температуре ($T_{n,n} - 30$) °С, выдержка, охлаждение на воздухе + старение, выдержка и охлаждение на воздухе)

Микроструктура образцов в термоупрочненном состоянии представлена исходными β -зернами с мелкодисперсными выделениями частиц вторичной α -фазы высокой однородности внутри β -зерна, что обеспечивает высокий уровень прочностных характеристик.

Результаты испытаний на определение механических свойств при растяжении и сопротивлении срезу прутков из сплава ВТ47 и ВТ16 после упрочняющей термообработки приведены в таблице 1.

Таблица 1

Механические свойства при растяжении и сопротивлении срезу $\tau_{ср}$ прутков из сплава ВТ47 и ВТ16 при 20 °С

Режим ТО	Предел прочности $\sigma_{в}$, МПа	Сопротивление срезу $\tau_{ср}$, МПа
Отжиг из ($\alpha+\beta$)-области + старение	<u>1 310-1 330</u> 1 326	<u>790-830</u> 812
ВТ16 (Закалка + старение)	1030-1180	690-720

Анализ представленных результатов показывает, что прутки из титанового сплава ВТ47 после упрочняющей термической обработки приобретают высокие показатели механических свойств и превосходят по этим показателям прутки из сплава ВТ16 после упрочняющей термической обработки.

Повышенные значения прочности при термической обработке с отжигом в высокотемпературной ($\alpha+\beta$)-области по-видимому обусловлено наличием после выдержки и охлаждения первичной α -фазы, а также сохранением дефектов кристаллического строения. С целью исследования фазового состава образцов из прутков сплава ВТ47 на дифрактометре фирмы «Bruker» была снята дифрактограмма (рисунок 4) образцов в закалённом (отжиг из ($\alpha+\beta$)-области) и термически упрочненном (отжиг из ($\alpha+\beta$)-области + старение) состояниях.

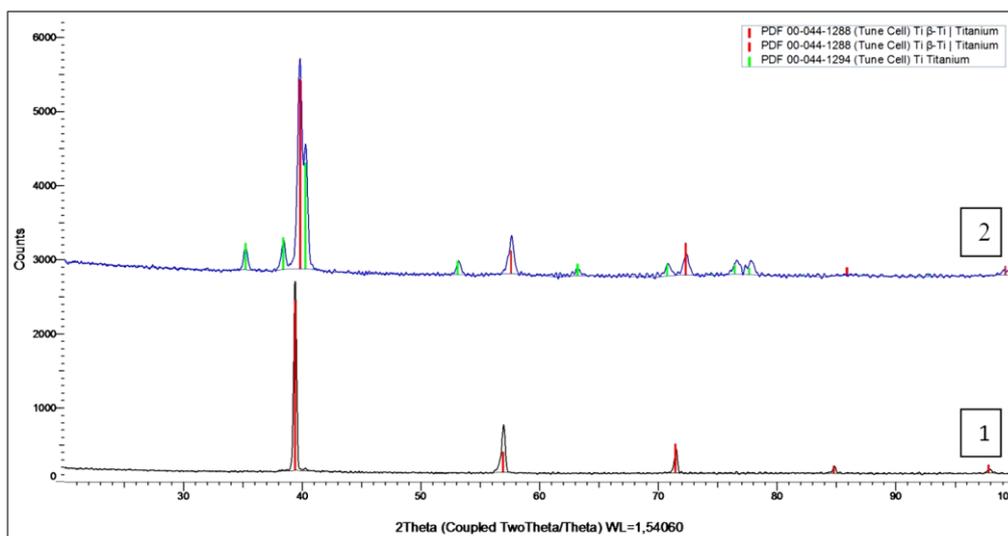


Рис. 4 – Дифрактограмма материала образца-свидетеля болта в исходном (1 – отжиг из $(\alpha+\beta)$ -области) и термически упрочненном состоянии (2 – отжиг из $(\alpha+\beta)$ -области + старение)

На дифрактограмме образца в исходном (отжиг) состоянии присутствует линия β -фазы [14], однако отсутствуют линии α -фазы, что характерно для псевдо- β титановых сплавов в закаленном состоянии. Это говорит о наличии незначительного количества α -фазы в образцах после закалки с температур, приближенных к T_{III} . На дифрактограмме образцов в термически упрочненном (отжиг + старение) состоянии присутствуют линии α - и β -фазы, при этом линии дифрактограмм β -фазы образцов в исходном и термически упрочненном состоянии практически совпадают. Присутствие линий α -фазы говорит о том, что в результате старения образуется типичная гетерофазная структура пластинчатого типа: происходит распад метастабильного пересыщенного твердого раствора β -фазы с выделением частиц вторичной α -фазы пластинчатой морфологии, что обеспечивает более высокий уровень прочностных характеристик. При этом, несмотря на малое количество первичной α -фазы, её вклад в повышение равномерности распада метастабильной β -фазы, значителен, о чём можно судить по ранее проведённым исследованиям механических свойств.

С учётом выше описанного прутки из титанового сплава ВТ47, предназначенные для изготовления крепёжных изделий, поставлялись после отжига в высокотемпературной $(\alpha+\beta)$ -области. Отличительной особенностью процесса упрочняющей термической обработки крепёжных изделий, в сравнении с упрочняющей термической обработкой прутков является проведение холодной деформации материала путем высадки, после которой осуществляется завершающая термическая обработка. Фактически реализуется схема НТМО – низкотемпературной термомеханической обработки.

Результаты исследований микроструктуры болтов (центральная зона) из псевдо- β -титанового сплава ВТ47 представлены на рисунке 5.

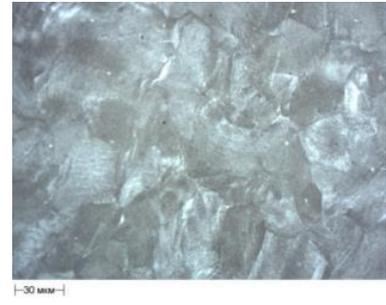
а) болты с уменьшенной шестигранной головкой для соединений со специальной переходной посадкой М6



Головка



*Серединная зона
стержня*



Нижняя зона стержня

б) болты с потайной головкой с углом 120 градусов типа Hi-Lok М6



Головка

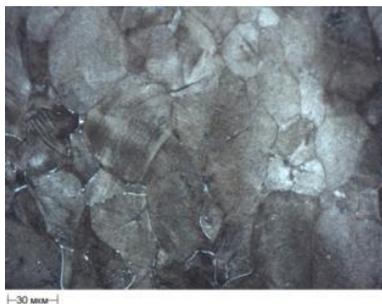


*Серединная зона
стержня*



Нижняя зона стержня

в) болты с плоско-скругленной головкой и короткой резьбовой частью типа Hi-Lok М10



Головка



*Серединная зона
стержня*



Нижняя зона стержня

*Рис. 5 – Микроструктура крепежных изделий (болтов) (центральная зона)
из псевдо- β титанового сплава ВТ47 (увеличение $\times 500$)*

По результатам проведенных исследований можно отметить следующее:

– микроструктура образцов болтов титанового сплава ВТ47 представлена исходными β -зернами с мелкодисперсными выделениями частиц вторичной α -фазы высокой однородности внутри β -зерна.

– микроструктура исследованных зон каждого из болтов идентична, размеры и фазовое строение зерен однородное, визуальных дефектов структуры не обнаружено.

В сравнении с микроструктурой прутков после упрочняющей термической обработки необходимо отметить, что частицы α -фазы внутри β -зерна более мелкопластинчатые, также имеют преимущественно однонаправленную морфологию. Данная структура характерна для изделий, изготовленных с НТМО и обеспечивает повышение уровня прочностных характеристик готовых крепежных изделий (болтов).

Пересыщенный β -твёрдый раствор сплава ВТ47 в состоянии после закалки является механически стабильным, поэтому при холодной деформации во время высадки не происходит выделения α -фазы. Однако возникающие в процессе холодной деформации дефекты кристаллического строения выступают в роли центров зарождения и роста частиц вторичной α -фазы при последующем старении, и обеспечивают более однородную структуру болтов, а также ускоряют процесс распада метастабильной β -фазы. Это, в свою очередь, позволит достичь стабильного высокого уровня механических свойств и характеристик надежности при повышенных разрушающих нагрузках, что подтверждают результаты проведенных исследований.

Для определения разрушающих нагрузок болтов проведены испытания на разрыв (в соответствии с ОСТ 1 31101), срез (в соответствии с ОСТ 1 31101), статическую чувствительность к надрезу (в соответствии с ОСТ 1 90052), малоцикловую усталость (в соответствии с ГОСТ 25.502), многоцикловую усталость (в соответствии с ГОСТ 25.502) и усталостную долговечность (в соответствии с ГОСТ 25.502) на болтах (таблицы 2 и 3).

Таблица 2

Разрушающие нагрузки болтов при разрыве и срезе

Образец	Механические свойства				Стат. чувств. к надрезу болта из сплава ВТ47, кгс
	Разрыв, Н		Срез, Н		
	Разрушающая нагрузка на болт из сплава ВТ47	Разрушающая нагрузка на аналогичный болт из сплава ВТ16	Разрушающая нагрузка на болт из сплава ВТ47	Разрушающая нагрузка на аналогичный болт из сплава ВТ16	
Болты с потайной головкой с углом 120 градусов типа Hi-Lok М6	<u>14 308-17</u> 640 15 307	-	<u>25 744-25</u> 872 25 833	-	<u>6468-</u> <u>16072</u> 8575
Болты с уменьшенной шестигранной головкой для соединений со специальной переходной посадкой М6	<u>28 224-30</u> 380 28 910	<u>17 456-19</u> 418 18 437	<u>25 872-26</u> 166 25 989	<u>17 604-19</u> 369 18 486	<u>9604-</u> <u>14700</u> 11720
Болты с плоско-скругленной головкой и короткой резьбовой частью	<u>82 810-85</u> 940 83 104	-	<u>118 580-</u> <u>123 480</u> 120 540	-	-

Образец	Механические свойства				Стат. чувств. к надрезу болта из сплава ВТ47, кгс
	Разрыв, Н		Срез, Н		
	Разрушающая нагрузка на болт из сплава ВТ47	Разрушающая нагрузка на аналогичный болт из сплава ВТ16	Разрушающая нагрузка на болт из сплава ВТ47	Разрушающая нагрузка на аналогичный болт из сплава ВТ16	
типа Hi-Lok M10					

Конструктивной особенностью крепежных изделий из титановых сплавов является то, что разрушение болтов обычно происходит в самом слабом месте – головке болта. Соответственно, болты с потайной головкой показывают меньшие значения разрушающих нагрузок при разрыве, в сравнении с болтами, имеющими более массивную классическую шестигранную или плоско-скругленную головку.

Таблица 3

Разрушающие нагрузки болтов при статической чувствительности к надрезу, малоциклового усталости, многоциклового усталости, а также усталостная долговечность

Образец	Механические свойства					
	МЦУ, кол-во циклов		МнЦУ, кол-во циклов		Усталостная долговечность, кол-во циклов	
	болт из сплава ВТ47	болт из сплава ВТ16	болт из сплава ВТ47	болт из сплава ВТ16	болт из сплава ВТ47	болт из сплава ВТ16
Болты с потайной головкой с углом 120 градусов типа Hi-Lok M6	9442*	8510*	-	-	-	-

Болты с уменьшенной шестигранной головкой для соединений со специальной переходной посадкой М6	42445* *	37534* *	83082** *	75640** *	-	-
Болты с плоско-скругленной головкой и короткой резьбовой частью типа Hi-Lok M10	-	-	-	-	54622*** *	49610*** *
<p>* при $P_{\min} = 1362$ МПа, $P_{\max} = 8173$ МПа, $\nu = 1$ Гц. ** при $P_{\min} = 1744$ МПа, $P_{\max} = 10476$ МПа, $\nu = 1$ Гц. *** при $P_{\min} = 4371$ МПа, $P_{\max} = 7860$ МПа, $\nu = 30$ Гц. **** при $P_{\min} = 2156$ МПа, $P_{\max} = 2151$ МПа, $\nu = 9$ Гц.</p>						

Результаты испытаний для определения разрушающих нагрузок болтов показывают, что болты из сплава ВТ47 обладают высокими показателями механических свойств в сравнении с аналогичными изделиями из сплава ВТ16.

В целом применение НТМО на прутках из титанового сплава ВТ47 в процессе изготовления крепежных изделий обеспечивает получение структуры материала с мелкопластинчатой α -фазой преимущественно однонаправленной морфологии, что в свою очередь обеспечивает достижение повышенного уровня комплекса механических свойств, таких как временное сопротивление и сопротивление срезу.

Заключение

Используемые прутки из сплава ВТ47, поставляемые в закаленном состоянии обеспечивают достижение высоких степеней деформации в холодном состоянии и позволяют реализовать возможность применения схемы, предусматривающей холодную высадку материала при изготовлении крепежных изделий (болтов).

В процессе старения прутков из сплава ВТ47 происходит распад пересыщенного твердого раствора с выделением частиц вторичной α -фазы, что подтверждается результатами проведенного качественного

рентгеноструктурного анализа (рис. 2). Уровень прочности материала при растяжении в первую очередь определяется полнотой протекания процесса распада метастабильной β -фазы и равномерностью получаемого структурно-фазового состояния, что обусловлено реализацией доминирующего дисперсионного механизма упрочнения образцов из сплава ВТ47.

Помимо положительного влияния первичной α -фазы на распад метастабильной β -фазы в процессе старения можно предположить, что благотворное влияние на свойства также оказывают дефекты кристаллического строения и размер зерен β -фазы, наследуемые после холодной деформации при изготовлении прутков.

Учитывая влияние дефектов строения материала на процессы распада и значения механических свойств, очевидным является повышение прочности материала из сплава ВТ47 за счет проведения операций холодной высадки, которая ограничено применяется для высокопрочных ($\alpha+\beta$)-сплавов вследствие их невысокой технологической пластичности при комнатной температуре. Однако, повышенная технологическая пластичность закаленных псевдо- β -сплавов открывает широкие возможности для реализации данного метода, что подтверждается достижением высокого уровня механических и эксплуатационных свойств.

В результате проведенных исследований установлено, что применение операции холодной высадки на прутках из титанового сплава ВТ47 в процессе изготовления крепежных изделий обеспечивает получение структуры материала с мелкопластинчатой α -фазой преимущественно однонаправленной морфологии, что обеспечивает реализацию высокого комплекса механических свойств, таких как временное сопротивление и сопротивление срезу. Применение сплава ВТ47 для изготовления крепежных изделий (болтов) обеспечивает повышение их предела прочности более чем на 200 МПа в сравнении с применяемым в настоящее время для аналогичных целей сплавом ВТ16 с уровнем предела прочности ≥ 1040 МПа в термически упрочненном состоянии.

Необходимо отметить, что по результатам проведенных испытаний и анализа полученных данных крепежные изделия (болты), изготовленные из титанового сплава ВТ47 выдерживают более высокие нагрузки до $\approx 40\%$ при разрыве и до $\approx 50\%$ на срез по сравнению с аналогичными испытаниями деформационно-упрочненных изделий из титанового сплава ВТ16. По сравнению с аналогичными испытаниями термоупрочненных изделий из титанового сплава ВТ16 изделия из сплава ВТ47 выдерживают более высокие нагрузки до $\approx 20\%$ при разрыве и срезе. Это объясняется более высоким уровнем прочности сплава ВТ47 после окончательной термической обработки, по сравнению со сплавом ВТ16.

Добиться дополнительного повышения уровня разрушающих нагрузок крепежных изделий (болтов) возможно за счёт оптимизации процесса их производства, направленной на повышение механических характеристик в самом слабом месте изделия – зоне головки крепежных изделий (болтов).

Возможность достижения высоких значений прочностных характеристик в совокупности с высокой технологической пластичностью делает актуальным применение псевдо- β -сплава ВТ47 в качестве материала крепежных деталей.

Литература

1. Каблов Е.Н. Доминанта национальной технологической инициативы. Проблемы ускорения развития аддитивных технологий в России // *Металлы Евразии*, 2017. № 3. С. 2–6.
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.
3. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Si– β -стабилизаторы // *Авиационные материалы и технологии*, 2020. № 1. С. 30–37. Doi: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
4. Власов А.П. Прогрессивные крепежные изделия – М.: Машиностроение, 1991. 256 с.
5. Володин В.А. Крепежные системы для высоконагруженных авиационных конструкций. Опыт и перспективы применения в гражданских самолетах// *Международная энциклопедия CALS. Авиационно-космическое машиностроение*. М: ОАО «НИЦ АСК», 2015. С. 125–128.
6. Володин В.А. Братухин В.А. Технологические особенности изготовления крепежных систем для соединения композиционных материалов // *Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева*. 2017. № 2 (117). С. 113–117.
7. Панин П.В., Ночовная Н.А., Каблов Д.Е., Алексеев Е.Б., Ширяев А.А., Новак А.В. Практическое руководство по металлографии сплавов на основе титана и его интерметаллидов. Учебное пособие/ под. общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2020. 200 с.
8. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003. 352 с.
9. Ночовная Н.А. Исследование влияния параметров изотермической деформации и термической обработки на структуру и механические свойства штамповки из сплава ВТ6ч // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2017. № 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 30.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-3-3.

10. Глазунов С.Г., Ясинский К.К. Титановые сплавы для авиационной техники и других отраслей промышленности // Технология легких сплавов. 1993. № 7-8. С. 47–54.
11. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368 с.
12. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
13. Моисеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития // Металловедение и термическая обработка металлов 1998. № 12. С. 11–14.
14. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim. 2003. P. 513.
15. Whittaker J. T., Ductility and Use of Titanium Alloy and Stainless Steel Aerospace Fasteners. Degree of Master of Science in Mechanical Engineering Department of Mechanical Engineering College of Engineering University of South Florida. USA, Florida University of South Florida. 2015. P. 91.
16. Биргер И.А., Иосилевич Г.Б. Резьбовые и фланцевые соединения. М.: Машиностроение, 1990. 368 с.
17. Колганов И.М. Технологичность авиационных конструкций, пути повышения. Часть 1: Учебное пособие. Ульяновск: УлГТУ, 2003. 148 с.
18. Boyer R.R., Briggs R.D. The Use of β Titanium Alloys in the Aerospace Industry // Journal of Materials Engineering and Performance. 2005. Vol. 14 (6). P. 681–685.
19. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Молодцов С.В. Вклад ВИАМ в разработку легких сплавов и борьбу с коррозией изделий ракетно-космической техники // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2020. № 2. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.12.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-22-30.
20. Панин П.В., Лукина Е.А., Алексеев Е.Б. Влияние легирования водородом на структуру и фазовый состав листовых полуфабрикатов из титанового сплава BT23 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. № 7. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.12.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-49-57.
21. Панин П.В., Дзунович Д.А., Лукина Е.А. Влияние легирования водородом на технологическую пластичность и текстуру листовых полуфабрикатов из титанового сплава BT23 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. № 7. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.12.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-58-68.
22. Santhosh R., Geetha M., Nageswara Rao M. Recent Developments in Heat Treatment of Beta Titanium Alloys for Aerospace Applications // Trans Indian Inst Met. 2017. V. 70 (7). P. 1681–1688.
23. Bania P.J., Hutt A.J., Adams R.E. Ultra high strength titanium alloy for fasteners // Ti-92 Science and Technology (Proceedings of the 7th World

Conference on Titanium), The Minerals, Metals & Materials Society, 1993. P. 2899–2906.

24. Дуюнова В.А., Путырский С.В., Арисланов А.А., Крохина В.А., Ширяев А.А. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства прутков из сплава ВТ47 // Авиационные материалы и технологии, 2021. № 4. С. 26–34. Doi: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-26-34.

25. Колачёв Б.А., Садков В.В., Талалаев В.Д. Вакуумный отжиг титановых конструкций. М.: Машиностроение, 1991. 224 с.

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

27. Inagaki, I.; Shirai, Y.; Takechi, T.; Ariyasu, N. Application and Features of Titanium for the Aerospace Industry; Nippon Steel & Sumitomo Metal: Osaka City, Japan, 2014; pp. 22–27.

УДК 539.3-620.1

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ
УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ
ПРОУШИН ДИАФРАГМ ИЗ СПЛАВА 1933
ПРЕДКРЫЛКА САМОЛЕТА**

Д.В. Гриневич¹, к.т.н.; Н.О. Яковлев¹, к.т.н.; И.В. Гулина¹,
Дзандаров Д.-С.В.¹, Шерстюк¹ Ф.А., А.А. Глаговский², Ю.В. Ермакова²

**RESEARCH OF THE INFLUENCE OF FATIGUE LOADING
PARAMETERS ON THE DURABILITY OF AIRCRAFT
SLAT'S EYELETS OF ALLOY 1933**

D.V. Grinevich¹, N.O. Yakovlev¹, I.V. Gulina¹, D.-S.V. Dzandarov¹,
F.A. Sherstyuk¹, A.A. Glagovskiy², Yu.V. Ermakova²

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)*

¹*Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute» (NRC «Kurchatov institute» - VIAM)*

²*Филиал ПАО «Корпорация «Иркут» - «Региональные самолёты»*

Аннотация

В работе проведено исследование проушин различной формы из сплава 1933, проведено моделирование статического и усталостного нагружения проушин. Определена модель материала для оценки усталостной долговечности. Получены результаты по зависимости долговечности от среднего напряжения, асимметричности цикла, частоты нагружения.

Ключевые слова:

усталостная долговечность, моделирование, испытания, разрушение

Abstract

The study of eyelets of various shapes made of alloy 1933 was carried out, modeling of static and fatigue loading of eyelets was carried out. The model of the material for the evaluation of fatigue durability is determined. The results

on the dependence of durability on the average voltage, cycle asymmetry, and loading frequency are obtained.

Keywords:

fatigue, simulation, testing, fracture

В современных летательных аппаратах широко применяют шарнирные соединения (шасси, узлы поворота крыла, механизмы перекоса и управления лопастями винта вертолетов и др.). Актуальной является задача исследования работоспособности данных соединений и концентрации напряжений в них, что определяет долговечность таких соединений. В данной работе представлено расчетно-экспериментальное исследование усталостного нагружения с дополнительным монтажным напряжением на долговечность проушин диафрагм из сплава 1933 предкрылка самолета.

Высокопрочный сплав 1933 нашел применение в самых ответственных, силовых конструкциях, благодаря своим свойствам и высокой технологичности. Сплав 1933 в состоянии ТЗ широко применен в самолетах SSJ в виде крупногабаритных поковок, штамповок и прессованных полос для массивных элементов внутреннего силового каркаса. Его применение позволяет снизить массу конструкции на 10–15 % и продлить эксплуатационный ресурс конструкции в 1,5 раза.

Исследование проводилось на КПО, имитирующих проушины диафрагмы типовой конструкции с втулками предкрылка самолета, выполненной по серийной технологии. КПО выполнялись в двух вариантах, представленных на рисунке 1 а, б. Ширина КПО равна 32 мм, толщина 7 мм, расстояние между отверстиями 100 мм, диаметр отверстий 11 мм, внутренний диаметр втулок 8 мм. Радиусы скругления проушин: КПО 1 – 12 мм, КПО 2 – 24 мм. Общая длина составляет для КПО 1 – 124 мм, КПО 2 – 128 мм. Кольцевидные вкладки выполнены из стали. Нагружение производилось через шпильки.

Исследование включало в себя: статическое испытание на растяжение, усталостные испытания КПО 1, КПО 2 и стандартных образцов полоса с отверстием при различных уровнях нагружения (σ_m , σ_a) и частотах (f). Испытания проводились до разрушения образцов. В случае неразрушения образца при достижении базы $N_\sigma = 10^6$ циклов образец снимался без разрушения.



Рис. 1 – Образцы: а) схема КПО 1, б) КПО 2

При статическом растяжении средняя разрушающая нагрузка для КПО 1 составила 32,17 кН, для КПО 2 – 38,3 кН.

По исходным данным, было проведено моделирование нагружения КПО. Модель материала проушины – изотропная линейная с модулем упругости 70,6 ГПа. Шпильки принимались жесткими, материал втулок – сталь (модуль упругости 210 ГПа). Шпильки и втулки соединялись связанным контактом. Между втулкой и проушиной задавался контакт с трением (брался коэффициент 0,5). Нижняя шпилька закреплялась по краям, к верхней прикладывалась нагрузка.

Для моделирования монтажного нагружения брался максимальный натяг согласно Н8 – равный 14 мкм. Для обеспечения такого перемещения втулка подвергалась температурному воздействию, благодаря которому радиальное перемещение составляет $u_r = 14$ мкм (без проушины) – рисунок 2 а. Напряжения в проушине от монтажного нагружения представлены на рисунке 2 б, в.

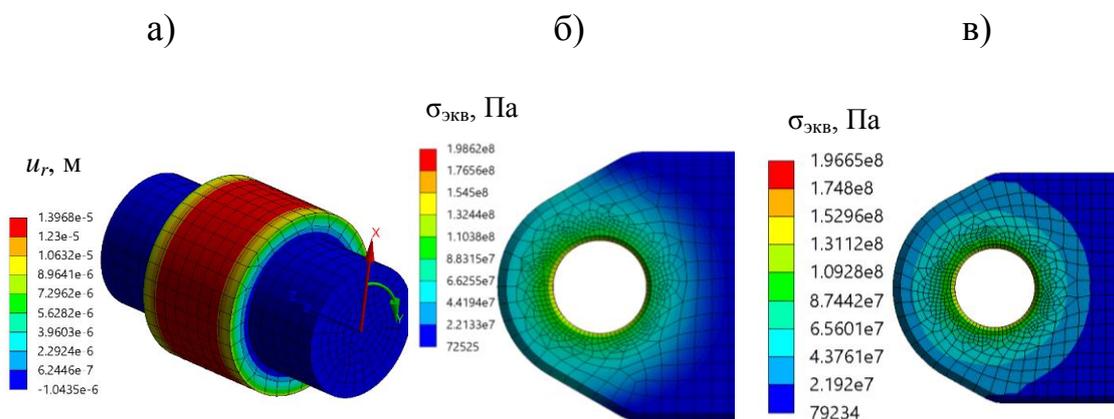


Рис. 2 – Монтажное нагружение: а) шпилька с вкладкой, б) КПО1, в) КПО2

На рисунке 3 представлены поля напряжений при статическом нагружении. Максимальные напряжения распределены по сторонам от отверстия и их распределение соответствует направлениям, по которым происходило разрушение образцов.

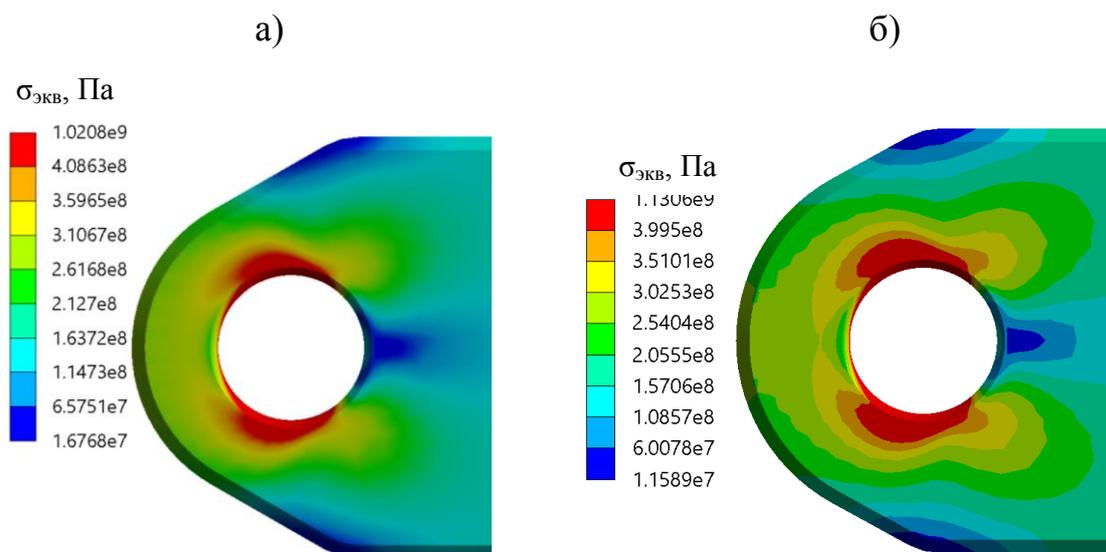


Рис. 3 – Статическое нагружение: а) КПО1, б) КПО2

Для получения усталостных свойств материала для моделирования, было произведено исследование усталостной долговечности сплава 1933 (коэффициент асимметрии $R=0,1$; частота $f=3$ Гц) на образцах полоса с отверстием с коэффициент концентрации $K_t = 2,6$ (рисунок 4). По полученным экспериментальным данным была построена аппроксимирующая кривая усталости типа $N\sigma^m = 10^C$ (рис. 4 б-1). Далее данная кривая смещалась в соответствии с коэффициентом концентрации $K_t = 2,6$ и получалась кривая для модели сплава 1933 (рис. 4 б-3). Согласно полученной модели, производился расчет долговечности полосы с отверстием для сравнения (рис. 4 б-4). Данная модель долговечности сплава 1933 закладывалась в расчет усталостной долговечности проушин КПО 1 и КПО 2.

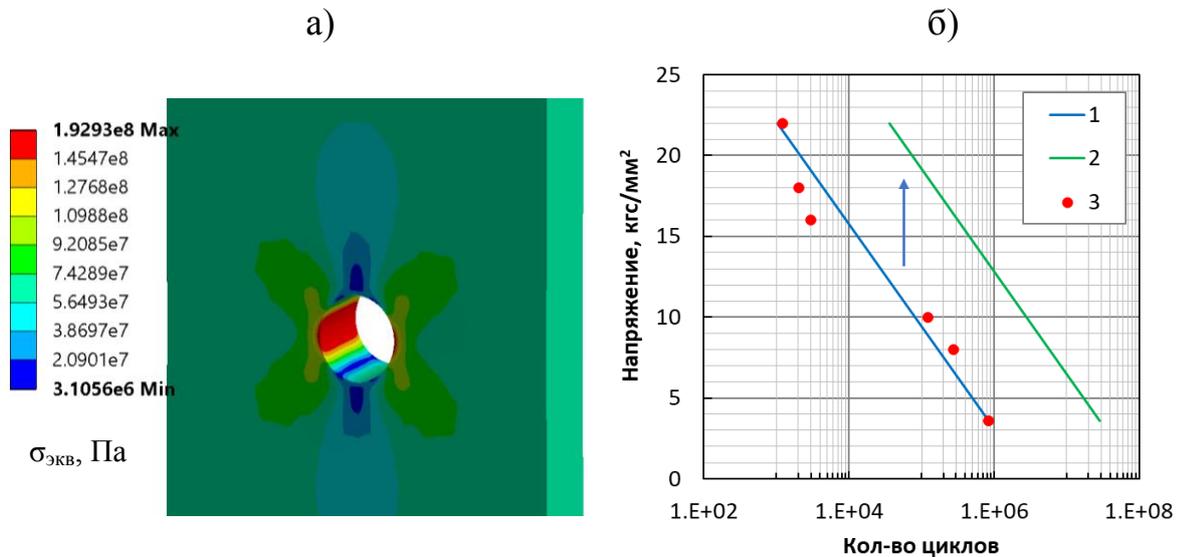


Рис. 4 – Полоса с отверстием: а) моделирование, б) результаты испытаний:

1 – экспериментальная аппроксимирующая кривая, 2 – кривая для модели сплава 1933, 3 – полученные расчетные значения

На рисунке 5 представлены результаты испытаний на усталость с частотой 3 Гц и коэффициентом асимметрии $R = 0,1$. Также приведены расчетные результаты, полученные по модели.

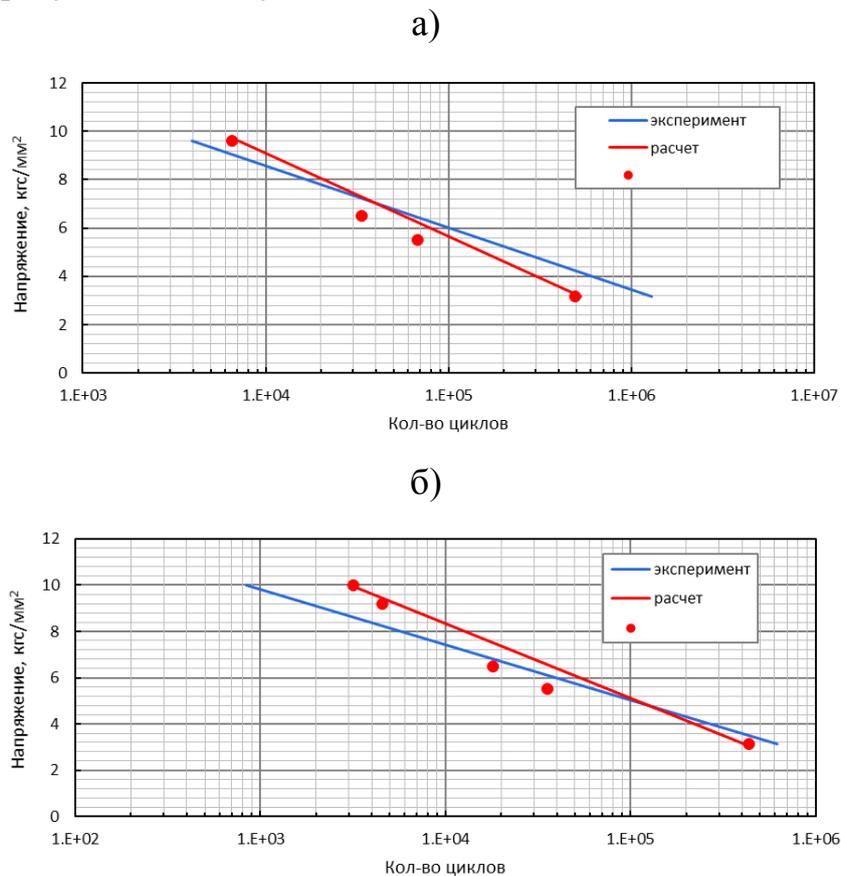


Рис. 5 – Усталостная долговечность $R = 0,1$; $f = 3 \text{ Гц}$: а) КПО 1, б) КПО 2

Получены следующие значения аппроксимирующих кривых усталости: $m_1 = 5,19$; $C_1 = 13,85$; $m_2 = 5,72$; $C_2 = 14,31$.

Проводилось исследование влияния уровня среднего напряжения σ_m на усталостную долговечность КПО1 и КПО 2 при частоте нагружения $f = 3$ Гц.

По уровню нагружения амплитудным значением $\sigma_a = 5$ кг/мм² хорошо прослеживается зависимость, что снижение уровня среднего напряжения σ_m дает увеличение количества циклов до разрушения проушин. Снижение в 2 раза среднего напряжения вызвало рост на два порядка количества циклов до разрушения.

Влияние частоты нагружения на усталостную долговечность проушин исследовалось отдельно для асимметрии $R = 0,1$ (рисунок 6), а также для разных сочетаний уровней нагрузки и асимметрии циклов (рисунок 7). Испытания проводились для частот 10, 60 и 100 Гц. Как видно из рисунка 6 повышение частоты приводит к снижению усталостной долговечности как для проушин типа КПО 1, так и проушин КПО 2.

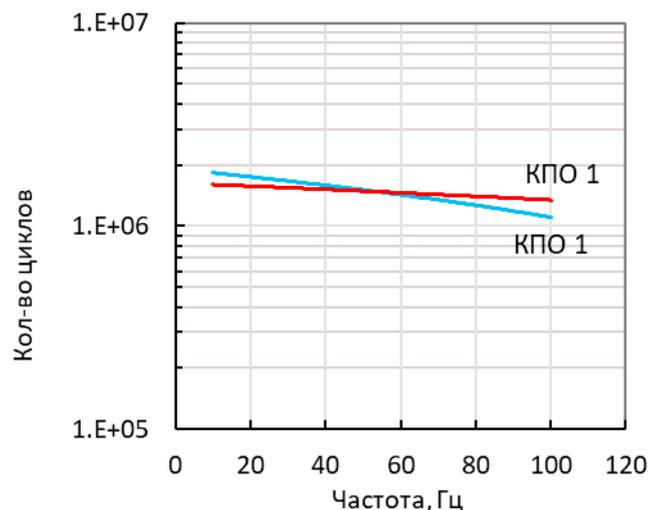


Рис. 6 – Усталостная долговечность при разных частотах ($R = 0,1$)

Согласно рисунку 7 получены более сложные зависимости частот и уровней нагружения. Для некоторых уровней нагрузки получено снижение, для некоторых увеличение усталостной долговечности при повышении частот испытаний. Прослеживается нечеткая тенденция влияния уровня амплитуды напряжения σ_a на характер изменения свойств: при низких уровнях σ_a долговечность снижается от возрастания частоты, при высоких уровнях σ_a долговечность, наоборот, растет. Подобных эффектов безусловно требует дополнительных исследований.

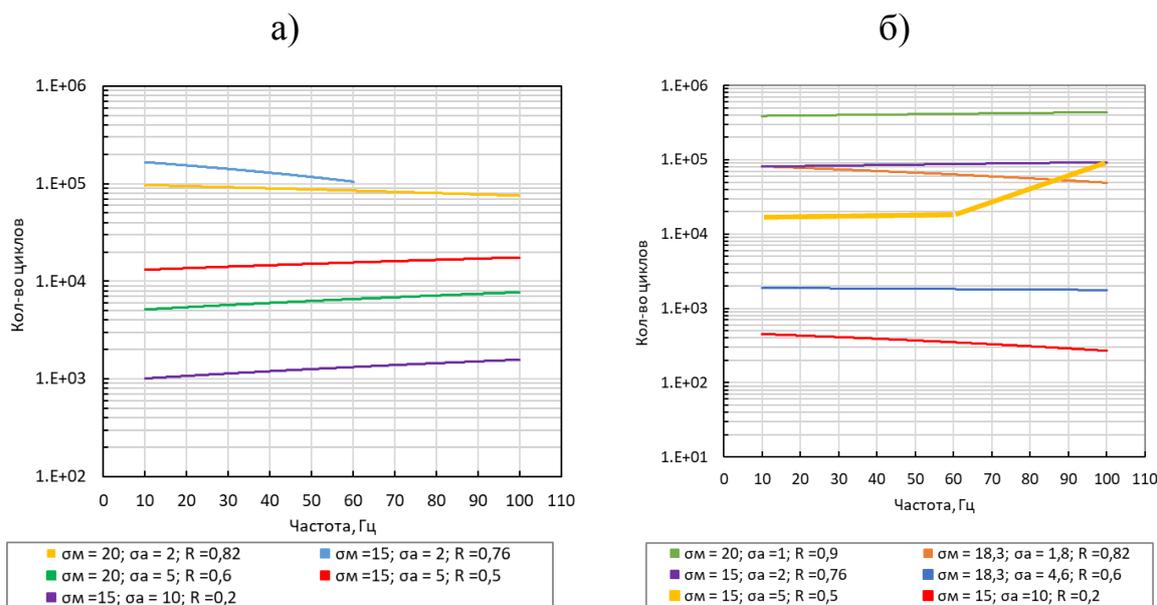


Рис. 7 – Усталостная долговечность при разных частотах:
а) КПО1, б) КПО 2

Выводы

В работе проведено исследование проушин различной формы из сплава 1933, проведено моделирование статического и усталостного нагружения проушин. Определена модель материала для оценки усталостной долговечности. Получены результаты по зависимости долговечности от среднего напряжения σ_m , асимметрии цикла R , частоты нагружения.

Библиографический список

1. Смирнов Н.Н., Владимиров Н.И., Черненко Ж.С. и др. Техническая эксплуатация летательных аппаратов: учеб. для вузов. / под ред. Н.Н. Смирнова. М.: Транспорт, 1990. 423 с.
2. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Оглодкова Ю.С., Оглодков М.С. Опыт и перспективы применения алюминий-литиевых сплавов в изделиях авиационной и космической техники // *Металлург*. 2021. № 1. С. 62–70.
3. 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 10.01.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-33-40.

4. Каблов Е.Н., Дынин Н.В., Бенариев И., Щетинина Н.Д., Самохвалов С.В., Неруш С.В. Перспективные алюминиевые сплавы для паяных конструкций авиационной техники // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. Т. 19. № 4. С. 179–192.

5. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing // Herald of the Russian Academy of Sciences. 2020. Vol. 90. No. 2. P. 225–228.

6. Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии, 2017. № 5. С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-195-211.

7. Яковлев Н.О., Селиванов А.А., Гулина И.В., Гриневиц А.В. К вопросу о долговечности шарнирно-болтовых соединений // Авиационные материалы и технологии, 2020. № 4. С. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-79-85.

8. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии, 2020. № 4. С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.

9. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 440–448.

10. Avtaev V.V., Yakovlev N.O., Erasov V.S., Podzhivotov N.Y. Determination of the crack tip position by digital image correlation during static and cyclic fracture toughness tests of aluminum alloys // Russian metallurgy (Metally). 2019. Т. 2019. № 4. С. 458–465.

11. Автаев В.В., Яковлев Н.О. Исследование статической трещиностойкости и сопротивления разрушению тонколистового алюминиевого сплава методом корреляции цифровых изображений // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 2. С. 29–35.

12. Орешко Е.И., Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Уткин Д.А. Исследование пластической деформации металла методом индентирования // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т. 88. № 2. С. 64–70.

13. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Уткин Д.А. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1. С. 10.

14. Димитриенко Ю.И., Губарева Е.А., Сборщиков С.В., Ерасов В.С., Яковлев Н.О. Численное моделирование и экспериментальное исследование деформирования упругопластических пластин при смятии //

Математическое моделирование и численные методы. 2015. № 1 (5). С. 67–82.

15. Сулимина Я.В., Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Ампилогов А.Ю., Поляков А.Н., Автаев В.В., Смагин Е.И., Щиглик О.И. Современные методики испытаний металлических материалов на смятие // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 7. С. 41–49.

16. Яковлев Н.О., Гриневич Д.В., Мазалов П.Б. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния при сжатии сетчатой конструкции, синтезированной методом селективного лазерного сплавления // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естественные науки. 2018. № 6 (81). С. 113–127.

17. Гриневич Д.В., Яковлев Н.О., Мазалов П.Б. Применение расчетной линейной гомогенизации для анализа ячеистых конструкций, синтезированных по аддитивным технологиям // Вестник машиностроения. 2021. № 2. С. 72–76. DOI: 10.36652/0042-4633-2021-2-72-76.

18. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Автаев В.В., Котова Е.А. Разрушающие методы определения остаточных напряжений (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). С. 95–104.

19. Фридляндер И.Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов. Избранные труды. М.: Наука, 2013. 291 с.

20. Фридляндер И.Н., Яценко К.П., Терентьева Т.Е., Хелковский-Сергеев Н.А. Бериллий – материал современной техники: Справочное издание М.: Металлургия, 1992. 128 с.

УДК 669.715

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ФОРМИРОВАНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ СВОЙСТВ ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВА А5М

И.В. Снегирёв¹; Т.В. Мальцева¹, к.т.н.

I.V. Snegirev¹, T.V. Maltseva¹

igor_snegirev@mail.ru, for_mtv01@mail.ru

¹ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод»,
г. Каменск-Уральский, Свердловская обл.

Аннотация

Проведено исследование анизотропии механических свойств плоского проката из сплава А5М. Выявлено влияние температуры окончательного отжига на характер анизотропии. Отражен характер изменения анизотропии при холодной прокатке. Отмечено влияние горячей прокатки на формирование анизотропии механических свойств.

Реферат

Одной из проблем при операциях глубокой вытяжки плоских полуфабрикатов из алюминиевых сплавов является образования фестонов и гофр в результате неблагоприятного характера анизотропии и относительно невысокой пластичности металла. Поэтому технологические режимы прокатки необходимо формировать исходя из дальнейших операций.

Так как физической основой возникновения анизотропии свойств является текстурообразование при деформации, а также термическая обработка, необходимо произвести изменения в технологии обработки и определить факторы, влияющие на формирования анизотропных свойства плоского проката.

В работе были выделены следующие факторы, влияющие на анизотропию механических свойств проката из алюминиевого сплава: гомогенизация и температура нагрева слитка перед горячей прокаткой; режимы холодной деформации; режимы окончательной термической обработки.

Ключевые слова:

алюминиевые сплавы, механические свойства, анизотропия

Annotation

Anisotropy of mechanical properties of flat rolled stock from alloy A5M was investigated. The effect of the final annealing temperature on the nature of anisotropy was revealed. The nature of the change in anisotropy during cold rolling is reflected. The effect of hot rolling on the formation of anisotropy of mechanical properties is noted.

Abstract

One of the problems in the deep drawing operations of flat semi-finished products from aluminum alloys is the formation of festoons and corrugations as a result of the unfavorable nature of the anisotropy and the relatively low plasticity of the metal. Therefore, the technological modes of rolling must be formed on the basis of further operations.

Since the physical basis for the occurrence of anisotropy of properties is texture formation during deformation, as well as heat treatment, it is necessary to make changes in the processing technology and determine the factors that affect the formation of anisotropic properties of flat products.

The following factors affecting the anisotropy of the mechanical properties of rolled aluminum alloy were identified in the work: homogenization and heating temperature of the ingot before hot rolling; cold deformation modes; modes of final heat treatment.

Keywords:

aluminums alloys, mechanical properties, anisotropy

Введение

Одной из проблем при операциях глубокой вытяжки плоских полуфабрикатов является образования фестонов и гофр [3]. На рисунках приведено изображение заготовок после вытяжки с образованием дефектов (рисунок 1) и без дефектов (рисунок 2).



Рис. 1 – Заготовки после вытяжки с образованием дефектов



Рис. 2 – Заготовки после вытяжки

К фестонообразованию приводит неблагоприятный характер анизотропии и относительно невысокая пластичность металла [2]. Поэтому технологические режимы прокатки необходимо формировать исходя из дальнейшей операции глубокой вытяжки, а также требуется определить эффективные показатели анизотропии.

Так как физической основой возникновения анизотропии свойств является текстурообразование [1] при деформации, а также термическая обработка, необходимо произвести изменения в технологии обработки и определить факторы, влияющие на формирования анизотропных свойства плоского проката.

На основании вышеизложенного можно выделить следующие факторы, влияющие на анизотропию механических свойств проката из сплава А5М:

1. Гомогенизация и температура нагрева слитка перед горячей прокаткой.
2. Режимы холодной деформации.
3. Режимы окончательной термической обработки.

Материалы и методы

С целью определить влияние гомогенизации на анизотропию механических свойств проката из алюминиевого сплава А5М производился запуск слитков сечением 500x2000 мм по четырем режимам:

Режим 0 – нагрев заготовки до температур 430 - 480⁰С, горячая прокатка;

Режим 1 – гомогенизация ($T_{\text{гом}} = 615$ °С, $t_{\text{выд}} = 3$ часа), охлаждение до 430–480 °С, горячая прокатка

Режим 2 – гомогенизация ($T_{\text{гом}} = 615$ °С; $t_{\text{выд}} = 3$ часа), охлаждение до 480–500 °С, горячая прокатка.

Режим 3 – нагрев заготовки до температур 480–500 °С, горячая прокатка.

После обработки опытных партий по вышеуказанным режимам при резке рулона на листы производился отбор образцов размером 25x205 мм в трёх направлениях относительно направления прокатки: в продольном (LT), поперечном (L) и под углом 45°. Данные по механическим испытаниям приведены в таблице 1.

Таблица 1

Механические свойства листов из сплава А5М
в зависимости от направления прокатки

№ режима	Направление вырезки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа			δ , %		
		Мин	Макс	Ср.зн.	Мин	Макс	Ср.зн.
0	LT	63	78	69,5	36	55	45,7
	L	66	75	70	40	51	45,2
	45°	80	81	80,7	51	53	52
1	LT	70	76	73,3	41	52	47,3
	L	75	80	76,8	35	47	42,7
	45°	75	82	78,6	45	55	50,4
2	LT	68	74	70,4	42	48	46,2
	L	71	78	73,8	40	46	43,3
	45°	71	81	75,5	48	55	50,5
3	LT	68	73	71,3	45	55	48,8
	L	71	76	73,8	37	48	44
	45°	77	80	78,5	47	57	52,5

Наилучшие показатели пластичности наблюдаются при обработке по режиму 3. Гомогенизация не принесла положительного эффекта, увеличение температуры отжига способствует повышению пластичности

проката. Наибольший вклад в пластичность металла вносит температура нагрева заготовки под горячую прокатку.

Исходные данные по экспериментальным слиткам приведены в таблице 2.

Таблица 2

Условное обозначение и размерные характеристики слитков

№ партии	Сечение слитка, мм	Размер после горячей прокатки, мм	Режим гомогенизации	Номинальный размер, мм
73219	575×1100×43 00	7×1375	T _{мет} =615 °С выдержка 3 часа	1,6×1300
73224	575×1100×43 00	7×1567	T _{мет} =615 °С выдержка 3 часа	1,6×1490
73223	575×1100×43 00	7×1555	T _{мет} =615 °С выдержка 3 часа	1,6×1490
73220	575×1100×43 00	7×1422	T _{мет} = 615 °С выдержка 3 часа	2,2×1350
73221	575×1100×43 00	7×1553	T _{мет} = 615 °С выдержка 3 часа	1,6×1490
73222	575×1100×43 00	9×1555	T _{мет} = 615 °С выдержка 3 часа	1,6×1490
14597	Литой рулон 6,5×1620			1,6×1490

Экспериментальная часть

Анализ изменения механических свойств плоского проката в различных направлениях производился на образцах – по три образца для каждой толщины, состояния и направления – от подката на стане горячей прокатки, от горячекатаного рулона, на промежуточных толщинах и на конечной толщине (таблица 3).

Таблица 3

Механические свойства плоского проката в зависимости от стадии обработки и направления вырезки

Партия	Толщина	Направление	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
73223	1,6(М)	L	75,67	38,67	45,23
		LT	72,00	36,00	52,23
		45	72,67	37,00	54,70
	1,6(Н)	L	157,00	148,67	8,40

Партия	Толщина	Направление	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
		LT	157,33	149,67	5,80
		45	145,33	138,00	6,00
		L	147,67	137,67	10,80
	2,35(Н)	LT	154,67	147,00	6,50
		45	142,67	133,33	6,17
		L	132,67	124,33	9,00
	4,0(Н)	LT	139,00	133,00	9,07
		45	128,67	121,33	8,73
		L	107,00	99,67	25,03
	7(ГК)	LT	110,33	107,67	18,13
		45	100,00	98,33	13,60
		L	79,67	42,33	40,77
73222	1,6(М)	LT	77,33	41,00	50,80
		45	79,67	42,00	50,60
		L	158,33	147,00	9,37
	2,5(Н)	LT	161,00	152,33	7,00
		45	149,00	139,00	6,10
		L	159,00	141,00	8,57
	3,5(Н)	LT	163,00	146,33	6,43
		45	152,00	135,33	7,53
		L	135,33	123,67	11,90
	6,5(Н)	LT	137,67	130,67	10,77
		45	127,33	120,33	10,23
		L	117,00	103,33	22,77
	9(ГК)	LT	118,67	114,67	17,53
		45	108,33	103,33	15,00
		L	74,3	38,7	32,1
73219	1,6 (М)	LT	71	36,7	42,3
		45	73	37	45,3
		L	155	145	5,56
	1,6 (Н)	LT	159	148,3	4,57
		45	146	135,6	4,87
		L	145,7	136,7	6,97
	2,35 (Н)	LT	154,3	147,3	5,87
		45	142,3	134,7	5,6
		L	134,7	126	12,3
	4 (Н)	LT	138	132	8,87
		45	126,7	120,3	6,33
		L	108,3	104	21,9
	7 (ГК)	LT	107,7	105,7	19,53
		45	102,2	101,3	9,63

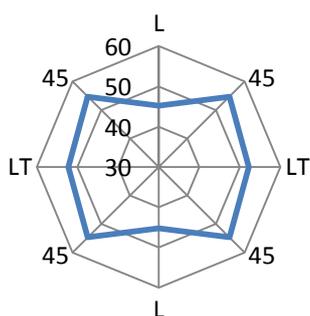
Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники

Партия	Толщина	Направление	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
	80	L	90,5		41,55
		LT	87		44,85
		45	77		41,95
73220	2,2 (М)	L	70,3	36	47,8
		LT	69	34	56,5
		45	72,3	35	58,2
	2,6 (Н)	L	148,3	138,7	9,1
		LT	153	143,3	5,7
		45	143	134	6,1
	3,85 (Н)	L	133	123,7	10,6
		LT	139	132	9,03
		45	128	120,7	10,83
	7 (ГК)	L	101	86,3	25,23
		LT	105	97	21,56
		45	95	89,3	10,5
73221	1,6(М)	L	74,33	40,00	38,03
		LT	70,33	37,33	50,03
		45	73,00	38,00	58,30
	1,6(Н)	L	160,00	152,33	6,77
		LT	163,67	156,67	4,97
		45	152,33	143,67	5,60
	2,35(Н)	L	149,67	139,67	10,43
		LT	155,33	148,00	7,07
		45	146,67	137,67	6,37
	4(Н)	L	133,67	126,67	10,20
		LT	139,33	133,00	7,87
		45	128,00	120,67	9,20
	7(ГК)	L	113,33	107,33	20,83
		LT	113,67	111,33	22,80
		45	100,67	99,33	14,60
14597	1,6(М)	L	74,67	40,00	43,33
		LT	74,00	38,00	49,97
		45	79,67	39,33	48,93
	1,6(Н)	L	167,00	160,00	6,50
		LT	176,67	171,67	5,90
		45	166,00	161,00	4,60
	2,35(Н)	L	155,33	145,33	7,17
		LT	168,00	160,00	5,37
		45	156,67	149,00	5,07
	4(Н)	L	125,00	115,67	7,00
		LT	137,67	132,00	6,63

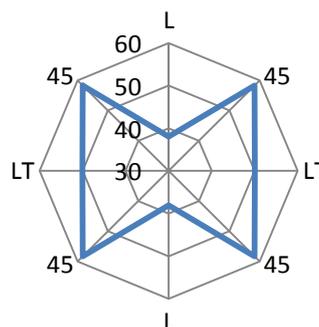
Партия	Толщина	Направление	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
		45	131,00	124,00	6,90
	6,5(ГК)	L	90,33	59,00	38,97
		LT	91,33	60,00	39,20
		45	85,33	57,00	36,47

На основании полученных данных по изменению механических свойств, представленных в таблице 3, были построены лепестковые диаграммы относительного удлинения на конечной толщине после термической обработки в зависимости от направления вырезки (рисунок 3).

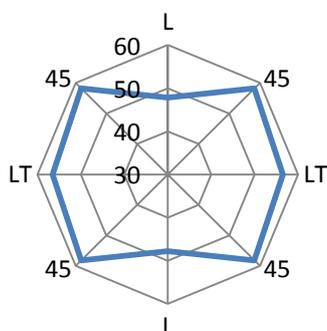
a)
Партия №73223, А5М толщина 1,6 мм, ГК - 7 мм, Si/Fe =4,2



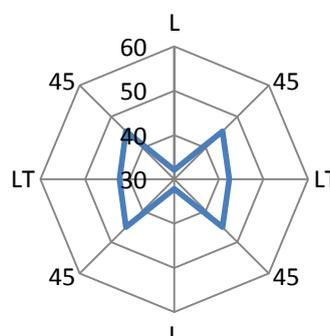
б)
Партия №73221, А5М толщина 1,6 мм, ГК - 9 мм, Si/Fe =4,6



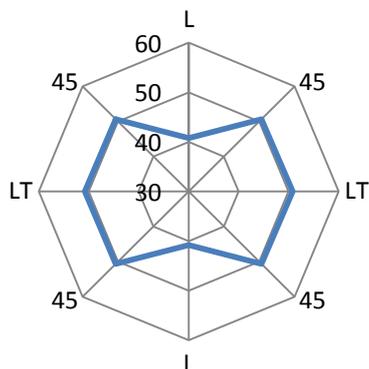
в)
Партия №73220, А5М толщина 2,2 мм, ГК- 7,0 мм, Si/Fe =4,6



г)
Партия №73219, А5М толщина 1,6 мм, ГК- 7,0 мм, Si/Fe =3,8



Партия №73222, А5М толщина 1,6 мм, ГК - 9 мм, Si/Fe =4,6



Партия №14597, А5М толщина 1,6 мм, ЛЗ- 6,5 мм, Si/Fe =2,26

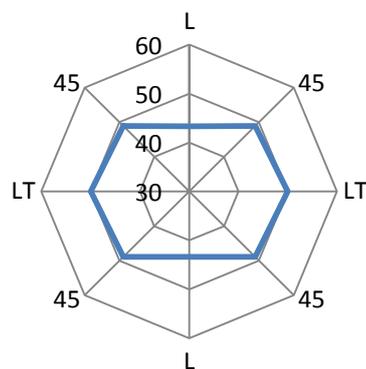


Рис. 3 – Лепестковые диаграммы

Судя по диаграммам относительного удлинения, наименьшей анизотропией обладает прокат, изготовленный из литого рулона (рисунок 3, е) сплава А5М, что, очевидно, связано с отсутствием текстуры горячей прокатки.

Если не брать во внимание литую заготовку, то наименьшая анизотропия наблюдается на партиях 73223 (рисунок 3, а) и 73220 (рисунок 3, в). Явным отличием этих партий от остальных, является пониженный условный предел текучести после горячей прокатки, что может свидетельствовать о влиянии темпа горячей прокатки на формирование анизотропных свойств плоского проката из сплава А5М.

Выводы

На горячекатаном рулоне ярко выражена анизотропия механических свойства.

Механические свойства образцов, отобранных от горячекатаных рулонов партий 73219 и 73220 в LT соответствуют состоянию Н2, что может быть связано с захолаживанием конца и начала полосы.

Свойства по центру рулона неизвестны. При следующем запуске можно разделить горячекатаный рулон пополам и вырезать контрольные полосы от середины рулона, с целью определения механических свойств.

Наименьшей анизотропией обладают листы, изготовленные из литой заготовки.

Рекомендации

Работу стоит продолжить в направлении увеличения температуры заготовки до горячей прокатки с паузами между проходами, обеспечивающими полное разупрочнение металла.

Список использованной литературы

1. Гречников Ф.В. Исследование влияния кристаллографических ориентировок на анизотропию и фестонистость ленты для производства банок [Текст] / Ф.В. Гречников, В.М. Зайцев, В.Н. Самонин, М.В. Федоров // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2001. Т. 3. № 2.
2. Шевелев В.В., Яковлев С.П. Анизотропия листовых материалов и ее влияние на вытяжку. М.: Машиностроение, 1972. 136 с.
3. Яковлев С.П., Яковлев С.С., Андрейченко В.А. Обработка давлением анизотропных материалов. Кишинев: Квант, 1997. 332 с.

УДК 621.791.725

МЕТОДЫ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С АЛЮМИНИЕВЫМИ СПЛАВАМИ, МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА

С.В. Курынтцев¹, к.э.н.; А.В. Евлампьев¹
S.V. Kuryntsev¹; A.V. Evlampiev¹

kuryntsev16@mail.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева – КАИ*

Аннотация

Проведен анализ методов и способов лазерной сварки сплавов на основе титана со сплавами на основе алюминия. Установлено, что применение некоторых способов лазерной сварки в сочетании с оптимальными параметрами режимов сварки позволяют получить механические свойства сварного соединения на уровне 75–80% сплава на основе алюминия.

Ключевые слова:

лазерная сварка, титан, алюминий, микроструктура, механические свойства

Abstract

The analysis of methods of laser welding of titanium alloys with aluminum alloys has been carried out. It has been established that the use of some laser welding methods in combination with the optimal parameters of welding regimes make it possible to obtain the mechanical properties of a welded joint at the level of 75–80 % of an aluminum alloy.

Keywords:

laser welding, titanium, aluminum, microstructure, mechanical properties

Реферат

Анализ методов и способов лазерной сварки сплавов на основе титана со сплавами на основе алюминия показал, что наиболее

распространенным способом при сварке встык является смещение лазерного луча на один из сплавов, как правило, на алюминиевый, в диапазоне 0.1–1.0 мм. Максимальные механические свойства можно получить при смещении лазерного луча на алюминиевый сплав, при этом толщина переходного интерметаллидного слоя составляет 2–6 мкм. Помимо смещения лазерного луча также применяются различные присадочные материалы или промежуточные металлы, повышающие свариваемость.

1. Вводная часть

Образование неразъемных соединений таких широко распространенных конструкционных сплавов, как сплавы на основе титана и сплавы на основе алюминия актуальная и наукоемкая задача для современного машиностроения, в частности для авиа- и ракетостроительной отраслей.

Попытки соединения биметаллических переходников из сплавов на основе титана и алюминия теплопрессовой [1, 2] и другими видами механического и термомеханического классов сварки предпринимались достаточно давно. Сваренные соединения, использовались для изготовления топливных, масляных и терморегулируемых систем летательных аппаратов и успешно прошли механические испытания. Однако, данные по соединению термическими видами сварки титана и алюминия с положительными результатами не встречаются. Лазерная сварка, благодаря своей прецизионности воздействия, высоким скоростям сварки и охлаждения, может положительно воздействовать на металлургические и термомеханические процессы при сварке сплавов на основе титана и алюминия, теплофизические свойства, которых отличаются значительно. Для сварки титана и алюминия наибольшее распространение получили нахлесточные и стыковые соединения.

Титан и алюминий имеют ограниченную растворимость по причине различия типов и параметров кристаллических решеток, различия размеров атомов и величин электроотрицательности [3]. По этим причинам при сварке титана и алюминия образуются интерметаллидные соединения (ИМС), являющиеся частным случаем химических соединений. Толщина и состав ИМС является проблемной областью сварного соединения разнородных металлов.

Основными типами соединений при сварке титана и алюминия являются стыковое и нахлесточное соединения. При лазерной сварке встык применяют метод смещения лазерного луча на одну из заготовок в диапазоне 0.1–1 мм, иногда в комбинации с использованием присадочного материала в виде проволоки, порошка или промежуточной пластины. При сварке внахлест важную роль в качестве образования соединения играет

то, на какой из металлов воздействует лазерный луч. Ввиду высокой теплопроводности сплавов на основе алюминия и низкого коэффициента поглощения лазерного излучения необходимо ввести много энергии для плавления алюминия. Граница плавления и кипения при вводе большого количества энергии является очень тонкой, что, неминуемо, приведет к образованию дефектов. Дополнительно смачиваемость титана жидким алюминием является низкой, тогда как смачиваемость алюминия жидким титаном является удовлетворительной. Ввиду низкой теплопроводности сплавы на основе титана расплавляются воздействием лазерного излучения при существенно меньших мощностях (в 2–3 раза) в сравнении со сплавами на основе алюминия. Плавление происходит стабильно с образованием механической смеси и химических соединений [4]. Важную роль играют скорости охлаждения, напрямую зависящие от скоростей сварки. Современные роботизированные комплексы для лазерной сварки позволяют применять скорости сварки до 300–400 мм/сек, что способствует минимизации ИМС до 2–6 мкм и повышению механических свойств соединений.

Целью данной работы является ознакомление с последними достижениями лазерной сварки разнородных титановых и алюминиевых сплавов на основе анализа отечественной и зарубежной литературы 2021 – 2022 годов.

2. Результаты и их обсуждение

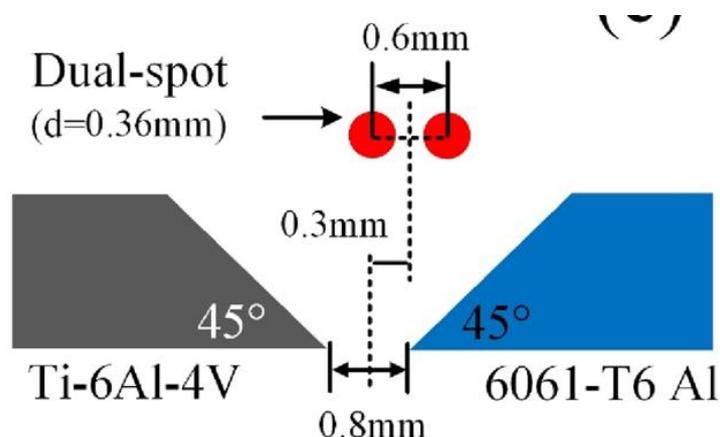
В работах [5, 6] описаны и проанализированы основные методы сварки титана и алюминия на основе анализа научных статей и патентов в период с 2016–2021 года. В конце 2021 и начале 2022 было опубликовано ещё более 10 работ, посвященных исследованию влияния методов лазерной сварки на микроструктуру и свойства сварных соединений титана и алюминия. Причем количество статей за 2021 год было приблизительно равно количеству статей за 4 года (2016–2020). Что говорит о стремительном росте интереса исследователей к данной тематике.

Исследование влияния термической обработки на механические свойства, изменение микроструктуры и распределение химических элементов сварных соединений сплава на основе титана Ti-6Al-4V и алюминиевого сплава AA6061-T6 представлены в работе [7]. Лазерную сварку проводят с применением, расфокусированного и раздвоенного поперек направления сварки, луча (рисунок 1, а) и с использованием присадочного материала на основе алюминия Al-12Si. Мощность лазерного излучения 2 кВт скорость сварки 60 мм/сек, термическую обработку проводят по стандартным режимам для алюминиевого сплава. Температура отжига 530 °С в течении разного времени (1–12 часов) в сочетании с искусственным старением при температуре 180 °С в течении

разного времени (1–20 часов). На рисунке 1, а представлена принципиальная схема процесса лазерной сварки.

На рисунке 1 б представлены фотографии образцов после испытаний на растяжение. Максимальный предел прочности (260 МПа) имел образец, отожжённый в течение 2 часов и состаренный в течение 10 часов, с удлинением 0.9 мм (рисунок 1, б (с)). Минимальный предел прочности (177 МПа) имел образец без термической обработки (рисунок 1, б (а)), с удлинением 2.8 мм, что также является удовлетворительным результатом, с учетом того, что предел прочности алюминиевого сплава АА6061-Т6 (310 МПа).

а – принципиальная схема лазерной сварки



б – макроструктура после испытаний на растяжение

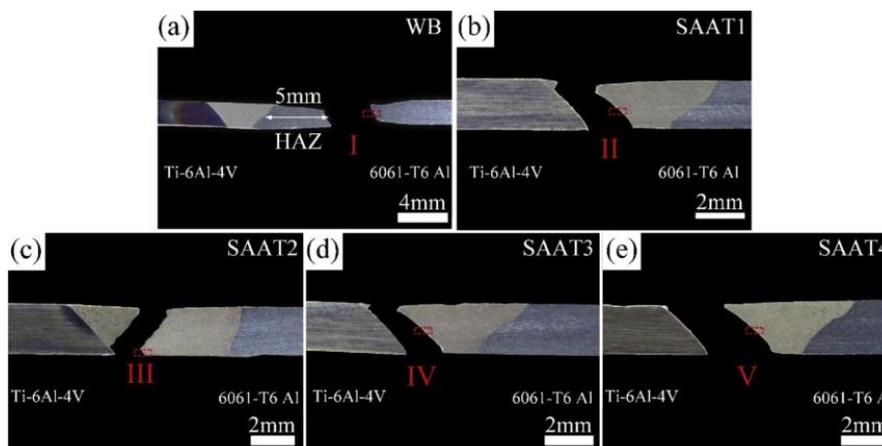


Рис. 1 – (а) принципиальная схема и (б) макроструктура соединения [7]

Подробно был исследован фазовый состав, после отжига интерметаллидный состав изменился, фазы $Ti(Al, Si)_3$, Ti_5Si_3 , $Ti_7Al_5Si_{12}$ перешли в фазу $Ti_7Al_5Si_{12}$ с высокой плотностью дефектов упаковки. Фазы $Ti(Al, Si)_3$ и Ti_5Si_3 растворились в интерметаллидах после отжига.

Присадочный материал на основе Al-12Si был использован авторами [8], тип соединения нахлесточный, поэтому пластины толщиной 0.1, 0.2,

0.3 мм были использованы в качестве промежуточного материала. Воздействие лазерным лучом производилось со стороны титанового сплава Ti6Al4V. В исследовании установлено, что толщина пластины влияет на механические свойства (испытания на срез) в диапазоне 2087–2405 Н, тогда как прямое соединение без промежуточного металла имеет 1721 Н. В данной работе не исследуется фазовый состав с помощью РЭМ, проводятся только исследования точечного химического состава, поэтому авторы получают лишь предполагаемый фазовый состав (Ti₃Al, TiAl, TiAl₃). Что существенно отличается от результатов [7], которых описывается образование сложных фаз типа Ti₇Al₅Si₁₂.

Исследование влияния обработки поверхности титанового сплава Ti6Al4V фемтосекундным лазером описано в работе [9]. Обработка производится с применением разной мощности лазерного луча (0.5, 1.0, 1.5 Вт) и по разным траекториям. После чего анализируется морфология поверхности: шероховатость и текстура поверхности (рисунок 2).

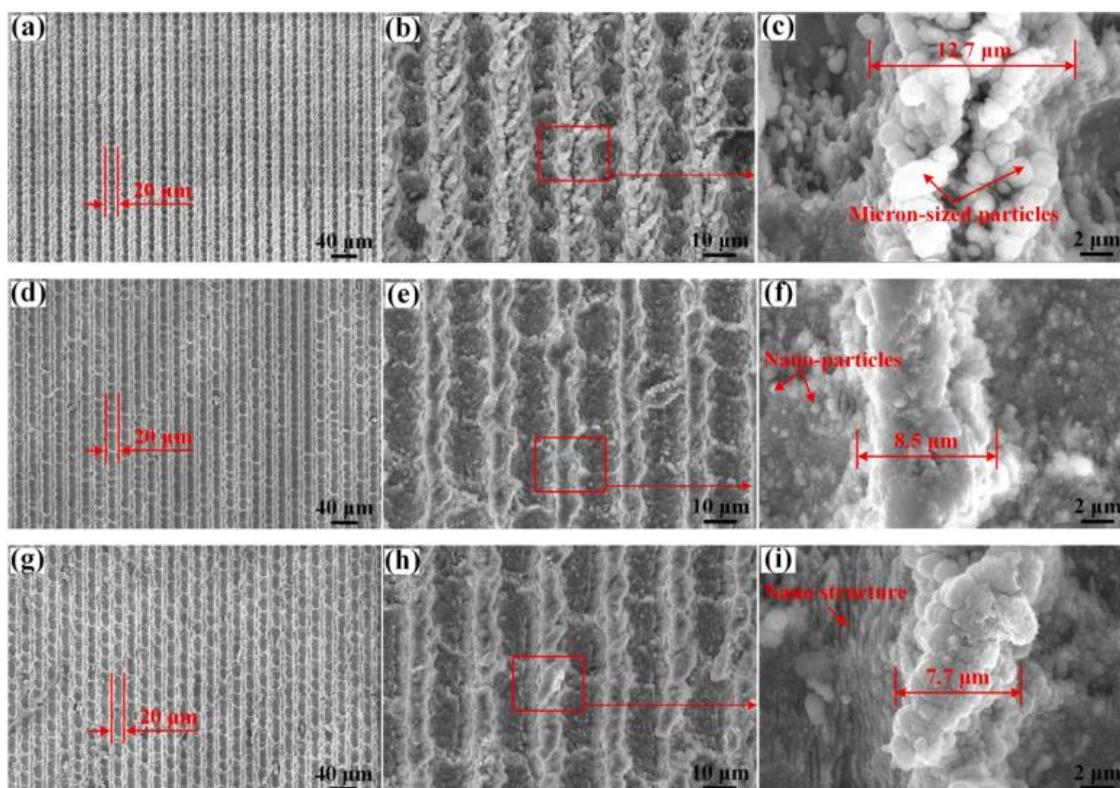


Рис. 2 – Текстура поверхности, обработанной с применением разной мощности лазерного луча (0.5 Вт (a, b, c), 1.0 Вт (d, e, f), 1.5 Вт (g, h, i)) [9]

В исследовании были проведены измерения угла смачиваемости обработанных поверхностей. Угол смачиваемости водой изменяется в пределах 4.6°–35.6°, в зависимости от мощности лазерного излучения и траектории обработки. Угол смачиваемости припоем на основе AgCu и фольгой из чистого алюминия составил 10.4° и 9.7° соответственно.

Полученные результаты были использованы при лазерной сварке титана и алюминия встык. Сварка по обработанной поверхности позволила повысить предел прочности с 181.1 МПа до 220.3 МПа, а удлинение с 4.1 % до 5.7 %.

Новым способом лазерной сварки разнородных сплавов является синхронная двухсторонняя лазерная сварка. Ранее данный способ применялся для сварки алюминиевых сплавов, в частности стрингера к обшивке [10]. Сущность способа заключается в том, что на свариваемые заготовки, собранные в вертикальном положении, с двух сторон в одну точку воздействуют двумя лазерными лучами (рисунок 3) [11]. При сварке разнородных сплавов, обладающих плохой свариваемостью, данный способ позволяет минимизировать перегрев области взаимодействия разнородных металлов, находящейся ближе к точке воздействия лазерного луча. Несмотря на высокую концентрацию энергии при лазерной сварке, как правило, в области воздействия лазерного луча на поверхность металла, тепловложение больше, чем в корневой части. Это приводит к неоднородности нагрева и более длительному взаимодействию металлов в расплавленном состоянии. В результате чего толщина, образующегося хрупкого интерметаллидного слоя будет увеличиваться, либо будет ограничена глубина проплавления. Двухсторонняя синхронная лазерная сварка позволяет образовать общую сварочную ванну при воздействии лазерных лучей с противоположных сторон, что позволит увеличить глубину проплава при меньшем перегреве металла поверхностей заготовок.

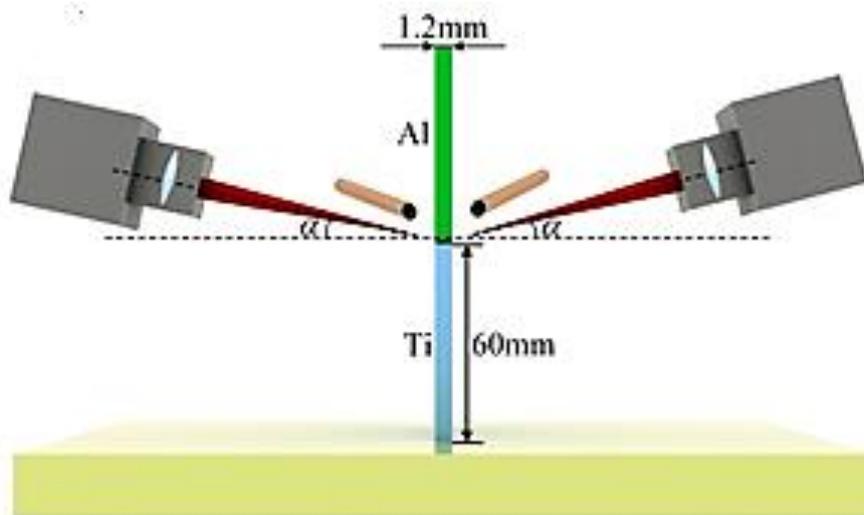
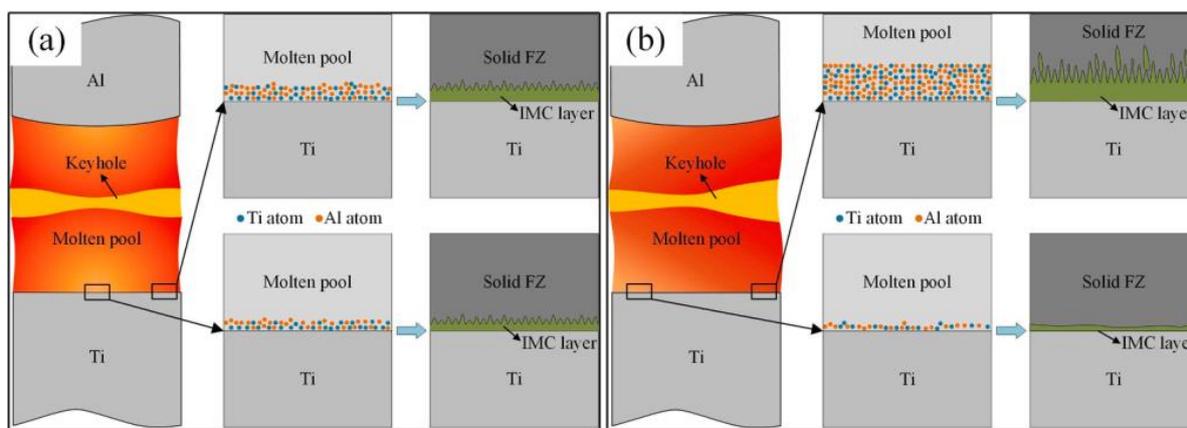


Рис. 3 – Принципиальная схема двухсторонней синхронной сварки [11]

В работе [11] представлены результаты исследования свойств и микроструктуры соединений, полученных двухсторонней синхронной лазерной сваркой алюминия (АА 1050) и титана (Ti6Al4V), с толщиной заготовок 1.2 мм. Основными варьируемыми параметрами были выбраны мощность лазерного излучения с левой и с правой стороны отдельно (от

600 до 1000 Вт в разных вариантах), смещение лазерных лучей на алюминий в диапазоне 0.4–0.6 мм, при постоянной скорости (7.5 мм/с).

На рисунке 4 представлены: схематическое изображение процесса плавления заготовок лучами одинаковой (а) и разной (б) мощности; взаимодействие атомов титана и алюминия в процессе кристаллизации; макроструктура и толщина интерметаллидного слоя. Видно, что при плавлении лучами одинаковой (800 + 800 = 1600 Вт) и разной (600 + 1000 = 1600 Вт) мощности с разных сторон достигается полный проплавление, однако, образцы, сваренные с применением разной мощности, имеют больший интерметаллидный слой, который негативно влияет на механические свойства.



Механические испытания сварных соединений, показали, что максимальный предел прочности (139 МПа, 71 % от основного металла АА1050) и удлинение (1 мм) имеет образец, полученный по режиму: $P = 800/800$, $v = 7.5$ мм/с, смещение лучей на алюминий 0.6 мм. Также были исследованы: химический состав переходного слоя и поверхности изломов.

Метод применения промежуточных материалов также остается актуальным при сварке титана и алюминия встык. В работе [12] описано применение пластины из чистого ниобия толщиной 200 мкм при сварке листов толщиной 1 мм из сплавов Ti6Al4V и АА6082, при этом лазерный луч смещен на алюминий на 0.7 мм. Предел прочности при растяжении составил 288 МПа, что составляет 75 % от предела прочности сплава АА6082.

Выводы и рекомендации

1. Существенное увеличение количества публикаций на тему лазерная сварка сплавов на основе титана со сплавами на основе алюминия в последнее время свидетельствует о том, что данная технология является перспективной.

2. Механические свойства сварных соединений титана и алюминия, образованных разными способами и методами, достигают 65–75 % от свойств основного металла алюминия. Пластичность при этом достаточно низкая.

Список литературы

1. Лукин В.И. и др. Оценка качества биметаллических соединений ВТ6С-АМгЗ, полученных теплопрессовой сваркой. Сварочное производство. 1981, 2: 41–42.

2. Ряблов В.Р., Рабкин Д.М., Курочко Р.С., Стрижевская Л.Г.. Сварка разнородных металлов и сплавов – М.: Машиностроение. 1984. 239 с.

3. Курынцев С.В., Шиганов И.Н., Морушкин А.Е. Сварка разнородных сплавов на основе титана и алюминия лазерным излучением. Сварочное производство. 2019. № 2. С. 16–21.

4. Kuryntsev SV. Microstructure, mechanical and electrical properties of laser-welded overlap joint of CP Ti and AA2024. Optics and Lasers in Engineering. 2019;112:77-86. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2016.10.008.

5. Курынцев С.В., Шиганов И.Н. Лазерная сварка разнородных металлов. Обзор. Часть 2. Фотоника. 2021. Т. 15. № 1, С. 30–45.

6. Kuryntsev S. A Review: Laser Welding of Dissimilar Materials (Al/Fe, Al/Ti, Al/Cu)-Methods and Techniques, Microstructure and Properties. Materials. 2022;15(1).

7. Li P, Lei Z, Zhang X, Chen Y. Effects of a post-weld heat treatment on the microstructure and mechanical properties of dual-spot laser welded-brazed Ti/Al butt joints. Journal of Manufacturing Processes. 2021;61:492-506.

8. Zhou X, Cao X, Zhang F, Chen Z, Duan Ja. Effects of AlSi12 interlayer on microstructure and mechanical properties of laser welded 5A06/Ti6Al4V joints. Welding in the World. 2021;65(7):1389-402.

9. Chen X, Lei Z, Chen Y, Jiang M, Jiang N, Bi J, et al. Enhanced wetting behavior using femtosecond laser-textured surface in laser welding-brazing of Ti/Al butt joint. Optics and Laser Technology. 2021;142.

10. Способ изготовления оребренных панелей и устройства для его осуществления (варианты) Курынцев С.В. Патент на изобретение 2732304 С1, 15.09.2020. Заявка № 2019137918.

11. Zhang J, Zhao J, Hu K, Gao Q, Zhan X. Improving intermetallic compounds inhomogeneity of Ti/Al butt joints by dual laser-beam bilateral synchronous welding-brazing. *Optics and Laser Technology*. 2022;146.

12. Gu X, Cui M, Chen J, Sun D, Gu X, Liu L. Laser welding of 6082 aluminum alloy to TC4 titanium alloy via pure niobium as a transition layer. *Journal of Materials Research and Technology-Jmr&T*. 2021;13:2202-9.

Системные требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM. **Использованное программное обеспечение:** Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 5 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Изд-во НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ

admin@viam.ru