



Міністерство освіти і науки України

АТ „Мотор Січ”

Запорізький національний технічний університет

ТОВ «Запорізький титано - магнієвий комбінат»

ДП Державний науково-дослідний і проектний інститут титану.

IV МІЖНАРОДНА НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ



«ТИТАН 2016: ВИРОБНИЦТВО ТА ВИКОРИСТАННЯ В АВІАБУДУВАННІ» Збірка тез



3 – 4 листопада 2016 року
м. Запоріжжя

УДК 669.295
ББК 34.33

T45 Тези доповідей IV Міжнародної науково-практичної конференції „Титан 2016: виробництво та використання в авіабудуванні”.- АТ „Мотор Січ”.- Запоріжжя, 2016 р. – 152 с.

В збірці представлено тези доповідей Міжнародної науково-практичної конференції «Титан-2016: виробництво та використання в авіабудуванні». Збірка відображає широкий спектр тематик наукових досліджень і технічних рішень, як в титановій промисловості, так і в кольоровій металургії для авіабудування. Розглянуті питання обладнання та виготовлення виробів з залученням адитивних процесів (3D-технологій). Збірка розрахована на широке коло інженерів і науковців.

Рецензенти:

Ключихін В.В., начальник УГМет АТ”Мотор Січ”.

Басов Ю.Ф., канд. техн. наук головний конструктор по серійним виробам АТ”Мотор Січ”

Внуков Ю.М., д-р техн. наук, професор, ЗНТУ

Шевченко В.Г., канд. техн. наук, доцент, ЗНТУ

Овчинников О.В., д-р. техн. наук, професор, ЗНТУ

Оригінал-макет підготовлено в Запорізькому національному технічному університеті та у Видавничому комплексі АТ”Мотор Січ”.

Комп’ютерний дизайн та верстка Омельченко О.С.

ISBN 978-966-2906-61-5

© Запорізький національний
технічний університет (ЗНТУ), 2016
© АТ”МОТОР СІЧ” 2016

ЗМІСТ

СЕКЦІЯ 1. ” АДИТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ (3D). МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ, ВИРОБИ.....	9
О.М. Ивасишин, Д.Г. Саввакин, Я.И. Мельник, А.А. Стасюк Экономически-эффективная технология получения изделий из титановых сплавов с использованием порошка наводороженного титана.....	9
Рудь А.Д., Лахник А.М., Сизоненко О.Н., Зайченко А.Д., Пристах Н.С., Рудь Н.Д. Искро-плазменное спекание механоактивированных Al-Mg порошков.....	10
Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. Электронно-лучевая 3-D наплавка с применением сварочной титановой проволоки.....	11
Тарасов А.Ф., Павленко Д.В., Алтухов А.В., Абдулов А.Р. Сапр процессов деформирования заготовок и деталей полученных методом 3D-печати.....	13
Скребцов А.А., Овчинников А.В. Получение заготовок для изготовления порошков легированных титановых сплавов для аддитивных технологий.....	17
Ianko T.B. Technological aspects of titanium powder.....	19
Дегтярев В.И., Брыков М.Н., Каменева С.А., Глотка А.А. Перспективы применения отечественных жаропрочных порошков в аддитивных технологиях для авиадвигателестроения.....	19
Ianko T.B., S.P.Panov, D.V Bachursky Characteristics of various surface finishes on titanium alloy articles.....	22
СЕКЦІЯ 2. " МЕТАЛУРГІЯ, ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ ”.....	23
Колобов Г.А. Рафинирующие переплавы и другие методы получения титана повышенной чистоты.....	23
Багрийчук А.С., Мищенко В.Г. Двухслойный композит для реакторов магнийтермического производства титана.....	24
Сошко А.И., Сошко В.А., Бергер Е.Э. Механоплазменная обработка титана.....	25
Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Особенности получения слитков сплавов на основе алюминидов	

титана в электронно-лучевых установках.....	24
Белоконь Ю.О., Жеребцов О.А., Белоконь К.В. Дослідження особливостей процесів отримання інтерметалідних титанових сплавів при нестационарних температурних умовах.....	29
Трегубенко Г.Н., Поляков Г.А., Подгорный С.Н. Термодинамический анализ возможности использования сильнозагрязненных титаносодержащих отходов при производстве титанового шлака.....	31
Протокилов И.В., Петров Д.А., Порохонько В.Б. Магнитоуправляемая электрошлаковая плавка интерметаллидных сплавов на основе титана.....	32
Трегубенко Г.Н., Поляков Г.А., Подгорный С.Н. Термодинамический анализ процесса производства титана из его тетрахлорида.....	37
Євсєєва Н.О., Міщенко В.Г. Анализ структурно-фазового состояния коррозионнотойкой стали 03X17H3Г9МБДЮЧ.....	38
Фролов Я.В., Головкин О.М., Самсоненко А.А., Прядицкий О.А. Аналіз можливостей використання процесів обробки металів тиском для виробництва композитів зі сплавами на основі титану.....	40
Іванов В. Г. Вплив титану на морфологію графітових включень у чавунах.....	41
Калинин А.В. Получение нанокристаллических композиций на основе титана управляемым плазмохимическим синтезом.....	43
Мацюк С.Н., Зеленина Е.А., Ершов А.В., Лоскутов С.В. Плазменное напыление титана на поверхность костных имплант.....	45
Григорьев С. М., Петрищев А.С. Рафинирование металлизированного молибденового концентрата низкотемпературной плазмообразующей смесью.....	46
Дулягіна З.А., Тростянчин А.М., Лемішка І.А., Джуган О.А. Гранулометричні характеристики порошку титанового сплаву ВТ6, отриманого методом відцентрового плазмового розпилення електроду....	48
Капустян О.С., Акритова Т.О., Савонов Ю.М. Отримання довгомірних пруткових заготовок з титану методами порошкової металургії.....	52
Григорьев С. М., Петрищев А.С. Математическое моделирование параметров получения лигатуры для выплавки прецизионных сплавов.....	54
Леховицер З.В., Быков И.О., Скребцов А.А., Омельченко О.С. Получение сплава ВТ8 методом порошковой металлургии в условиях АО «Мотор Сич».....	56
Критская Т.В., Журавлёв В.Н. Оптимизация параметров процесса получения монокристаллов кремния из расплава.....	57

Іванов В. Г., Шаломєєв В. А. Використання відходів магнієвих сплавів для отримання чавуну з вермикулярним графітом.....	59
Д.В. Павленко Ресурсосберегающая, импортозамещающая технология производства полуфабрикатов сложнолегированных титановых сплавов.....	60
Васильєв М.О., Філатова В.С., Яценко Л.Ф. Вплив піскоструминної обробки за температури рідкого азоту на властивості поверхні сплаву ВТ6.....	64
Березина А.Л., Рудь А.Д., Монастырская Т.А., Молебный О.А. Использование целевого микролегирования для повышения прочностных свойств и термостабильности конструкционных дисперсионотвердеющих алюминиевых сплавов.....	66
Нарівський О.Е., Маркова Н.В. Вплив домішок, розкисників і легувальних елементів на міжкристалітну корозію сплаву 06ХН28МДТ у високоокиснювальному середовищі.....	68
Павлов В.В., Шульга К.С., Яременко Е.Л., Тарасова Л.А., Исаенко Н.А. Влияние подготовки материала (титана губчатого) на процесс гидрирования.....	72
Пошивалов В. П., Кузьмицкая А. И., Жданов В. С. Низкотемпературная обработка алюминиевого сплава АМг6 после высокотемпературной выдержки.....	73
Шелягін В.Д., Бернацький А.В., Сіора О.В., Федосєєва О.В., Верболоз І.М., Колибашкін С.О. Лазерне зварювання таврових з'єднань з титанового сплаву ВТ20.....	77
Бейгельзимер Я.Е., Тарасов А.Ф., Павленко Д.В., Коцюба В.Ю. Совершенствование установок и штамповой оснастки для реализации процесса винтовой экструзии.....	78
Шелягін В.Д., Бернацький А.В., Полішко Г.О., Тунік А.Ю., Ключков І.М., Степанюк С.М., Сіора О.В., Шуба І.В. Зварювання лазерним випромінюванням технічного титану, попередньо зміцненого азотом в процесі дугошлакового переплаву.....	81
Сошко А.И., Сошко В.А., Бергер Е.Э. Обоснование эффективности механоплазменной обработка титана.....	82
Чухлеб В.Л., Клемешов Е.С., Ярошенко О.А., Халезова Т.А., Дьях Х. Исследованиековки титановых сплавов на гидравлических прессах в условиях ООО «Днепропресс Сталь».....	83
Нетребко В.В. Использование чугунных отходов титанового производства при получении отливок из высокохромистых чугунов	85
Нетребко В.В. Влияние состава высокохромистого чугуна на распределение Mn.....	86

Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В., Доценко Н.В. Влияние комплексного воздействия на структуро-образование литейного алюминиевого сплава системы Al-Si.....	88
Гречка О.В., Міщенко В.Г. Підвищення якості поверхневої обробки Fe-Cr-Al сплавів для виготовлення нагрівачів промислових електричних печей опору.....	90
Татарченко Г.О., Белошицкий Н.В. Коррозионно-электрохимическое поведение титана в присутствии озона.....	92
Алтухов А.В., Тарасов А.Ф., Абдулов А.Р., Поднебесный Н.Н. Разработка комбинированных процессов інтенсивного пластического деформирования заготовок.....	93
Вакуленко И.А., Плитченко С.А. Оценка энергии активации пластического течения при сварке трением с перемешиванием.....	96
Вакуленко И.А., Сокирко В.А., Надеждин Ю.Л. Электроимпульсная обработка сварного шва силумина.....	98
Ткач Д.В. Підвищення експлуатаційних властивостей імплантів методами інтенсивної пластичної деформації.....	100
Смоляк Ю.В. Опыт получения деформированных заготовок из сплава ВТ20 авиационного назначения.....	102
Осипенко А.В., Шевченко В.Г. Разработка ресурсосберегающей технологии получения экономнолегированных титановых сплавов....	103
Шило В.Г, Митина Т.А., Костицкая Л.П. Повышение качества титановых отливок при газостатировании.....	105
Панов С.П., Смоляк Ю.В. Развитие порошковой металлургии титана в Запорожском регионе.....	108

СЕКЦІЯ 3. „ КОНСТРУКЦІЙНІ КОЛЬОРОВІ СПЛАВИ ДЛЯ АВІАБУДУВАННЯ ”..... 110

Погрелюк І. М., Лаврись С.М., Пеньковий О.В. Вплив механічної обробки поверхні титану на формування рівня її фізико-механічних характеристик при наступній хіміко-термічній обробці.....	110
Фирстов С.А., Кулак Л.Д., Кузьменко Н.Н., Дацкевич О.В. Новые титановые сплавы на базе системы Ti-Si.....	112
Погрелюк І. М., Лаврись С. М., Зносотривкість сплаву ВТ22 з деформаційно-дифузійно зміцненими поверхневими шарами.....	113
Гиржон В.В., Смоляков А.В., Здоровец А.Ф. Лазерное легирование титана переходными металлами группы железа.....	116

Павленко Д.В., Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю., Давиденко А.А., Распорня Д.В. Массоперенос при винтовой экструзии как важный фактор обеспечения качества порошковых полуфабрикатов для ответственных деталей ГТД.....	119
Фирстов С.А., Горная И.Д., Подрезов Ю.Н., Бондарь А.А., Голтвяница В.С., Голтвяница С.К. Влияние легирования на механические свойства сплавов на основе алюминидов титана в широком интервале температур испытания.....	123
Шаломсєв В.А., Цивірко Е.І., Айкін М.Д. Магнієві сплави з підвищеним рівнем властивостей в авіабудуванні.....	124
Беженев С.А., Коцюба В.Ю., Пахолка С.Н. Определение характеристик сопротивления усталости изделий из сплавов титана в рамках акустоэмиссионной модели циклической деградации конструкционных материалов.....	125
Марковский П.Е., Бондарчук В.И. Влияние скорости деформации, микроструктуры, химического и фазового состава на механическое поведение промышленных титановых сплавов.....	127
Скуйбеда Е.Л. Способы усовершенствования технологии обработки Al-Si сплавов на основе вторичного сырья.....	130
Селиверстов А.Г., Петрик И.А., Овчинников А.В. Ремонт компрессорных моноколес из жаропрочных двухфазных титановых сплавов.....	131
Воробьев Ю.С., Куликовский Р.А., Овчарова Н.Ю. Использование алюминидов титана для лопатки ГТД.....	133
Шевченко В.Г., Жила Т.А., Перепелкина М.Н., Чернявский Д.А. Повышение деформационной способности сложнелегированного титанового сплава BT25U.....	134
Марченко Ю.А., Белов А.В., Петрик И.А. Альтернативные методы термической обработки сварных швов барабанов компрессора из титанового сплава марки BT8-1.....	139
Волчок И.П., Митяев А.А., Скребцов А.А. Закономерности формирования структуры спеченного титанового сплава BT1-0 из порошков разной фракции.....	141
Куликовський Р.А., Овчинников О.В. Перспективи розробки вітчизняних матеріалів на основі алюмінідів титану і технологій їх виробництва та обробки для конструкцій деталей ГТД.....	142
Нестеренко Т.М. Про зміну морфології поверхні титанової стружки після гідрометалургійної деоксидації.....	144
Носенко М.І. Аналіз закономірностей формування структури порошкового титану в процесі гарячого штампування пористих заготовок...	146

Фирстов С.А., Кулак Л.Д., Кузьменко Н.Н., Дорогой А.А. Установка для получения порошков сферической и чешуйчатой формы.....	147
Маковский С.Г. Повышение свойств литейного магниевого сплава МЛ-5 методом модифицирования углеродными наночастицами.....	149
Кучук-Яценко С.И., Зяхор И.В., Завертанный М.С., Чернобай С.В. Сварка давлением сплавов на основе алюминидов титана.....	150

СЕКЦІЯ 1. ” АДИТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ (3D). МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ, ВИРОБИ

УДК 669.295:621.762.5

Ивасишин О.М., Саввакин Д.Г., Мельник Я.И., Стасюк А.А.

Институт металлофизики им.Г.В.Курдюмова НАН Украины, г. Киев

ЭКОНОМИЧЕСКИ-ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКА НАВОДОРОЖЕННОГО ТИТАНА

В докладе представлены материаловедческие основы и перспективы практического применения технологии изготовления деталей из титановых сплавов, разработанной в Институте металлофизики им.Г.В.Курдюмова НАН Украины. Детали заданной формы получают технологически простым путем холодного прессования и последующего вакуумного спекания многокомпонентных порошковых смесей на основе порошка наводороженного титана (гидрида титана), что является отличительной особенностью подхода. Водород используется в качестве временного легирующего элемента для титана, оказывая положительное воздействие на процесс формирования сплава из порошковых смесей, а затем полностью удаляется из материала в процессе вакуумного спекания. Основное положительное воздействие атомарного водорода, находящегося в металле, проявляется в увеличении дефектности его кристаллической структуры, очищения поверхности от ряда примесей (кислород, хлор, углерод), и активации процессов спекания порошка. В результате, сплавы, полученные без приложения давлений в процессе спекания, имеют повышенную относительную плотность (до 98.5-99.5%), требуемый фазовый состав, и однородную микроструктуру, а конечное содержание примесей (в том числе, водорода) соответствует требованиям международных стандартов. Это обеспечивает высокие механические характеристики полученных титановых сплавов, не уступающие характеристикам соответствующих литых и горячедеформированных материалов, при относительной простоте операций и высоком коэффициенте использования металла, что существенно снижает себестоимость изделий. Технология может широко применяться для изготовления авиационных деталей, не подвергающихся критическим нагрузкам, а также изделий автомобильной, химической, оборонной промышленности.

УДК 621.762.53:621.762.34

Рудь А.Д.¹, Лахник А.М.², Сизоненко О.Н.³, Зайченко А.Д.⁴,

Присташ Н.С.⁵, Рудь Н.Д.⁶

¹ д.ф.-м.н., зав. лаборатории, ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Украина

² к.ф.-м.н., ст.н.с, ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Украина

³ д.т.н., вед.н.с., ИИПТ НАНУ, Украина

⁴ к.т.н., ст.н.с, ИИПТ НАНУ, Украина,

⁵ м.н.с., ИИПТ НАНУ, Украина

⁶ к.ф.-м.н., зав. лаборатории, ПАО «Мотор Сич», Украина

ИСКРО-ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ Al-Mg ПОРОШКОВ

Исследовано влияние твердых диспергирующих агентов (графита) и легирования скандием на процесс формирования интерметаллических соединений (ИМС) в системе алюминий-магний в условиях механохимического синтеза (МС) исходных порошков Al и Mg в стехиометрическом соотношении 3:1. Эксперименты проведены на образцах разного химического состава: Al-Mg; Al-Mg-C; Al-Mg-Sc-C с содержанием скандия 0,3 и 2% вес. и графита до 5% вес. Продемонстрирована принципиальная возможность синтеза ИМС на основе алюминия и магния с применением МС и определены энергетические параметры режимов МС. Методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей электронной микроскопии, ДСК изучены процессы фазообразования при механоактивации исходных порошков, структурные параметры отдельных фаз, их морфология и термическая стабильность. Подтверждено образование ИМС Al_3Mg_2 и, вероятно, метастабильной фазы Al_3Mg . Выявлено, что добавление графита к исходной смеси порошков Al и Mg повышает эффективность МС, в результате чего увеличивается содержание ИМС (до 60%) в сравнении с системой Al-Mg (25%). При дополнительном легировании системы Al-Mg-C скандием наблюдается как существенное ускорение процесса формирования ИМС, так и увеличение содержания ИМС по сравнению с системами Al-Mg и Al-Mg-C.

Проведены пилотные эксперименты по консолидации вышеуказанных дисперсных композиций методом искроплазменного спекания (ИПС) на экспериментальной установке «Гефест-10», разработанной в ИИПТ НАН Украины, который позволяет консолидировать порошки при механическом нагружении в вакууме путем пропускания через компакт суперпозиции постоянного и переменного тока амплитудой 1,1 кА с частотой переменной составляющей 10 кГц [1]. Режим консолидации был выбран исходя из условий жидкофазного спекания магния, температура плавления которого со-

ставляет 650°C . Осевое давление при спекании достигало 45 МПа, скорость нарастания температуры - 20°C/сек , диапазон изменения температур изменялся от 400 до 800°C , а время изотермической выдержки от 0 до 60 с.

Методами рентгеновской дифрактометрии, электронной микроскопии, дюротрии и микродюротрии, динамического микроидентирования и гидростатического взвешивания исследованы фазовый состав, структура, количественные физико-механические характеристики (твердость, модуль Юнга, коэффициенты жесткости и пластичности, плотность) консолидированных материалов. Установлено, что твердость компактных образцов после ИПС находится в диапазоне 220-265 HV и значительно превышает аналогичный показатель для дюралюминия – 118 HV. Плотность образцов после ИПС в зависимости от состава смеси и режима компактирования находится в широком диапазоне значений – от 1,85 до $2,52\text{ г/см}^3$, приближаясь к теоретической плотности.

Рентгенографические исследования консолидированных методом ИПС материалов подтвердили наличие в них ИМС. В образцах состава Al-Mg-C и Al-Mg-Sc-C для всех режимов ИПС наблюдается большее значение периода кристаллической решетки твердого раствора алюминия по сравнению с порошковой смесью Al-Mg, что свидетельствует об образовании пересыщенного раствора на его основе и коррелирует с результатами электронно-микроскопических исследований.

1. Пат. 101575 Україна, МПК В22F 3/14, В22F 3/105, В30В 15/02. Пристрій для іскроплазмового спікання порошків / Сизоненко О. М., Івлів А. І., Райченко О. І. [та ін.]. – № 201200957; заявл. 30.01.2012; опубл. 10.04.2013, Бюл. № 7.

УДК 621.791.927.2

Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К.

Институт электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины; ГП «НПЦ Титан» ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ 3-D НАПЛАВКА С ПРИМЕНЕНИЕМ СВАРОЧНОЙ ТИТАНОВОЙ ПРОВОЛОКИ

Целью работы являлось изучение возможности создания деталей из титанового сплава методом электронно-лучевой 3D-наплавки с использованием присадочных проволок на основе титана. Поскольку титан химически активный металл, электронно-лучевые технологии представляются наиболее

перспективными для разработки технологии металлической 3D-наплавки деталей из сплавов на основе титана.

В работе изучалась возможность создания электронно-лучевой наплавки сложной формы из технического титана. Наплавка осуществлялась с применением 2-х координатного манипулятора и перемещающегося рабочего стола, в качестве наплавочного материала использовалась титановая сварочная проволока марки ВТ1-00. Получены детали прямолинейной формы высотой 35 мм и цилиндрической формы высотой 45 мм с толщиной стенки 10 мм. При 3D-наплавке детали цилиндрической формы – стакана, представляющего собой тело вращения, использовалась непрерывно существующая ванна расплавленного металла. В процессе 3D-наплавки тела вращения электронно-лучевая пушка совершает перемещения в горизонтальной плоскости совместно с механизмом подачи присадочного металла в виде проволоки. Деталь формируется на водоохлаждаемой формирующей подложке, совершающей вращательное движение. Экспериментально отработана и техника послойной 3D-наплавки детали прямолинейной формы, представляющая собой вертикальную стенку, формируемую на металлической подкладке. В этом случае применяется периодически формирующаяся ванна расплавленного металла. При 3D-наплавке прямолинейной детали электронно-лучевая пушка и механизм подачи перемещаются в горизонтальной плоскости, при этом расстояние между присадочной проволокой и катодом электронно-лучевой пушки также является фиксированным и не изменяется в процессе создания всей детали. По мере выполнения слоя, стол с закрепленной деталью и подложкой опускается вниз, а сварочная ванна наводится заново в месте старта. Развертка и фокусировка луча, подача присадочной проволоки, разведение ванны жидкого металла и перемещение ванны по поверхности формируемой детали осуществлялось по автоматической комплексной программе для обеспечения требуемых размеров ванны расплавленного металла.

Изучены структура наплавленных слоев, отмечено отсутствие пористости металла цилиндрической и прямолинейной наплавки, структура металла наплавленных слоев аналогична структуре литого металла технического титана ВТ1-0. Микротвердость металла детали изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой с применением сварочной проволоки ВТ1-00 соответствуют уровню микротвердости литого металла технического титана ВТ1-0. Показано, что технология электронно-лучевой наплавки позволяет получать детали сложной формы из титана с однородной структурой.

УДК 620.171.2

Тарасов А.Ф.¹, Павленко Д.В.², Алтухов А.В.³, Абдулов А.Р.⁴

¹ д.т.н., проф. Донбасская государственная машиностроительная академия,

² к.т.н., доц., Запорожский национальный технический университет,

³ к.т.н. Донбасская государственная машиностроительная академия,

⁴ к.х.н. Донбасская государственная машиностроительная академия

САПР ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЗАГОТОВОК И ДЕТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ 3D-ПЕЧАТИ

В настоящее время в различных отраслях промышленности находят широкое применение новые технологические процессы получения деталей из компактных и порошковых металлических материалов. Порошковые технологии являются основой для современных малоотходных технологий получения деталей, в том числе и аддитивных технологий 3D прямого лазерного спекания (плавления) [1].

Особенный интерес для машиностроения, авиадвигателестроения представляют технологии, обеспечивающие получение заготовок с улучшенными физико-механическими свойствами и субмикроструктурной структурой. К таким технологиям относятся процессы обработки, связанные с интенсивными пластическими деформациями (ИПД) заготовок [2]. Развиваются также аддитивные технологии, позволяющие синтезировать детали из порошков металлов и сплавов различных классов путем 3D-печати [3]. Развитие новых технологий требует совершенствования методов их проектирования, моделирования поведения материалов и заготовок при нагружении в процессе деформирования и эксплуатации.

В настоящее время предложен и исследован ряд методов ИПД и маршрутов (последовательностей операций) для обработки заготовок [2], однако, из-за технологических сложностей методы ИПД ограничены в использовании в авиастроении и других наукоемких отраслях. Выбор маршрутов обработки и их параметров производится на эмпирическом уровне. Методы типа топологической оптимизации процессов обработки, основанные на контроле напряженно-деформированного состояния (НДС) методом конечных элементов (МКЭ), для моделирования маршрутов ИПД заготовок неприемлемы, необходимы другие критерии оптимизации.

Параллельно развиваются и информационные технологии создания САПР на основе интеграции с промышленными CAD/CAE-системами, чтобы обеспечить качественное проектирование и моделирование поведения изделий из новых материалов, в том числе полученных 3D-печатью.

Для создания интегрированных САПР (ИСАПР) разработан ряд архитектурных и алгоритмических решений, решаются задачи параметризации и структурной (топологической) оптимизации конструкций. Общей проблемой является необходимость адекватного численного моделирования процессов деформирования в САЕ-системах для анализа НДС заготовок и деталей. Сложность моделирования ИПД заготовок из новых материалов определяется существенной нелинейностью процесса, тензорным характером информации о НДС, необходимостью применения отсутствующих в САЕ-системах моделей поведения материалов со сложной реологией, в частности порошковых, в условиях больших пластических деформаций, отсутствием алгоритмов (правил) выбора последовательности операций обработки заготовок. Все это требует: с одной стороны разработки и исследования новых технологических процессов получения деталей, с другой - совершенствования информационных технологий создания ИСАПР для моделирования этих процессов.

Современные ИСАПР не позволяют качественно моделировать и оптимизировать аддитивные технологические процессы получения заготовок из порошковых материалов. Это связано с ограниченными возможностями САЕ-систем для реализации пользовательских моделей поведения новых материалов, отсутствием встроенных возможностей учета положения детали при ее синтезе (building orientation), учета анизотропии свойств материала, решения задач автоматизации анализа результатов моделирования и оптимизации процесса изготовления. Недостаточно изучены вопросы упрочнения поверхности деталей, локального пластического деформирования отдельных элементов для повышения прочности, вопросы снижения внутренних напряжений в деталях [3].

Для создания ИСАПР данной группы процессов в ДГМА разработаны: методика и алгоритмы интеграции с промышленными CAD/CAE/CAM-системами; динамического обмена данными между приложениями с использованием различных программных технологий; отдельные внешние компоненты ИСАПР для проектирования и изготовления имплантатов сложной формы в SolidWorks (проектирование геометрии) и Abaqus (моделирование МКЭ). На основе МКЭ моделирования разработан ряд новых методов ИПД для получения заготовок с улучшенными физико-механическими свойствами и субмикроструктурной структурой в промышленности; математические модели ряда процессов ИПД и других, включая деформирование порошковых материалов.

Одной из основных задач, которая должна быть решена для успешного применения технологии 3D-печати деталей для авиационного двигателестроения, является оценка их прочностной надежности на этапе проектиро-

вания. Известно, что существующие методы оценки прочностной надежности основаны на информации о НДС детали и модели материала, описывающей его поведение при различных видах нагружения. В свою очередь задача оценки НДС детали, для решения которой используют различные численные методы, включает в себя этапы математического описания модели материала и идентификацию поведения материала, связанную с определением эмпирических коэффициентов модели. Для их определения выполняют несколько различных испытаний образцов.

В современных САЕ – системах встроены достаточно общие модели поведения материалов, включая некомпактные, анизотропные и др. Однако поведение материала, полученного 3D – печатью имеет свои особенности и требует изучения. Известно, что в зависимости от технологии печати общая пористость детали может достигать 8% и более. Учитывая, что существующие на сегодняшний день технологии 3D-печати не позволяют получать компактные (беспористые) материалы, использование существующих в различных коммерческих системах прочностного анализа моделей материалов не позволяют получить достоверные данные о НДС деталей при нагружении. Это связано с тем, что необходимо учитывать не только наличие пористости и ее эволюцию в процессе нагружения, но и анизотропию материала изделий, связанную с технологией изготовления. Проблемы создает также неопределенность величин внутренних напряжений в деталях после их изготовления, необходимость упрочнять поверхностный слой деталей, на котором расположены не полностью переплавленные частицы порошка. Неопределенность характеристик материала снижает эффективность методов топологической (структурной) оптимизации конструкций.

Для идентификации основных переменных модели поведения некомпактных материалов, в том числе синтезированных путем 3D-печати различными методами и режимами изготовления, разработана конструкция специального устройства для экспериментального определения параметров модели поведения материалов и методы их идентификации (рис.1) [4]. Задача получения основных параметров модели материала решается путем осадки цилиндрических образцов с различной пористостью при различном сочетании осевого и радиального усилий деформирования. При этом радиальное усилие обеспечивается за счет деформации специальной эластичной втулки в процессе испытания. Уровень гидростатического давления и осевой нагрузки на образец контролируется при помощи месдоз. Предварительные исследования материалов, синтезированных различными методами и режимами, позволят накопить информацию об их влиянии на параметры модели и исключить этап идентификации моделей для каждой из анализируемых

Technical drawing of a mechanical assembly, showing a plan view and three cross-sectional views.

Plan View (Top Left): A rectangular frame with dimensions. The top horizontal dimension is 1000 mm. The right vertical dimension is 1000 mm. The bottom horizontal dimension is 1000 mm. The left vertical dimension is 1000 mm. A table of material properties is located in the bottom right corner of the plan view.

Материал	Группа	Свойства
Сталь 45	1	11
Чугун	2	12
Латунь	3	13
Бронза	4	14
Алюминий	5	15
Магний	6	16
Титан	7	17
Нержавеющая сталь	8	18
Сплав	9	19
Стекло	10	20
Пластик	11	21
Резина	12	22
Пенопласт	13	23
Полупроводник	14	24
Диэлектрик	15	25
Полупроводник	16	26
Диэлектрик	17	27
Полупроводник	18	28
Диэлектрик	19	29
Полупроводник	20	30

Cross-sectional Views (Top Right and Bottom): Three cross-sectional views of the assembly. The assembly consists of a central shaft (1) with a piston (2) and a cylinder block (3). The piston is connected to a crankshaft (4) and a connecting rod (5). The cylinder block is mounted on a base (6). The assembly is shown in three cross-sectional views, with dimensions and labels indicating the components and their positions.

Labels and Dimensions:

- 1: Central shaft
- 2: Piston
- 3: Cylinder block
- 4: Crankshaft
- 5: Connecting rod
- 6: Base
- 7: Piston pin
- 8: Piston ring
- 9: Piston pin
- 10: Piston pin

Dimensions include diameters (e.g., $\phi 100$, $\phi 120$, $\phi 140$) and lengths (e.g., 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650, 700, 750, 800, 850, 900, 950, 1000).

Таким образом, учет эволюции в процессе нагружения порового пространства и анизотропии свойств в модели поведения некомпактных материалов, применение устройства для экспериментальной идентификации параметров модели, позволят с достаточной точностью оценить НДС деталей, синтезированных путем 3D-печати. Оценка НДС детали на стадии проектирования с применением ИСАПР позволит выбрать метод печати, а также оптимизировать параметры режимов реализации процесса и последующей обработки заготовок, в том числе с применением ИПД.

16

- 1 Extreme grain refinement by severe plastic deformation. Estrin Y., Vinogradov A. //Acta Materialia.– 2013.– Vol.61,- pp.782–817.
- 2 Topology Optimization of an Additive Layer Manufactured (ALM) Aerospace Part/ Matthew Tomlin, Jonathan Meyer. – the 7th Altair CAE technology conference, Altair Engineering, 2011. – pp. 1-9.
3. CleanSky: Annex II: 3rd Call for Proposals (CFP03): List and Full Description of Topics Call Text - March 2016, p. 169-180.
- 4 Заявка на корисну модель № u201607615 Україна. Пристрій для дослідження властивостей некомпактних матеріалів / О.Ф. Тарасов, Д.В. Павленко, О.В. Алтухов, від 11.07.2016 р.

УДК 669.633

Скребцов А.А. канд. техн.наук доц., Овчинников А.В. д-р техн. наук, проф.
ЗНТУ

ПОЛУЧЕНИЕ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРОШКОВ ЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Перспективы развития порошковой металлургии привели к появлению принципиально новых методов изготовления деталей из порошковых титановых сплавов. К числу таких методов можно отнести аддитивные технологии (технологии наращивания). Однако, используемые для этого порошки, не соответствуют по химическому составу отечественным аналогам (сплавы ВТЗ-1, ВТ8, ВТ20 и др.). Поэтому, для внедрения современных технологий наращивания необходимо разрабатывать технологию получения порошков титановых сплавов, которые по химическому составу будут удовлетворять отечественным требованиям.

В последние годы отмечена тенденция повышения нагрузок на рабочие элементы машин, где используется титан и его сплавы. Прочностные свойства, которые должны обеспечивать новые сплавы, составляют 1000 – 1200 МПа. Это привело к необходимости использования псевдо α - и α + β -сплавов титана. Получить прочность порядка 1000 МПа можно, применяя сложные системы легирования, однако более высокие показатели прочности достигаются за счет изменения структуры путем введения модификаторов.

Традиционные технологии обработки заготовок из сложнолегированных титановых сплавов, такие как фрезерование, позволяют сохранить исходную структуру металла. Применяя новые технологии наращивания, в основе которых лежат высокотемпературные процессы наплавки, сохране-

ние исходной структуры металла является невозможным. При наращивании сплошность слоев определяется тем, как хорошо послойно переплавился металл, то-есть по факту получается литая структура.

Таким образом, передовые порошковые титановые сплавы для процессов наращивания должны содержать модификаторы, которые при переплаве порошка позволят сформировать необходимый тип структуры с заданными размерами структурных составляющих.

В ряде научных трудов показана принципиальная возможность применения лантана, иттрия и бора, которые позволяют формировать необходимый тип структуры титана при переплаве. Однако решение этой задачи лежит в аспекте формирования научных основ получения конструкционных материалов для аддитивных технологий. Для чего необходимо решить ряд научно-технических задач:

- провести анализ имеющегося оборудования и требований к расходным материалам (порошкам титана). Определить требуемые характеристики разрабатываемых порошков;
- получить заготовки из опытного титанового сплава методом порошковой металлургии;
- исследовать химический состав опытных сплавов титана и определение соответствия состава требованиям ОСТов;
- установить коэффициенты перехода легирующих и модифицирующих элементов при спекании порошковой шихты;
- обеспечение равномерности распределения легирующих элементов в металле заготовки из опытного титанового сплава;
- исследовать влияние легирования на процессы структурообразования в спеченном титане;
- исследовать влияние модифицирования и равномерность распределения модификатора в спеченном титане;
- получить порошок легированных и модифицированных титановых сплавов разной морфологии;
- исследовать процессы структурообразования при аддитивном процессе (3D принтинге) и определить механические и эксплуатационные свойства таких материалов;
- исследовать процессы структурообразования при ремонте деталей разными методами.

Таким образом, для решения обозначенных проблем по разработке передовых титановых порошков для аддитивных технологий намечен ряд научно-технических задач. Выполнение, которых позволит создать научные основы получения конструкционных материалов для аддитивных технологий.

UDC 669.295

Ianko T.B.

Director of the laboratory: «Metallothermic Reduction & Powder Metallurgy»
State Enterprise “SRD Titanium Institute”, Zaporizhia, Ukraine

TECHNOLOGICAL ASPECTS OF TITANIUM POWDER PRODUCTION FOR ADDITIVE MANUFACTURING

Existing and new technologies of titanium alloy powder manufacture have been reviewed in a current article. Advantages and limitations of different methods have been pointed out. The reasons why the produced powders cannot be used for additive manufacturing have also been shown.

Three approaches to technological development of powder production were considered. Majority of electrochemical, plasma chemical, metallothermic and metallurgical processes has briefly been described. Mechanical-chemical methods for powder making have been presented as well. Prospective directions for technological development were displayed. Likewise problems and restrictions for industrial applications of titanium powder metal compositions and additive manufacturing technologies in general have been defined.

It has been shown that one of the most prospective directions for powder manufacture is hydrogenisation/de-hydrogenisation method. Raw materials here: titanium sponge with definite concentration of alloying components and also synthesised titanium alloys.

Vital objectives for additive technologies have been exhibited: cost reduction for titanium alloy powder making and productivity increasing for novel manufacturing methods.

УДК: 621.762.07

Дегтярев В.И.¹, Брыков М.Н.², Каменева С.А., Глотка А.А.³

¹ в.о. дир. УкрНИИСпецСталь,.

² д.т.н., проф. каф. ОТСП ЗНТУ,

³ к.т.н., доц. каф. ФМ, ЗНТУ

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ ПОРОШКОВ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ ДЛЯ АВИАДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ

На сегодняшний день перед высокотехнологичными производствами такими как, авиакосмическое и авиадвигателестроительное производства,

стоит задача внедрения современных технологий которые повысят качество изделий, снизят затраты на их получение и материалоемность. К таким технологиям, прежде всего, относятся аддитивные технологии, которые могут удовлетворить поставленные задачи.

К аддитивным технологиям следует отнести 3D печати, напыление, наплавку, то есть все те технологии, которые с помощью послойного наложения материала могут сформировать функциональную деталь или ее часть.

Отдельным вопросом при внедрении аддитивных технологий является выбор сырья, который не так уж и велик. В настоящее время не существует общих требований к металлопорошковым композициям. Разные компании-производители АМ-машин (от Additive Manufacturing – «аддитивное производство») предписывают работу с определенным перечнем материалов, обычно поставляемых самой этой компанией. В разных машинах используются порошки различного фракционного состава, которые классифицируют по условному диаметру частиц, подразделяя их на нанодисперсные с диаметром частиц менее 0,1 мкм, ультрадисперсные с диаметром 0,1–1,0 мкм, высокодисперсные от 1,0 до 10 мкм, мелкие от 10 до 40 мкм, средние от 40 до 250 мкм и крупные от 250 до 1000 мкм. Фракционный состав влияет на качество поверхности готовой детали, в тоже время, чем больше размер порошка, тем больше его удельная поверхность и насыщенность примесями. Исходя из этого нужно подбирать тот или иной фракционный состав порошка для определенного вида изделий.

Также требованием к порошкам для АМ-машин является сферическая форма частиц с фракцией от 40 до 100 мкм. Эти порошки следует отнести к порошкам мелкой и средней фракции. Такая форма и фракционный состав обеспечивают хорошую текучесть порошков, что облегчает прохождения порошка по технологическим каналам во время процесса. Существуют так же порошки несферической (угловатой) формы, которые имеют не высокие показатели текучести, что ограничивает их применение в данной технологии.

Важным требованием к порошкам является химический состав и микроструктура, поскольку готовое изделие будет наследовать эти характеристики, так как послойное нанесение материала выполняется в масштабах соизмеримых с размерами частиц материала.

На ряду с произведенным за рубежом порошка, который изготавливается центробежной атометрией, есть возможность применить порошковые материалы отечественного производства. В частности на ГП «УкрНИИСпецСталь» производится широкий спектр порошковых материалов разного химического и фракционного состава методом газовой атомизации. Преимуществом его есть невысокая стоимости в сочетании с качеством, которое обеспечивается в соответствии с технической документацией.

Однако необходимо провести ряд исследований направленных на оптимизацию соответствующих порошков изготовленных по данной технологии к требованиям предъявляемым к материалам для АМ-машин. Основными из них являются химический, фракционный составы, текучесть, форма частичек и микроструктура материала.

Целью работы было поставлено, определить возможность применения отечественных порошков жаропрочных материалов в аддитивных технологических процессах.

Для достижения цели был выбран порошок жаропрочного сплава ЭП741(ХН51КВМТЮБ), который применяется для производства дисков ГТД. Порошок по химическому составу соответствовал ГОСТ 52802-2007 с фракционным составом от 160 до 50 мкм и имеет сферическую форму. Такая фракционность не приемлема для АМ-машин, поэтому в дальнейшем нами будет произведено разделение порошка на более мелкие фракции. Текучесть порошка измеряли в соответствии с ГОСТ 20899-98, для исследуемого порошка она составила 32 секунды на 50 грамм навески, что соответствует нормам предъявляемым к жаропрочным материалам. Поверхность порошка имеет дендритное строение (рис.1), которое является типичным для литых материалов этой группы. Микроструктура состоит из -твердого раствора на основе никеля, интерметалида $Ni_3(Ti,Al)$ и карбидов типа MC и $M_{23}C_6$.

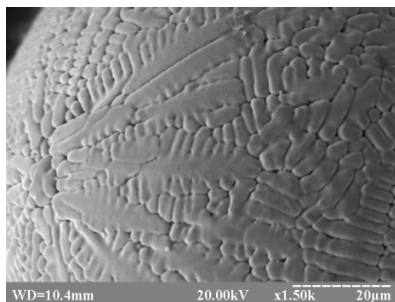


Рисунок 1 –Поверхность порошка жаропрочного сплава ЭП741(ХН51КВМТЮБ).

Таким образом, данный материал может применяться в аддитивных технологиях, поскольку соответствует предъявляемым требованиям, что позволит избавиться от материалов закупаемых зарубежом и снизит стоимость готовых изделий. Это дает основание говорить о возможности развития АМ-технологий на отечественных предприятиях, занимающихся, в частности, авиадвигателестроением

UDC 669.295

Ianko T.B.¹⁾, S.P.Panov²⁾, D.V Bachursky³⁾

State Enterprise “SRD Titanium Institute”, Zaporizhia, Ukraine

¹⁾ Director of the laboratory: «Metallothermic Reduction & Powder Metallurgy»

²⁾ Consultant of the laboratory: «Metallothermic Reduction & Powder Metallurgy»

³⁾ Director of the "Magnesium laboratory": State Enterprise “SRD Titanium Institute”, Zaporizhia, Ukraine

CHARACTERISTICS OF VARIOUS SURFACE FINISHES ON TITANIUM ALLOY ARTICLES

A current work reviews requirements and main complications for surface finishes on titanium and its alloys. The problems related to the film formation with defined properties in different technologies for various metal chemical compositions have been highlighted. It has been shown that the major technical problem for articles manufactured by powder metallurgy technique is obtaining of continuous coating with homogeneous properties. Prospective applications of not only electrochemical but also additive manufacturing methods for surface finishes on titanium and its alloys have been discussed

СЕКЦИЯ 2. " МЕТАЛУРГІЯ, ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ "

УДК 669.054:669.295

Колобов Г.А.¹, Карпенко А.В.²,

¹к.т.н., професор-консультант ЗГИА

²зав. аспирантурой ЗГИА

РАФИНИРУЮЩИЕ ПЕРЕПЛАВЫ И ДРУГИЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНА ПОВЫШЕННОЙ ЧИСТОТЫ

Титан, полученный переплавом губчатого титана, в большинстве случаев удовлетворяет требованиям, предъявляемым промышленностью к титановым сплавам как к конструкционным материалам общего назначения. Титановые отходы, используемые в шихте для выплавки слитков, являются дополнительным источником попадания примесей в слиток. Поэтому при переплаве шихты тем или иным способом на стадии пребывания металла в жидком состоянии стремятся использовать рафинирующие возможности плавки.

Обычная вакуумная дуговая плавка (ВДП) не исключает попадания в слиток металлических и неметаллических примесей, вносимых в плавку с шихтой. Повышение степени вакуума расширяет рафинирующие возможности ВДП по газовым примесям, в том числе по кислороду.

Титан, полученный методом электронно-лучевой плавки (ЭЛП), чище металла, получаемого ВДП, по содержанию газовых, металлических и неметаллических примесей. ЭЛП и ее разновидность - электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) обеспечивают рафинирование титана от водорода, кислорода, азотсодержащих включений низкой плотности и включений высокой плотности. Этому способствует перегрев металла и продолжительность его пребывания в жидком состоянии в промежуточной емкости.

Плазменно-дуговую плавку (ПДП) титана также можно рассматривать как рафинирующий переплав. Наряду с ЭЛПЕ, плазменно-дуговая плавка является наиболее перспективной технологией удаления из титана азотсодержащих включений, поскольку позволяет перегревать поверхность расплава до 200 °С выше температуры плавления, а в отдельных зонах и выше, и, кроме того, дает возможность поддерживать металл в жидком состоянии любое необходимое время. В процессе переплавки титанового скрапа методом ПДП получают слитки со значительно меньшим содержанием газовых примесей (азота и водорода) по сравнению с исходной шихтой.

Применение технологии индукционной плавки в секционном кристаллизаторе целесообразно для переплава губчатого титана с повышенным содержанием хлора. При этом в 2...3 раза снижается, по сравнению с исходным материалом, содержание кислорода.

Электрошлаковая плавка (ЭШП) позволяет эффективно растворять высокоазотистые включения и уменьшать содержание газовых примесей, особенно при использовании кальцийсодержащего шлака. Кроме того, при камерном электрошлаковом переплаве (КЭШП) возможно легирование титана кислородом из газовой фазы и порошка диоксида титана и углерода при применении лигатур в виде наноуглеродных трубок или порошка углерода микроразмеров.

Раскисление титана, то есть удаление из него избыточного кислорода, возможно обработкой титана парами кальция при 1000 °С в присутствии CaCl_2 в флюсе; использованием DOSS-процесса, когда металл-раскислитель диспергирован в легкоплавком металле-носителе; добавлением к титану, переплавляемому методом электронно-лучевой плавки, алюминия или кремния; использованием водородной технологии.

Для получения высокочистого титана, используемого в специальных целях, применяют электролитическое, йодидное и ликвационное рафинирование, субхлоридный процесс, зонную перекристаллизацию и способ электропереноса.

УДК: 62-977

Багрийчук А.С.¹, Мищенко В.Г.²

¹ к. ф.-м. наук, доцент кафедры прикладной физики и наноматериалов, ЗНУ

² д-р.техн. наук, профессор, заведующий кафедрой прикладной физики и наноматериалов, ЗНУ

ДВУХСЛОЙНЫЙ КОМПОЗИТ ДЛЯ РЕАКТОРОВ МАГНИЙТЕРМИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА ТИТАНА

Современная мировая титаномagneйная промышленность сталкивается с проблемой получения высокочистой и экономичной титановой губки. Основным материалом для реакторов является коррозионностойкая хромоникелевая сталь аустенитного класса 12X18H10T, которая, несмотря на высокую жаростойкость, приводит к загрязнению титановой губки никелем. Альтернативным материалом для реакторов могут являться биметаллические трубные заготовки, внутренний слой которых выполнен из железа, а внешний из стали 10X23H18. Выбор таких составляющих двухслойного

композита обусловлен высокой коррозионной стойкостью железа к продуктам реакции восстановления тетрахлорида титана жидким магнием при температурах до 970°C и высокой жаростойкостью стали 10X23N18 в атмосфере восстановительных шахтных печей.

Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния реакторов производительностью десять тонн в критических стадиях технологического процесса восстановления (рисунок) показало уменьшение коробления внутренней стенки реакторов изготовленных из композита по сравнению с реакторами из стали 12X18Н10Т, что положительно влияет на экстракцию титанового блока из реактора.

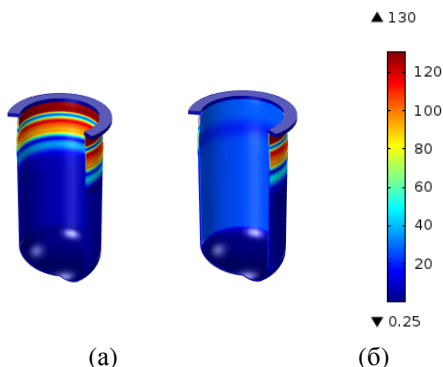


Рисунок – Распределение эффективных напряжений (МПа) в реакторах производства титана: (а) – 12X18Н10Т, (б) – двухслойный композит.

УДК 621.9

Сошко А.И.¹, Сошко В.А.², Бергер Е.Э.³

¹ д.т.н., проф. ХНТУ, ² к.т.н., доц. ХНТУ, ³ к.т.н., доц. ХНТУ.

МЕХАНОПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНА

Непрерывное развитие технологий формообразования деталей, новые задачи, которые ставятся перед наукой и которые постоянно усложняются, требуют не только системной работы над получением материалов с необходимыми свойствами, но и новых подходов к разработке технологий их обработки, обеспечивающие получение деталей с заданной точностью и качеством поверхности.

Ведущая идея авторов, которая легла в обоснование разработанного способа обработки заключалась в использовании сопровождающих процесс разрушения при резании металла различных, имеющих квантовую природу физико-химических явлений, возникающих в момент образования новых поверхностей, для превращения поверхностно-активного смазочно-охлаждающего технологического средства (СОТС) в радикально-активное, состоящее из положительно заряженных частиц водорода (протонов). Такой плазменный эффект возникает в пространстве между клином режущей части инструмента и поверхностями трещины разрушения если в СОТС добавить определенного состава и концентрации высокомолекулярное соединение содержащее большое количество водорода и углерода. Контактные взаимодействия протона в зоне преодоления сцепления между атомами материала связаны в первую очередь с электрически активной реальной структурой, возникающей вследствие механического воздействия на материал, с электрическими процессами, кратковременными и достаточно длительными, протекающими в процессе разрушения. Совокупное механоплазменное воздействие на металл позволяет решить многоцелевую задачу: снизить усилие резания; повысить износостойкость инструмента; улучшить качество обработанной поверхности; создать благоприятное структурно-напряженное состояние обработанных поверхностей детали, что способствует повышению работоспособности таких изделий во время эксплуатации.

Вместе с тем, промышленное использование СОТС, дающей плазменный эффект, также как и большинство исследований механизма его влияния на параметры многообразных конечных макроскопических проявлений ограничены только обработкой стали и ее сплавов. В связи с этим представляет интерес исследовать возможность использования плазменного эффекта при механической обработке титана и его сплавов.

Точение и сверление технически чистого титана осуществляли на воздухе и двух жидких средах: в воде с 8% добавкой эмульгатора ОС-20 и в такой же среде, но с 3% добавкой заэмульгированного полиэтилена. Совокупность экспериментальных данных показывает, что в зоне разрушения происходят физико-химические превращения полимерной компоненты среды с образованием водородной плазмы. Установлено, что скорость врезания сверла в образец из титана при постоянной нагрузке (при отключенной подаче) в среде с полимером возрастает в 2.5 раза. При этом $M_{кр}$ снизился в 2 раза, а параметры шероховатости уменьшились на 50%. Промышленные испытания сплава ВТ-2 в различных СОТС с добавкой полимера показали, что при точении и фрезеровании обрабатываемость материала, которая является комплексным показателем, учитывающим как физическую картину протекания процесса резания, так и технологические особенности, значительно

улучшается. Следовательно механоплазменная обработка может успешно применяться при механической обработке резанием титана и его сплавов.

Ахонин С.В.¹, Северин А.Ю.¹, Березос В.А.¹, Пикулин А.Н.¹, Ерохин А.Г.²

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины,

²ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины,

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ СЛИТКОВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ УСТАНОВКАХ

Сплавы на основе алюминидов титана относятся к классу легких, жаропрочных и жаростойких материалов, которые предназначены для деталей, работающих при температурах от 600 до 800⁰С. Благодаря сочетанию уникального комплекса свойств, таких как – высокая удельная прочность, низкой плотность, жаростойкость, высокие антикоррозионные свойства – они являются перспективными для применения в авиа-космической промышленности, энергетическом и транспортном машиностроении, газо- и нефтеперерабатывающей промышленности.

Последние достижения в области увеличения производительности электронно-лучевых установок (ЭЛУ) с промежуточной емкостью позволили снизить себестоимость выплавки титановых слитков в ЭЛУ практически до уровня себестоимости получения слитков методом вакуумно-дугового переплава. Это обуславливает все большее применение технологии электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) для получения различных титановых сплавов, в том числе и интерметаллидных. Основной проблемой при выплавке слитков титановых сплавов методом ЭЛП является проблема обеспечения заданного химического состава слитков, которая связана с тем, что плавка в ЭЛУ проводится в более высоком вакууме, чем при ВДП, и легирующие элементы с упругостью пара, превышающей упругость пара титана, испаряются более интенсивно. К таким элементам относятся алюминий, хром, марганец и др. Но в первую очередь эта проблема касается алюминия, т.к. он является легирующим элементом практически всех титановых сплавов и его содержание достаточно велико в сплавах на основе алюминидов титана. Эту проблему удастся решить путем определения зависимости изменения концентрации алюминия и других легирующих компонентов сплавов в слитке от их исходного содержания в шихте и технологических параметров электронно-лучевой плавки с применением методов математического моделирования. Разработанная в ИЭС им. Е.О.Патона НАН

Украины математическая модель позволяет определять параметры ЭЛП титановых сплавов, в том числе и интерметаллидных, которые обеспечивают получение качественных слитков с гарантированным химическим составом.

Еще одной проблемой при получении крупных слитков сплавов на основе алюминидов титана известными металлургическими способами является образование глубокой жидкой металлической ванны, что приводит к возникновению в слитке ликвации, столбчатой и неоднородной структуры. Отличительной особенностью ЭЛП является использование независимых источников нагрева, что дает возможность разделить процесс плавления заготовки и процесс кристаллизации слитка. С целью изучения процессов кристаллизации слитков алюминида титана использована разработанная в ИЭС им. Е.О.Патона математическая модель тепловых процессов в цилиндрических слитках сплавов титана при электронно-лучевом переплаве с промежуточной емкостью, которая была адаптирована для слитков алюминида титана. Применение этой модели для расчетов необходимых технологических режимов ЭЛП позволяет получать слитки алюминидов титана с однородной структурой.

Одним из действенных способов повышения свойств алюминидов титана является их легирование различными тугоплавкими элементами – Nb, Mo, Ta, W. Наличие в составе сплава тугоплавких элементов создает определенные трудности при получении слитка ЭЛП за один переплав. Предложена новая схема выплавки слитков алюминида титана легированного тугоплавкими элементами. Введение всех тугоплавких легирующих элементов, проводится на первой стадии выплавки слитка. Это позволяет существенно снизить температуру плавления полученной заготовки по сравнению с температурами плавления чистых тугоплавких элементов, что значительно сокращает количество испарившегося на второй стадии алюминия. На второй стадии к полученной заготовке добавляют алюминий с учетом рассчитанных потерь на его испарение.

На базе государственного предприятия «ГП НПЦ Титан» ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины получены слитки сплавов на основе алюминидов титана как круглого, так и прямоугольного сечений.

Таким образом, проведя предварительные расчеты, используя математическое моделирование процессов испарения легирующих элементов и процессов кристаллизации слитка при ЭЛП, можно заранее определить оптимальные параметры ведения плавки слитка сплава на основе алюминида титана. При этом, во время ведения плавки будет наблюдаться минимальное испарение легколетучих компонентов сплава при расплавлении заготовки, а так же образовываться минимальная жидкая ванна при кристаллизации слитка. Применение двухстадийной электронно-лучевой плавки и оптималь-

ных параметров ее ведения позволит получить качественный и химически однородный слиток сплавов на основе алюминидов титана.

УДК 669.295:536.46

Белоконь Ю.О.¹, Жеребцов О.А.², Белоконь К.В.³

¹ к.т.н., докторант кафедри металургії, ЗДІА

² старший викладач кафедри природничих наук, ЗДІА

³ к.т.н., доцент кафедри ПЕОП, ЗДІА

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ІНТЕРМЕТАЛІДНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ПРИ НЕСТАЦІОНАРНИХ ТЕМПЕРАТУРНИХ УМОВАХ

Розробка новітніх матеріалів з покращеними фізико-хімічними характеристиками для роботи при екстремальних умовах є актуальною темою у авіаційній галузі.

Відомо, що велика увага серед розробників та науковців надається сплавам на інтерметалідній основі системи Ti-Al. Це обумовлено цілою ланкою високих показників властивостей даних сполук. Попре це, деякі недоліки цих сплавів пов'язані зі складностями і особливостями їхньої технології отримання. Так процес спікання порошків металів, що мають діаграму стану з інтерметалідними з'єднаннями протікає при нестационарних температурних умовах, що ускладнює умови дослідження фазоутворення під час реакційного синтезу легкоплавкого та тугоплавкого компонентів.

Однією з перспективних технологій отримання даних сплавів є саморозповсюджувальний високотемпературний синтез, що при режимі теплового самозапалювання надає можливість дослідження кінетики реакцій, які обумовлюють процес горіння та факторів, що впливають на зміни об'ємів у реакційних брикетах.

При тепловому самозапаленні дослідний матеріал являє собою екзотермічну суміш порошкових компонентів в насипному або спресованому стані. Дана технологія зазвичай протікає при неізотермічних умовах та супроводжується об'ємним змінням заготівель, що пов'язано з дифузією атомів легкоплавкого компоненту до часток тугоплавкого. При цьому практично не встановлені умови, при яких можливий направлений потік з рідкої фази до твердих часток і вплив інтерметалідних фаз на процес синтезу.

Метою даної роботи є встановлення закономірностей об'ємних та структурних змін при тепловому самозапаленні інтерметалідних титанових сплавів.

Об'єктом дослідження обрані інтерметалідні сплави системи Ti-Al. Дана система відноситься до групи інтерметалідних систем, у яких адіабатична температура синтезу нижче за температуру плавлення отриманого з'єднання ($T_{пл} < T_{ад}$) (таблиця 1).

Таблиця 1 – Параметры исследуемой системы

Реакция $R_1 + R_2 \rightarrow P$	$T_{пл}(R_1)$, К	$T_{пл}(R_2)$, К	$T_{пл}(P)$, К	$T_{ад}$, К
$Ti + Al \rightarrow TiAl$	1941	933	1733	1654

У роботі розглянуто закономірності зміни об'ємних і структурних параметрів пористих тіл в процесі синтезу при наступних співвідношеннях температурних умов:

- температура синтезу перевищує точку плавлення кінцевого продукту;
- температура синтезу нижча точки плавлення кінцевого продукту, проте вища точки плавлення проміжних фаз;
- температура синтезу нижча точки плавлення кінцевого продукту та проміжних фаз.

Експериментальні дослідження показують, що екзотермічний ефект та приріст зразків визначаються процесами змішування компонентів у рідкій фазі й появою фаз на границі тверді частки – розплав. Встановлено, що під час синтезу у системі Ti-Al розвиваються наступні процеси: утворення рідкої фази завдяки контактному плавленню та плавленню рідкого компонента; змочування часток твердого компоненту й розтікання рідкої фази в об'ємі брикету; розчин часток твердого компоненту у рідкій фазі; виникнення нових фаз шляхом реакційної дифузії й кристалізації сплаву.

Встановлено, що температура синтезу TiAl сплавів нижча точки плавлення кінцевого продукту і тугоплавкого компоненту, однак вища точки плавлення проміжних фаз (у даному випадку $TiAl_3$ – 1613 К, та $TiAl_2$ – 1273 К). Взаємодія часток титану та рідкого алюмінію в зоні синтезу носить гетерогенний характер і призводить до утворення шару тугоплавкого продукту TiAl, який розділяє реагенти. Лімітуючою стадією процесу є дифузія атомів через шар цього з'єднання, який підкорюється параболічному закону (слабке кінетичне гальмування) і визначається парціальними коефіцієнтами дифузії і структурою осередку. У результаті реакційної дифузії процес протікає у вузькій зоні та без зміни об'єму, так як другий компонент, у якому повинна йти переважна дифузія, знаходиться у рідкому стані.

УДК 669.295

Трегубенко Г.Н.¹, Поляков Г.А.², Подгорный С.Н.³

¹ д-р техн. наук, профессор кафедры электрометаллургии НМетАУ,

² заведующий ПЛНМП НМетАУ,

³ ассистент кафедры электрометаллургии НМетАУ.

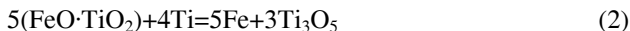
ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СИЛЬНОЗАГРЯЗНЕННЫХ ТИТАНСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТИТАНОВОГО ШЛАКА

В настоящее время сильно загрязненные отходы титана подвергают хлорированию. Не всегда этот способ является экономически целесообразным [1]. Недостатком этого способа переработки отходов является необходимость применения довольно трудоемкой и сложной операции подготовки отходов перед подачей их на хлорирование. В работе [1] рассмотрена гипотетическая возможность утилизации некондиционных титановых отходов при их вводе в руднотермическую печь в количестве 80-100 кг на 1 т ильменитового концентрата после его расплавления в период доводки шлака. Для того что бы определить теоретическую целесообразность предложенного технологического процесса проведен его термодинамический анализ.

Основной процесс классической восстановительной плавки ильменитового концентрата описывается в общем виде уравнением:



Согласно авторам работы [1] отходы металлического титана частично восстанавливают железо из концентрата по реакции:



Термодинамический анализ проводили по методике Темкина-Шварцмана:

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0 - T(\Delta aM_0 - \Delta bM_1 - \Delta cM_2 - \Delta dM_{-2}) \quad (3)$$

Значения энтропии (S_{298}^0) и изменения энтальпии (ΔH_{298}^0) всех веществ, принимающих участие в реакциях (1) и (2), а так же коэффициентов a, b, c, d, M_0 , M_1 , M_2 и M_{-2} взяты из работы [2].

На основании термодинамических расчетов и статистической обработки полученных данных, получены следующие температурные зависимо-

сти изменения изобарно-изотермического термодинамического потенциала для реакций (1) и (2):

$$\Delta G_{T(1)}^0 = 181582 - 160,29 \cdot T \quad (4)$$

$$\Delta G_{T(2)}^0 = -1181,2 + 1,22 \cdot T \quad (5)$$

На основании полученных выражений (4) и (5) видно, что ввод сильнозагрязненных отходов титана в руднотермическую печь обеспечивает дополнительное выделение тепла и, соответственно, должен снижать расход электроэнергии. Однако тепловой эффект от экзотермической реакции (2) является очень незначительным и составляет всего 0,05-0,07 % от тепла необходимого для протекания эндотермической реакции (1). Поэтому, по нашему мнению, использование некондиционных титановых отходов при производстве титанового шлака является термодинамически нецелесообразным.

1. Колобов, Г.А. Титан вторичный. Часть 2: Монография / Г.А. Колобов, В.И. Пожуев, В.В. Тэлин. – Запорожье: ЗГИА, 2007. – 126 с.

2. Верятин, У. Д. Термодинамические свойства неорганических веществ: Справочник / У. Д. Верятин, В.П. Маширев, Н.Г. Рябцев и др. – М.: Атомиздат, 1965. – 460 с.

УДК 669.187.56.001.3

Протокилов И.В.¹, Петров Д.А.², Порохонько В.Б.³,

¹ к.т.н., зав. лаб., ² м.н.с., ³ м.н.с ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

МАГНИТОУПРАВЛЯЕМАЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ПЛАВКА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

В последнее время все более широкое развитие получают титановые сплавы в составе которых присутствуют различные фазы в виде интерметаллидных соединений. Это высокопрочные и жаропрочные сплавы на основе твердорастворной матрицы с дополнительным дисперсными или каркасным интерметаллидным упрочнением, а также сплавы на основе исключительно интерметаллидных соединений. Из последних следует выделить сплавы на основе соединений титана и алюминия - Ti_3Al (супер-альфа-2-сплавы), Ti_2NbAl -сплавы (ортосплавы), $TiAl$ (гамма-сплавы). Данные сплавы (прежде всего гамма-сплавы) по сравнению с традиционными титановыми сплавами

имеют более высокий уровень механических свойств при температурах выше 600...700 °С, таких как удельная прочность и жаропрочность, стойкость к окислению, термическая стабильность и их применение в двигателестроении позволяет снизить вес конструкции двигателя до 25 % и повысить его рабочую температуру.

К интерметаллидным титановым сплавам также относятся сплавы системы Ti-Ni обладающие уникальными свойствами - эффектом памяти формы и сверхупругостью. Эти свойства в сочетании с высокими характеристиками прочности и коррозионной стойкости, низкой плотности, высокой биологической совместимости и низким модулем упругости, обуславливают эффективность использования никелидов титана для изготовления медицинских инструментов и имплантатов, термочувствительных датчиков, различных термомеханических устройств, соединительных муфт и пр.

Металлургическое производство интерметаллидных титановых сплавов связано с рядом сложностей. Данные сплавы требуют точного соблюдения заданного химического состава, очень чувствительны к химической и структурной неоднородности, наличию примесей и различных дефектов литейного и иного характера, что в свою очередь диктует необходимость применения сложного многоступенчатого технологического процесса для их получения.

Цель настоящей работы заключалась в оценке возможностей получения интерметаллидных титановых сплавов из исходных некомпактных шихтовых компонентов методом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП). Процесс МЭП осуществляется в электрошлаковой печи камерного типа (рис. 1). Плавильное пространство предварительно вакуумируется, затем заполняется инертным газом. Плавление расходуемого электрода 2, спрессованного из исходных некомпактных шихтовых компонентов, осуществляется за счет Джоулева тепла, выделяющегося в шлаковой ванне 4 при прохождении в ней рабочего тока плавки. Слиток 5 формируется в условиях последовательной направленной кристаллизации. Для воздействия на процессы плавления металла и затвердевания слитка используется внешнее магнитное поле, сформированное электромагнитной системой 3, опоясывающей кристаллизатор 7.

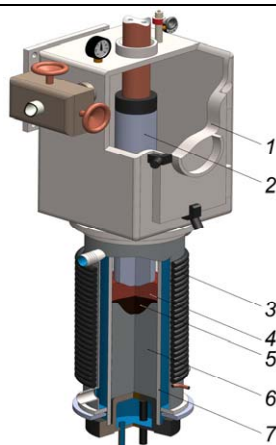


Рис. 1. Схема процесса МЭП: 1 - камера печи; 2 - расходующий электрод; 3 - электромагнитная система; 4 - шлаковая ванна; 5 - металлическая ванна; 6 - слиток; 7 - водоохлаждаемый кристаллизатор.

Отличительными признаками процесса МЭП, обуславливающими перспективность его применения для производства слитков сложнолегированных титановых сплавов являются:

- ведение плавки в электрошлаковой печи камерного типа в контролируемой атмосфере инертного газа, что исключает взаимодействие металла с атмосферными газами;
- наличие шлаковой ванны, покрывающей ванну жидкого металла и избыточное давление в плавильном пространстве исключают неконтролируемое испарение легколетучих компонентов сплава (Al, Cr, B, Mn и др.), в результате чего создаются предпосылки для точного “попадания” в заданный химический состав сплава;
- наличие шлакового гарнисажа между жидкометаллической ванной и стенкой водоохлаждаемого кристаллизатора сводит к минимуму контакт расплава с материалом формирующего устройства и возможность загрязнения металла;
- электромагнитное воздействие на металлургическую ванну при МЭП способствует повышению однородности выплавляемого сплава и измельчению литой структуры слитка.

Экспериментальные исследования проводили при выплавке слитков диаметром 60...120 мм сплавов Ti-46,8Al-1Cr-0,2Si (% ат.), Ti-48Al-2Cr-2Nb (ат. %), Ti-50Ni (ат. %). В качестве шихтовых материалов для выплавки слитков использовали титан губчатый ТГ90 (фракция -12+2 мм), дозирован-

ные гранулы алюминия А99 ($\varnothing 5 \times 7$ мм), хром Х99, ниобий Н61 (полоса $\delta = 0,5$ мм), никель гранулированный Н0 ($\varnothing 5 \dots 10$ мм), никель НП2 (полоса $\delta = 0,4$ мм), кремний (99,027%).

Подготовка шихты для изготовления электродов состояла из следующих операций: сушка губчатого титана при температуре 170°C в течении 3 ч; измельчение легирующих элементов на фракции размером $3 \dots 10$ мм; взвешивание и перемешивание порций шихты.

Расходуемые электроды диаметром 35, 45, 75 мм. изготавливали методом полунепрерывного прессования сквозь конусную проходную пресс-форму небольших порций шихты по $60 \dots 100$ гр, что обеспечивало равномерное распределение легирующих компонентов по высоте электрода. Плотность полученных электродов составляла в среднем $55 \dots 70\%$ от плотности выплаваемых сплавов.

Слитки получали путем двукратного переplava под бескислородным, фторидно-хлоридным флюсом. Необходимость повторного переplava была вызвана нестабильностью электрических режимов переplava прессованного электрода и наличием в сплаве компонентов со значительно отличающимися физическими свойствами.

Внешний вид и макроструктура выплавленных слитков приведены на рис. 2, 3. Слитки характеризуются хорошим качеством формирования боковой поверхности, без коверн, гофр и прочих дефектов. Макроструктура слитков в продольном сечении плотная и однородная, без пор, шлаковых включений, усадочной пористости, зоны слабины по оси слитка (рис. 2в, 3б).

Рентгенофлуоресцентный анализ химического состава сплавов показал их соответствие расчетному, задаваемому при шихтовке электродов. Признаков зональной ликвации не выявлено.

Низкая пластичность сплавов на основе $\gamma\text{-TiAl}$ не позволила провести их последующую деформационную обработку. В данном направлении перспективным может быть применение высокотемпературной газостатической обработки литого металла для его гомогенизации и повышения пластических характеристик. Этот вопрос требует дальнейших серьезных исследований как с точки зрения создания новых металлургических систем сплавов, так и режимов их выплавки и последующей термической обработки.

Слитки никелида титана Ti-50Ni (ат. %) были успешно подвергнуты термомеханической обработке, в результате чего были получены полуфабрикаты в виде пластин толщиной $0,8 \dots 12$ мм и проволоки диаметром $0,4 \dots 1,2$ мм (рис. 3в), что свидетельствует о хорошем металлургическом качестве металла.

Таким образом проведенные исследования показали перспективность применения процесса МЭП для получения слитков интерметаллидных титановых сплавов из исходных некомпактных шихтовых компонентов.



Рис. 2. Слитки первого (а) и второго (б) перепадов сплава Ti-46,8Al-1Cr-0,2Si (ат.%) полученные методом МЭП и продольный макрошлиф (в) слитка второго перепада диаметром 85 мм.

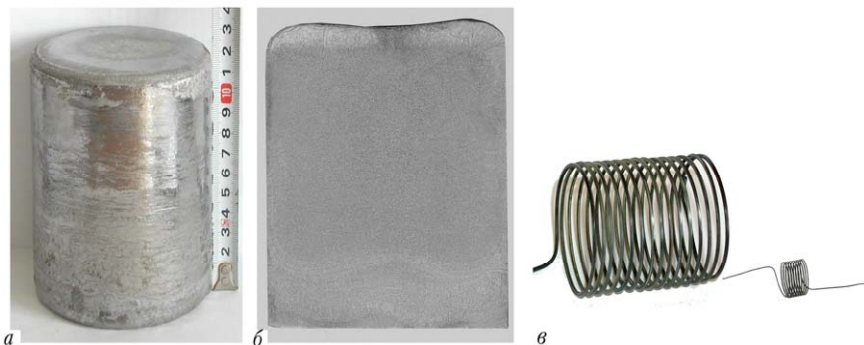


Рис. 3. Внешний вид (а) и продольный макрошлиф (б) слитка Ti-50Ni (ат.%) диаметром 100 мм полученного методом МЭП и изготовленная из него проволока (в).

УДК 669.295

Трегубенко Г.Н.¹, Поляков Г.А.², Подгорный С.Н.³

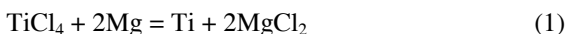
¹ д-р техн. наук, профессор кафедры электрометаллургии НМетАУ,

² заведующий ПЛНМП НМетАУ,

³ ассистент кафедры электрометаллургии НМетАУ.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА ТИТАНА ИЗ ЕГО ТЕТРАХЛОРИДА

В настоящее время производство титана из его тетрахлорида возможно либо магнитоермическим способом (метод Кролла) либо натриетермией (метод Хантера). Каждый из этих способов имеет свои преимущества и недостатки. В данной работе поставлена цель определить какой из указанных способов является наиболее оптимальным с точки зрения термодинамики протекания технологических процессов. Суммарные реакции обеих способов (при их нормальном технологическом протекании, т.е. без образования низших хлоридов титана) можно представить следующим образом:



Термодинамический анализ проводили по методике Темкина-Шварцмана:

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0 - T(\Delta aM_0 - \Delta bM_1 - \Delta cM_2 - \Delta dM_{-2}) \quad (3)$$

Значения энтропии (S_{298}^0) и изменения энтальпии (ΔH_{298}^0) всех веществ, принимающих участие в реакциях (1) и (2), а так же коэффициентов a , b , c , d , M_0 , M_1 , M_2 и M_{-2} взяты из работы [1].

На основании термодинамических расчетов и статистической обработки полученных данных, получены следующие температурные зависимости изобарно-изотермического термодинамического потенциала (изменение свободной энергии Гиббса) для реакций (1) и (2):

$$\Delta G_{T(1)}^0 = 79,54 \cdot T - 464985 \quad (4)$$

$$\Delta G_{T(2)}^0 = -300,42 \cdot T - 723693 \quad (5)$$

Используя выражения (4) и (5), а так же уравнение изобары Вант-Гоффа:

$$\lg K_p = -\frac{\Delta G_T^0}{2,3RT} \quad (6)$$

определим температурные зависимости логарифма константы равновесия реакций (1) и (2):

$$\lg K_{p(1)} = \frac{24328}{T} - 4,16 \quad (7)$$

$$\lg K_{p(2)} = \frac{37864}{T} + 15,72 \quad (8)$$

Анализ полученных выражений (4), (5), (7) и (8) показал, что натриетермический способ производства титана из его тетрахлорида термодинамически более предпочтительнее, чем магниетермия. Поэтому в первом случае реакция протекает более быстрее и полнее и, соответственно, коэффициент использования восстановителя будет выше. Однако следует учитывать, что количество выделившегося тепла при использовании в качестве восстановителя натрия будет в ~ 1,6 раза больше, чем при магниетермическом способе получения титана и это может создать определенные технологические трудности с его отводом.

1. Верятин, У. Д. Термодинамические свойства неорганических веществ: Справочник / У. Д. Верятин, В.П. Маширев, Н.Г. Рябцев и др. – М.: Атомиздат, 1965. – 460 с.

УДК 669.15

Євсєєва Н.О. ¹ Міщенко В.Г. ²

¹к.т.н., ст.викл. ЗНТУ ²д.т.н., проф. ЗНУ

АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 03X17H3Г9МБДЮЧ

В настоящее время титан является конструкционным материалом и основой высокопрочных сплавов для авиации, судостроения и атомной энергетики. При этом основной проблемой при получении титана остается повышение эксплуатационных характеристик коррозионностойких сталей и

сплавов, применяемых для изготовления реторт в магнито-термическом производстве губчатого титана. Повышенные физико-механические характеристики сталей и сплавов достигаются путем многокомпонентного легирования. [1-4].

Целью данной работы является выбор оптимального фазового состава. Для этого исследованы образцы жаропрочной коррозионностойкой стали 03X17H3Г9МБДЮч (патент Украины №100650), которые подвергали термической обработки при 200°C, 800°C, 900°C, 1050°C в течении 5 мин. и последующего охлаждения на воздухе. Исследование распределения легирующих элементов проводили на растровом электронном микроскопе РЕМ-106И, оснащенном системой рентгеноспектрального энергодисперсного микроанализа при ускоренном напряжении 20кВ во вторичных электронах.

Изменение соотношения аустенитной и ферритной фаз зависит от введения легирующих элементов и режимов термической обработки стали. В результате рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) установлено распределение легирующих элементов в коррозионностойкой стали 03X17H3Г9МБДЮч. Структурные составляющие отличаются по интенсивности окрашивания после травления, что свидетельствует об изменении химического состава фаз. Известно, что фазовый состав стали главным образом влияет содержание аустенитообразующих и ферритообразующих элементов.

Химические элементы по объему образца определяли по центральной оси в вертикальных и горизонтальных сечениях, выбирая характерные точки исследованного образца. Микроструктура исследованной стали представляли собой зерна аустенита с включениями ферритной составляющей.

В зоне равномерно окрашенного металла содержание основных легирующих элементов не превышало заданных по химическому составу. Интенсивно окрашенные участки указывают на появление метастабильного аустенита.

Проведенные рентгеноспектральные исследования выявили, что на границе основной металл-измененный слой происходит изменение содержания Cr от 8,10 до 19,1%, Ni 0,73-2,17%, Mn 5,3-13,12%, Al 0,05-1,31%, Cu 0,02-0,32%, Mo 0,01-0,6%. Это дало возможность определить структурное состояние стали, в соответствии с диаграммой коррозионностойких сталей Потака-Сагалевица, рассчитані значения хромовых эквивалентов мартенситообразования и ферритообразования.

В результате исследования распределения фазовых составляющих установлено, что до протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения близко 830°C.

Таким образом, такое содержание химических элементов обеспечивает однородную структуру аустенита при температуре эксплуатации и трех-

фазное состояние при охлаждении реакторов магнетермического получения титана.

ЛИТЕРАТУРА

1. Титан / [В.А. Гармата и др.]. – М.: Металлургия, 1983. – 559 с.
2. Металлургия титана / [В.А. Гармата, Б.С. Гуляницкий, В.Ю. Крамник и др.]. – М. : Металлургия, 1968. – 643 с.
3. Мищенко В.Г. Анализ физико-химического взаимодействия компонентов стали со средой восстановительного процесса получения титана / В.Г. Мищенко, Н.А. Евсеева // Вісник двигунобудування. – 2009. – № 2. – С. 120 – 122.
4. Mishchenko V. The changes of chrome-nikel-manganese steels phase terms properties in course of operational heating / V. Mishchenko, N. Ievsieieva, I. Lazechnyy // SCIENTIFIC LETTERS OF ACADEMIC SOCIETY OF MICHAL BALUDANSKY. – 2014. – № 1 – P. 89 – 94.

УДК 621.77

Фролов Я. В.¹, Головки О. М.², Самсоненко А. А.³, Прядицький О. А.⁴

¹ д.т.н., завідувач кафедри обробки металів тиском, Національна металургійна академія України

² д.т.н., науковий співробітник, Ганноверський університет ім. Г. В. Лейбніца

³ к.т.н., докторант, Національна металургійна академія України

⁴ аспірант, Національна металургійна академія України

АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТЕЙ ВИКОРИСТАННЯ ПРОЦЕСІВ ОБРОБКИ МЕТАЛІВ ТИСКОМ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА КОМПОЗИТІВ ЗІ СПЛАВАМИ НА ОСНОВІ ТИТАНУ

Шарові металеві композити, що складаються з двох або декількох шарів різних металів або сплавів, становлять особливий клас функціональних матеріалів з широким комплексом експлуатаційних і технологічних характеристик. В основі їх практичного застосування лежить можливість створення металевих композитів з наперед заданими, часом унікальними властивостями, а також економне використання гостродефіцитних і дорогих матеріалів. Також в сучасному машинобудуванні все більш значну частку займають біметалеві металовироби на основі алюмінію, титану та інших кольорових металів та сплавів [1, 2].

Дослідженню процесів виробництва довгомірних шарових композитів на основі процесів обробки тиском присвячені роботи таких вчених, як О. С. Гельман, М. С. Гільденгорн, Е. С. Каракозов, С. О. Голованенко, В. Л. Кол-

могоров, П. І. Полухін, В. О. Луценко, О. В. Сатонін, М. Х. Шоршоров та ін. Більшість робіт цих авторів стосується процесу прокатки та волочіння біметалевих штаб, труб та профілів на основі сталі. Однак процесам прокатки та волочіння притаманні суттєві недоліки, що ускладнюють (а іноді, роблять неможливим) їх використання при виробництві багат шарових профілів для потреб машинобудування: обмеження в товщині шарів, обмеження максимальної деформації за прохід, обмежена можливість контрольованої деформації кожного шару, необхідність формування та підготовки заготовки.

У зв'язку з цим отримали розвиток процеси прямого (та частково зворотного) пресування довгомірних біметалевих профілів на основі кольорових металів і сплавів [3-5]. Авторами цих робіт досягнуті певні результати в дослідженні закономірностей деформації шарів та впливу параметрів процесу на якість з'єднання, а також запропоновані досліди технологічні режими та конструкції інструменту для реалізації цих процесів. При реалізації процесів прямого пресування необхідно враховувати наступні їх особливості: неможливість отримання довгомірної продукції в широкому діапазоні товщин шарів та розмірів металовиробу, неконтрольована та нерівномірна деформація внутрішніх шарів, складність використання матеріалів з великою різницею в температурах пластичної деформації, обмежений розмір та кількість елементів внутрішнього шару (елементів, що армують), іноді складність конструкції інструменту. Також малодослідженими залишаються питання якості з'єднання шарів та характеристик контактної зони.

Наявність вищевказаних особливостей призвела до виникнення та розвитку процесів гарячого кутового пресування біметалів [6, 7]. Як правило, процеси рівноканального кутового пресування використовуються для подрібнення зерна та досягнення необхідного рівня механічних властивостей металовиробів і текстури [8]. Існуючі на даний час дослідження процесів гарячого кутового пресування біметалів мають обмежений характер та потребують подальшого розвитку.

УДК 669.111.22

Іванов В. Г., канд. техн. наук, докторант, ЗНТУ

ВПЛИВ ТИТАНУ НА МОРФОЛОГІЮ ГРАФІТОВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ЧАВУНАХ

Титан, що відрізняється високою хімічною активністю, справляє дуже різноманітний та складний вплив на графітизацію чавунів. У сірих чавунах він сприяє графітації при невеликих концентраціях, а при підвищених на-

впаки - відбілюванню. Титан також відносять до елементів деглобуляризаторів, що унеможливує утворення кулястого графіту. Для стабільного утворення вермикулярного графіту у чавунах вже багато років застосовують магнієві лігатури, що містять титан. Але до сьогоднішнього механізм впливу титану на графітову фазу у чавунах вивчений недостатньо, що суттєво обмежує застосування цього перспективного елементу у виготовленні чавунних виливків з певною морфологією графітної фази.

Вивчали вплив титану на морфологію графітових включень у заевтектичних сірих чавунах. Попередньо у індукційній печі ICT-0,060 виплавляли чавун заевтектичного складу (мас. частка, %): 3,7 C; 2,8 Si; 0,3 Mn; 0,03 P; 0,02 S. Потім у розплавлений метал додавали зростаючі присадки титану (0,05; 0,1; 0,15 %) при температурі 1450 °C. Кожний відбір металу поділяли на дві частини: без обробки та з обробкою нікель-магнієвою лігатурою (15 % Mg, 0,6 % Ce) і додатковим вторинним модифікуванням феросиліцієм ФС75. Заливали пробу на хімічний аналіз та клинову пробу, що характеризує схильність до графітизації. З проб на хімічний аналіз виготовляли шліфи для металографічного, мікрорентгеноспектрального та петрографічного аналізу.

Металографічний аналіз зразків чавуну проводили з використанням мікроскопів MIM-7 і «ZEISS. Epytup-2». Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили за допомогою електронного растрового мікроскопу SUPRA 40 WDS (Karl Zeiss). Петрографічні дослідження виконували у відбивному світлі на мікроскопі МБІ-6. Екстраговані крапління графіту вивчали у прохідному світлі на кристалооптичному мікроскопі МИН-8 з використанням стандартних наборів імерсійних рідин.

Як і слід було очікувати, у сірому чавуні добавка титану спочатку позитивно впливає на графітизацію чавуну, сприяє рівномірному розподіленню графіту та подрібнює його включення. Подальше збільшення вмісту титану приводить до зменшення кількості графіту та відбілювання чавуну. Наявність титану у чавуні, що був оброблений магнієвою лігатурою, також сприяє відбілюванню та утворенню вермикулярного графіту замість кулястого. Зі збільшенням кількості титану також зберігається тенденція до зменшення кількості графіту та подрібнення його включень.

Проведеними дослідженнями встановлено, що такий вплив титану на морфологію графітової фази пов'язаний з утворенням переважно карбонітрідів титану. Це підтверджується високою спорідненістю титану до азоту, яка навіть вище ніж до вуглецю.

Вкрапління карбонітрідів титану мають октаедричну або дендритну форму та характеризуються рожевим або бузковим забарвленням. Утворення карбонітрідів титану головним чином відбувається при температурі, наближеній до точки твердіння.

Крім того, виродження кулястого графіту може бути пов'язано з більш високою спорідненістю титану до кисню ніж магнію, дезактивацією зародків кулястого графіту і зміною умов зростання графіту.

Таким чином, встановлено, що титан активно впливає на формоутворення включень графіту у чавунах і надає можливості керувати морфологією графітної фази, забезпечуючи необхідні властивості литих виробів.

УДК 620.172.2:669.15

Калинин А.В. канд. техн. наук, доцент Приднестровской Государственной Академии строительства и архитектуры

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА УПРАВЛЯЕМЫМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ

Проблема получения нанодисперсных порошков металлов, сплавов и дисперсных соединений из них, предназначенных для различных областей техники, является актуальной и имеет важное научно-техническое значение. В последнее десятилетие интерес к этой теме существенно возрос, так как установлено, что уменьшение размеров кристаллитов ниже некоторой пороговой величины может приводить к значительному изменению свойств металлов и сплавов. Такие эффекты появляются, когда средний размер кристаллических зерен не превышает 100 нм, и наиболее отчетливо наблюдается, когда размер зерен менее 10 нм. Изучение свойств сверхмелкодисперсных материалов требует учета не только их состава и структуры, но и дисперсности. Поликристаллические сверхмелкодисперсные материалы со средним размером зерен менее 40 нм относятся к нанокристаллическим.

В авиационной технике лопатки газовых турбин турбореактивных двигателей работают в наиболее сложных условиях. Для создания газотурбинных двигателей нового поколения необходимы высокопрочные и жаропрочные сплавы, имеющие высокие параметры конструкционной прочности и более высокую вязкость разрушения. В диапазоне рабочей температуры опытные испытания показали, что использование в газовых турбинах нанокристаллических жаропрочных сплавов обеспечивает высокие требования, предъявляемые к материалам авиационных двигателей нового поколения.

Одним из наиболее эффективных способов создания наноматериалов является использование нанодисперсных порошков. Работы в области получения нанопорошков интенсивно развиваются и в настоящее время известно достаточно различных оригинальных способов.

Из известных методов получения нанопорошков с размером частиц 10...100 нм, таких как распыление, помол, электролиз, разложение карбонидов и различных солей металлов, в том числе под действием взрыва, излучения, термоудара, только управляемый плазмохимический синтез (ПХС) дает возможность синтезировать заданные по составу фракции порошки различных металлов и соединений. Достигнутый технический уровень в этой отрасли позволил создать автоматизированные высокочастотные установки и наладить их выпуск в промышленных масштабах. Отличительной способностью разработанного процесса является возможность применения в качестве исходного сырья порошкообразных (фракции до 0,3 мм) отходов ферросплавных, титано-магниевого, электродных, кремнийполимерных и других производств. Для генерации плазмы в установках ПХС используются вихревые индукционные плазмотроны с газовой стабилизацией заряда.

Таким образом, основной проблемой является повышение качества получаемых нанокристаллических композиций управляемым плазмохимическим синтезом и разработки рациональной схемы оборудования для реализации данной технологии.

Перспективно применение тугоплавких наноконпозиций плазмохимического синтеза при изготовлении рабочих лопаток из титановых и никелевых сплавов для газотурбинных авиационных двигателей, поршневых алюминиевых сплавов, а также для отливок Fe-C сплавов. Дальнейшие исследования направлены на комплексное изучение параметров качества поверхностного слоя наиболее ответственных деталей ГТД после их модифицирования нанодисперсными порошками, а также определение влияния сочетания параметров качества поверхностного слоя несущих поверхностей указанных деталей на их служебные характеристики.

Перечень ссылок:

1. Петров Ю.И. Кластеры и малые частицы. М.: Наука, 1986-368с.
2. Богуслав В.А., Качан А.Я., Долматов А.И., Мозговой В.Ф., Корневский Е.Я. Технологии производства авиационных двигателей. ч. 2. Основы технологии.- Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2005.-557с.
3. Сабуров В.П., Микитас А.М., Миннехатов П.Н. Применение ультрадисперсных порошков для модифицирования литейных сталей. // Плазменные процессы в порошковой металлургии. –м: Черноголовка, 1987.-С. 154-160.
4. Калинин В.Т., Федотов В.А. Синтез и применение ультрадисперсных порошков-модификаторов // 36. наук. пр. «Системні технології», -Д.: НМетАУ, -2002-№1-С. 67-73.

ПЛАЗМЕННОЕ НАПЫЛЕНИЕ ТИТАНА НА ПОВЕРХНОСТЬ КОСТНЫХ ИМПЛАНТ

Применение титановых суставов-имплант требует решения важной проблемы соединения металла с костной тканью. Одним из способов ее решения является создание шероховатой поверхности для повышения прочности зоны срачивания. По предварительным оценкам высота шероховатости на поверхности импланта должна составлять не менее 100 мкм. Создание такой шероховатости возможно путем плазменного напыления при обеспечении достаточной прочности напыленного слоя. Для решения поставленной задачи использовался плазмотрон Метко-9МВ с диаметром сопла 10 мм и подачей титановой проволоки в аргоновую плазменную струю. Выполнялось напыление слоев разной толщины от 280 до 600 мкм. Микрошлифы покрытий показаны на рис. 1 а) и б)

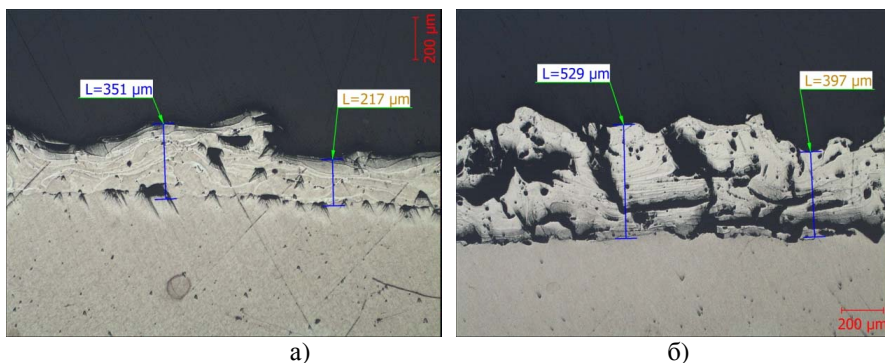


Рис.1. Изменение пористости покрытия титана в зависимости от толщины покрытия: а) толщина покрытия более 500 мкм; б) толщина покрытия 351 мкм.

Как видно из рис.1 а), при увеличении толщины покрытия более 500 мкм получается рыхлый и недостаточно прочный слой напыленного титана. Причиной этого является по-видимому перегрев окисление и растрескивание покрытия вызванное остаточными напряжениями. Для уменьшения перегрева покрытия толщину покрытия уменьшали до 351 мкм, рис.1 б), что позволило избежать окисления и растрескивания покрытия и получить достаточ-

ную высоту шероховатости. Таким образом, при плазменном напылении титана, получение плотного и прочного покрытия возможно, когда толщина напыленного слоя за один проход не превышает 350 мкм.

УДК 669.15-198

Григорьев С. М.¹, Петрищев А.С.²

¹ доктор техн. наук, проф., ЗНУ; ² канд. техн. наук, доц., ЗНТУ

РАФИНИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЗОВАННОГО МОЛИБДЕНОВОГО КОНЦЕНТРАТА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМООБРАЗУЮЩЕЙ СМЕСЬЮ

Традиционные методы алюминотермической плавки легирующих материалов на основе редких тугоплавких элементов практически исчерпали возможности в повышении качества целевых продуктов. Это ведет в свою очередь к ограничению областей их применения или дополнительным расходам по рафинированию расплава от вредных примесей при выплавке специальных и качественных сталей. Имеется определенный опыт высокоэффективного использования металлизированного молибденового концентрата в сталеплавильном производстве специальных сталей.

Технологические особенности восстановления элемента в гетерогенной системе обусловили получение легирующего материала, обладающего качественно новыми свойствами: относительно низкой кажущейся плотностью брикетов (3,2-3,4 г/см³), развитой поверхностью реагирования. Плотность плавленного молибдена 10,23 г/см³. Высокая скорость растворения молибдена в расплаве металла, высокая восстановительная способность компонентов нового легирующего материала и другое позволяют повысить усвоение молибдена, хрома, вольфрама и ванадия на 4 - 10 % по сравнению с обожженным молибденовым концентратом, сократить время легирования расплава в 7-8 раз по сравнению со стандартным ферромолибденом.

Однако наличие сопутствующих вредных примесей серы, фосфора и легкоплавких цветных металлов существенно ограничивает возможности использования нового легирующего материала. Кристаллизуясь последними, при содержании уже тысячных и десятитысячных долей процента, они образуют на границах зерен легкоплавкие и хрупкие прослойки, которые ухудшают межзеренную связь и порождают горячеломкость и хладноломкость, являются одной из причин межзеренной ползучести (крипа) при длительном воздействии нагрузок в жаропрочных сталях и сплавах. В связи с этим область применения того или иного легирующего материала определяется до-

пустимыми пределами содержания этих примесей. Для улучшения качества тугоплавких металлов используют рафинировочные вакуумно-дуговой и электронно-лучевой переплавы. Однако широкого распространения они не получили из-за сложного аппаратного оснащения и высокой стоимости процесса рафинирования молибдена.

Цель настоящей работы - определить возможности улучшения качества металлизированного молибденового концентрата относительно дешевыми способами, а конкретные задачи - исследовать некоторые физико-химические закономерности, протекающие при его низкотемпературной обработке плазмообразующим газом, а также фазовый и химический составы и структурные особенности полученного рафинированного от вредных примесей продукта.

Анализ известных зависимостей упругости паров вредных примесей серы, фосфора и легкоплавких цветных металлов, взятых из справочной литературы, указывает на стремительное ее повышение с ростом температуры с достижением значения 1 атм. при температурах от 702 К до 2882 К. Это подтверждает возможность снижения вредных примесей в металлизированном молибденовом концентрате с добавлением чугунной стружки с использованием его низкотемпературной обработки плазмообразующим газом. То есть в процессе данной обработки будет происходить испарение вредных примесей и выход их из молибденсодержащего материала. Одновременно с этим упругость паров молибдена и железа (а также вольфрама, как сопутствующей примеси) будет на порядки меньше, что свидетельствует о ничтожно малых потерях целевых элементов с газовой фазой при их испарении. Также в процессе обработки возможно снижение содержания углерода в материале за счет испарения части его атомов исходя из повышения упругости паров, а также его выработки при довосстановлении оксидной составляющей металлизированного молибденового концентрата при повышенных температурах с образованием оксидов углерода.

Исходя из результатов рентгеноструктурных фазовых исследований выявлена высокая интенсивность проявления дифракционных максимумов молибдена металлического. Вместе с этим с меньшей интенсивностью проявляются интерметаллиды железа и молибдена Fe_3Mo и FeMo . Исследования микроструктуры с использованием растровой электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа подтверждают результаты определения фазового состава и хорошо с ними согласуются.

Как показали исследования рафинирование металлизированного молибденового концентрата низкотемпературной плазмообразующей смесью обеспечивает снижение концентрации примесей мышьяка в 10-20 раз, сурьмы - в 4-10 раз, олова - до 25 раз, висмута - в 10-18 раз, цинка - в 6-20 раз,

свинца - в 100-150 раз, фосфора - в 1,5-2 раза. Обеспечивается более высокая степень очистки по сравнению с вакуумно-термической обработкой и в десятки раз с большей скоростью испарение примесей. Процессы обезуглероживания и удаления некоторых примесей протекают в 5-6 раз быстрее по сравнению с электроннолучевым рафинированием молибдена благодаря резкому повышению давления паров испаряющихся элементов, увеличению коэффициента диффузии в газе и скорости массопереноса, которые обеспечивает высокая скорость газового потока плазмообразующей смеси над поверхностью расплава молибдена.

После рафинирования плазмообразующей смесью металлизированный молибденовый концентрат приобретает кристаллическую структуру, которая практически не отличается от структуры молибдена после электронно-лучевого переплава. Плотность полученного материала повышается до $10,17 \text{ г/см}^3$. Наиболее эффективно и целесообразно использовать полученный молибденсодержащий материал при выплавке прецизионных сплавов типа 79НМ, нержавеющей стали марки ЭИ943, а также при производстве порошковых быстрорежущих сталей без каких-либо ограничений.

Дуриягіна З.А.¹, Тростяничин А.М.¹, Лемішка І.А.¹, Джуган О.А.²

¹Національний університет «Львівська політехніка»

²Запорізький національний технічний університет

ГРАНУЛОМЕТРИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКУ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6, ОТРИМАНОВОГО МЕТОДОМ ВІДЦЕНТРОВОГО ПЛАЗМОВОГО РОЗПИЛЕННЯ ЕЛЕКТРОДУ

АНОТАЦІЯ

Методами гранулометричного аналізу, проведено дослідження порошку сплаву ВТ6, отриманого методом відцентрового плазмового розпилення. Показано, що частинки порошку після просіювання характеризуються незначним розкидом за розмірами в межах фракції. Встановлено, що ступінь неоднорідності в досліджуваних фракціях не перевищує 15 %.

1. ВСТУП

Необхідність економії матеріальних ресурсів та зниження собівартості продукції вимагає від підприємств-виробників та переробників титану та сплавів на його основі, вдосконалення існуючих технологій формоутворення виробів та впровадження нових високоефективних рішень.

Останнім часом в таких високотехнологічних галузях як авіа та аерокосмічна промисловість спостерігається значна інтенсифікація досліджень з

розробки нових технологічних підходів отримання дороговартісних деталей з використанням адитивних технологій (технологій 3D друку). Даний підхід ґрунтується на пошаровому формуванні об'єктів, при цьому на початковому етапі, кожен новий шар майбутньої деталі являє собою порошкову фракцію, що складається з однакових або різних за формою частинок металевго матеріалу. Вважається, що оптимальними за формою частинками є сферіоди приблизно однакового розміру [1]. Разом з тим, на даний час отримання порошків із сферичною формою частинок утруднене [2]. Саме тому вкрай важливим є оптимізація параметрів технологічного процесу, з метою усунення дефектів із поверхні, а також досягнення максимально можливого ступеню однорідності сферичних частинок порошку.

В даній роботі досліджено гранулометричні характеристики сферичного порошку сплаву ВТ6, отриманого за допомогою методу плазмового розпилення електроду [3]. Оптимальне поєднання таких властивостей як висока міцність, мала густина та хороша корозійна стійкість, робить ці порошки одними з найбільш перспективних та досліджуваних матеріалів для адитивних технологій.

2. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Попередній розподіл порошку за фракціями виконувався за допомогою ситового методу згідно ГОСТ Р 51568-99 [4].

Металографічні дослідження морфології порошку виконувались з використанням сканувального електронного мікроскопу EVO 40XVP. Пробу для випробувань ретельно перемішували на склі, розсипали смугою певної довжини і розділяли на 7-8 приблизно рівних частин. Парні частини відкидали, а непарні змішували і повторно скорочували подібним чином. Далі пробу порошку наносили на електропровідну клейку стрічку. Дослідження проводилися за збільшення 50 та 100 разів.

Гранулометричний аналіз виконували за допомогою спеціалізованого матеріалознавчого комплексу аналізу зображень ImageJ [5].

Ступінь неоднорідності (полідисперсність) порошку, що залежить від двох параметрів: середнього розміру домінуючих частинок в певній фракції та стандартного відхилення розміру частинок порошку від їх середнього розміру [6], визначалася методом побудови кривої Гауса на основі гістограми розподілу частинок в певній фракції [7].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Згідно з результатами металографічного аналізу порошок сплаву ВТ6 після відцентрового плазмового розпилення характеризується бездефектною глобулярною будовою (рис. 1а,в).

Дослідження проводилися для титанових порошків фракцій 250 та 160 мкм, отриманих в результаті просіву ситовим методом, які характеризуються незначним розкидом частинок за розмірами (рис. 1б,г, 2).

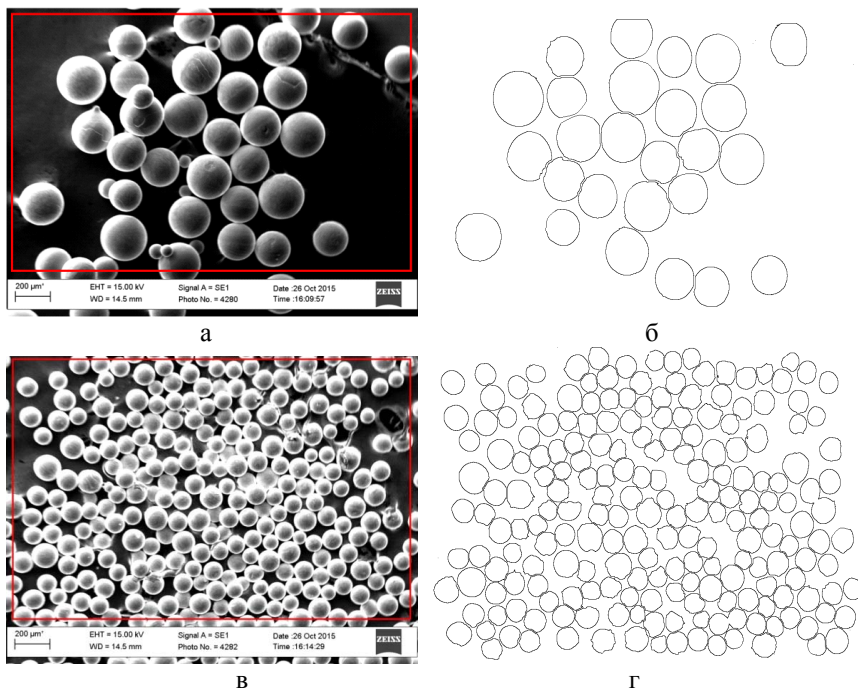
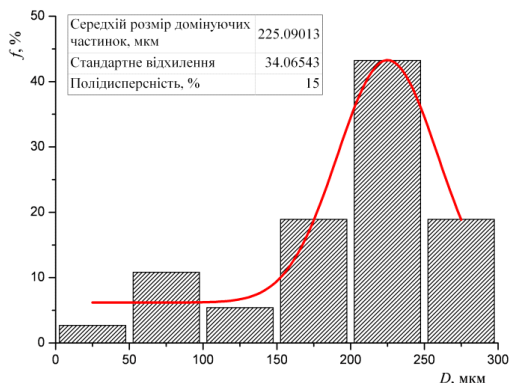
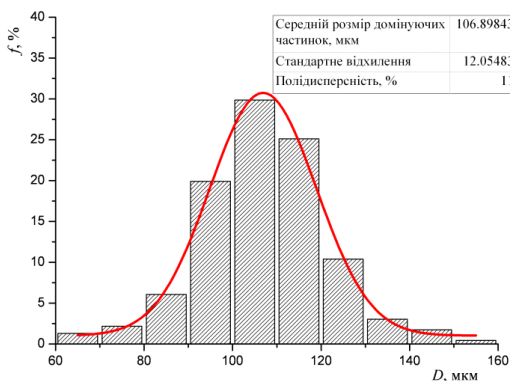


Рисунок 1 – Морфологія порошку сплаву ВТ6 після сфероїдизації методом відцентрового плазмового розпилення (а,в); трансформоване зображення частинок в програмі ImageJ (б,г). Фракції: а,б – 250 мкм; в,г – 160 мкм.

Згідно з гістограмою розподілу частинок порошку сплаву ВТ6, встановлено, що у фракції 250 мкм домінуючими є частинки із середнім діаметром 220-230 мкм, а у фракції 160 мкм середній діаметр домінуючих частинок складає 100-110 мкм (рис. 2).



а



б

Рисунок 2 – Крива Гауса побудована на основі гістограми розподілу частинок порошку сплаву ВТ6 після сфероїдизації методом відцентрового плазмового розпилення. Фракції: а – 250 мкм; б – 160 мкм.

Полідисперсність порошку визначається як відсоткове співвідношення стандартного відхилення до середнього розміру домінуючих частинок. Таким чином, враховуючи дані отримані в результаті побудови кривої розподілу Гауса, ступінь неоднорідності у фракції 250 мкм складає приблизно 15 %, а у фракції – 11 %.

4. ВИСНОВКИ

За результатами гранулометричного аналізу порошку сплаву ВТ6, що отриманий методом відцентрового плазмового розпилення, виявлено не-

значний розкид частинок за розмірами після просіювання ситовим методом в межах однієї фракції. Однак необхідно врахувати, що згідно з гістограмою розподілу частинок порошку сплаву ВТ6 відхилення по відношенню до середнього розміру домінуючих частинок в досліджуваних фракціях є рівномірним та поступовим.

Встановлено, що ступінь неоднорідності в досліджуваних фракціях не перевищує 15 %.

ЛІТЕРАТУРА

1. Gibson I., Rosen D., Stucker B., Additive Manufacturing Technologies - 2nd ed. p/cm. ISBN 978-1-4939-2112-6., Georgia Institute of Technology, 2015, p. 498.

2. Зленко М.А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н. - Санкт-Петербург: Издательство политехнического университета, 2013. - 221 с.

3. Donachie M.J. Super alloys: a technical guide/M. Donachie, Jr., S. Donachie. - 2nd ed. p/cm. ISBN 0-87170-749-7. ASM International. 2002.

4. ГОСТ Р 51568-99 (ИСО 3310-1-90). Сита лабораторные. Технические требования и методы испытаний. Часть 1. Сита лабораторные из металлической проволоочной сетки. – Москва: Изд-во стандартов, 1999. – 7 с.

5. Конюхов А.Л., Руководство к использованию программного комплекса ImageJ для обработки изображений: Учебное методическое пособие. – Томск: кафедра ТУ, ТУСУР, 2012. – 105 с.

6. Walpole Roland E., Myers Raymond H. Probability and Statistics for Engineers and Scientists. — 3-th. edition, Macmillan Publishing Company. — New York, 1985. — 639 p. — ISBN 0-02-424170-9.

7. <http://www.originlab.com/doc/User-Guide> (дата звернення 02. 01.16).

УДК 669.295.055.018.62:621.791.05

Капустян О.Є.¹, Акритова Т.О.², Савонов Ю.М.³,

¹ст. викл. каф. ОТЗВ, Запорізький національний технічний університет,

²ст. гр. ІФ-412м, Запорізький національний технічний університет,

³доц. каф. ОТЗВ, Запорізький національний технічний університет

ОТРИМАННЯ ДОВГОМІРНИХ ПРУТКОВИХ ЗАГОТОВОК З ТИТАНУ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

Сфера використання титанових сплавів обмежена їхньою високою вартістю. Розширення спектру застосування титанових сплавів у всіх сучасних

виробничих областях безпосередньо залежить від зниження собівартості напівфабрикатів з них в порівнянні з іншими матеріалами. Особливо в порівнянні з корозійностійкими (нержавіючими) сталями, які містять відсутні в Україні Ni до 70 % і Mo до 4 %. На сьогоднішній день, до 90 % українського нержавіючого прокату імпортується, що в зв'язку з нестабільністю цін на світовому ринку і умовами поставок ставить країну в залежність від зовнішніх постачальників. Заміна нержавіючої сталі титаном може бути економічно доцільна при обліку таких чинників, як підвищення довговічності, збільшення надійності - титанові сплави значно більш стійкі до щільної і більш ніж на порядок до загальної корозії. З технологічної точки зору одними з найбільш раціональних і поширених методів отримання напівфабрикатів, максимально близьких за розмірами до виробу або готових виробів з титану є методи порошкової металургії (ПМ). Істотний недолік ПМ - складність отримання довгомірних заготовок. Технології зварювального виробництва дозволяють вирішити дану проблему шляхом отримання монолітних з'єднань деталей невеликих розмірів.

Для реалізації питання отримання великогабаритних пруткових заготовок необхідно було розробити технологічну схему і оснащення, відпрацювати режими пресування, усадки.

Метою роботи було отримання довгомірних заготовок діаметром 20-40 мм. Був обраний найбільш ходовий діаметр 40 мм, який дозволяє в подальшому проводити його деформацію, виготовляти корпуси кранів.

Чим довша отримується заготовка, тим менше її собівартість. Однак, ми не можемо отримати заготовку висотою понад 60 мм - в центрі виходить неоднорідність в зв'язку з непропресованістю. У зв'язку з цим необхідно застосовувати двостороннє пресування.

З метою визначення можливості отримання з даних заготовок довгомірних напівфабрикатів було проведено випробування зразків: визначення їх усадки і неоднорідності по товщині, досліджені їх структура і властивості. Випробування показали можливість використання даних заготовок для подальшого виробництва довгомірних напівфабрикатів і деталей.

Для проведення необхідної кількості дослідження була отримана партія заготовок об'ємом 120 шт., які були з'єднані між собою методами зварювання в твердій фазі.

Отримані результати роботи дають можливість отримання по інтегрованих технологій (спікання + зварювання) різних виробів, довгомірних заготовок, різні напівфабрикати. Для впровадження у виробництво отриманих результатів робіт проводився цілий комплекс досліджень, спрямований на впровадження як напівфабрикатів, так і готових виробів, що вимагало розробки індивідуальних технологічних процесів і оснащення, визначення оп-

тимальних режимів. Були реалізовані такі напрямки:

1. отримання довгомірних пруткових великогабаритних заготовок;
2. отримання трубних заготовок для кранів і інших порожнистих виробів;
3. отримання нелегованих і легованих пруткових заготовок з подальшою куванням в рамках робіт з імпортозаміщення.

Раніше проведені роботи давали підстави, але для впровадження необхідне проведення додаткових досліджень з урахуванням масштабного фактора, технологічного обладнання, оснащення та ін. Перевірка даних питань повинна була реалізована в промислових умовах, що і було зроблено.

Заготовки та напівфабрикати, отримані за розробленою технологією: методом порошкової металургії з порошків титану ПТ5 ТУ У 14-10-026-98 із застосуванням зварювання використовували для виробів хімічної промисловості. Апробацію проводили на ДП „ДНДП Інститут титану”, ДП „Кремній-полімер”, ТОВ "Запорізький титано-магнієвий комбінат", ТОВ "Авіа-Січ”.

В ході проведення науково-дослідних робіт після експлуатації із напруженням в агресивних середовищах при кімнатній температурі корозійна стійкість деталей, що отримані за розробленою технологією, не поступається раніше використовуваному зі сталі Х18Н10Т.

УДК 669.15-198

Григорьев С. М.¹, Петрищев А.С.²

¹ доктор техн. наук, проф., ЗНУ;

² канд. техн. наук, доц., ЗНТУ.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИГАТУРЫ ДЛЯ ВЫПЛАВКИ ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ

Разработка отечественных ресурсо- и энергосберегающих технологий сплавов и лигатур с параллельной утилизацией немобильных отходов (окалина прецизионных сплавов) представляет не только научный, но, прежде всего, практический промышленный интерес, тем более с параллельным снижением экологической напряженности промышленных регионов. Исходя из этого обобщенным методом наименьших квадратов создана адекватная исходным данным математическая модель зависимостей снижения себестоимости передела выплавки прецизионного сплава с использованием предложенной лигатуры, % (у) от содержания 8 компонентов в шихте для ее выплавки, % мас.: у (снижение себестоимости передела выплавки сплава с

использованием предложенной лигатуры) – 2...30 %; x_1 (окалина сплава 79НМ) – 4,0...28,7 % мас.; x_2 (стружка силового шлифования металлопродукции сплава 79НМ) – 4,0...57,2 % мас.; x_3 (обоженный молибденовый концентрат марки КМо-2) – 0,2...13,4 % мас.; x_4 (техническая закись никеля) – 13,2...24,2 % мас.; x_5 (циклонная пыль кремния -и/или отсев кристаллического кремния) – 3,0...8,1 % мас.; x_6 (марганец металлический марки МР-1) – 0,8...5,3 % мас.; x_7 (углеродистый восстановитель (сажа ТГМ-33) – 1,3...4,3 % мас.; x_8 (алюминий марки АК-8) – 0,6...6,1, % мас:

$$y = -5,99 + 14,95 \ln x_1 - 5,7 \ln x_2 - 14,48 \sqrt{x_3} - 17,40 \ln x_4 + 33,73 \sqrt{x_5} + 6,68 \cdot x_6 + 0,01 x_7^3 - 5,06 \cdot x_8 \quad (1)$$

Трехмерные графики построены для этой модели (рисунок 1) при фиксированных остальных параметрах, соответственно равных: $x_1=15,4$; $x_2=32,2545$; $x_3=5,4636$; $x_4=17,1182$; $x_5=5,4727$; $x_6=2,9$; $x_7=2,9454$; $x_8=3,3091$. Указанные показатели выбраны как средние значения представленных данных.

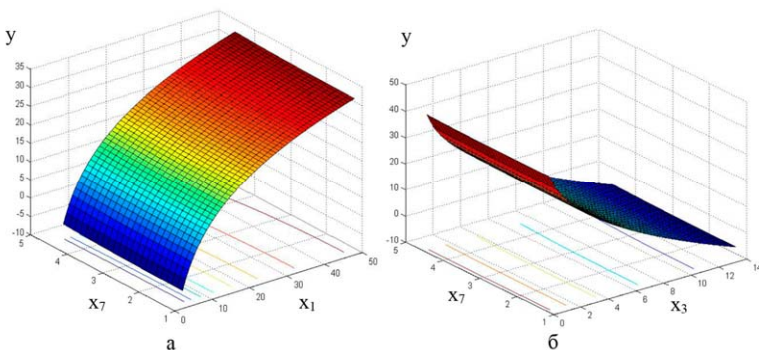


Рисунок 1 – Трехмерные графики соответственно построенной математической модели

Построенная математическая модель и графическое ее представление позволяют проследить комплексное влияние факторов и рассчитывать наиболее выгодные условия ресурсосбережения для повышения качества никельмолибденсодержащей лигатуры с наиболее выгодным содержанием легирующих элементов в ней.

ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВА ВТ8 МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В УСЛОВИЯХ АО «МОТОР СИЧ»

Высокая стоимость титановых сплавов и технологий их получения определяет стоимость конечного изделия. Для снижения себестоимости изделий из титановых сплавов в первую очередь следует уменьшать стоимость технологий их изготовления. Достигнуть этого можно при внедрении мало-затратных технологий, таких как порошковая металлургия.

Особо актуальным вопрос снижения стоимости технологии получения изделия возникает при изготовлении малоресурсных двигателей.

На АО «Мотор Сич» для изготовления роторных и статорных деталей в большей мере используются сложнелегированные прутковые титановые сплавы, такие как сплав ВТ8. Для получения этого сплава необходимо осуществлять многократные и энергозатратные операции вакуумного переплава с последующей вакуумной обработкой. В тоже время, на предприятии имеется опыт получения деталей из порошкового малолегированного титанового сплава 2М2А (2% алюминия и 2% молибдена). Общее содержание легирующих элементов в сплавах существенно отличается, что вносит коррективы в технологические режимы получения качественной заготовки.

Таким образом, существует научно-практическая проблема получения качественных заготовок сплава ВТ8 методом порошковой металлургии. Одной из основных целей, немеченых для решения этой проблемы, является обеспечить количественное содержание легирующих элементов в сплаве и равномерность их распределения с структуре. Для достижения цели были намечены задачи, к числу которых относятся: исследовать влияние фракционного состава порошков титана на формирование структуры и свойств спеченной заготовки; получить химический состав спеченного сплава типа ВТ8, соответствующий требованиям ОСТа 1 90013-81; обеспечить равномерное распределение легирующих элементов с структуре опытного титанового сплава.

Для исследований был выбран титановый порошок ПТ5-2, который по химическому составу должен позволить получить опытный сплав ВТ8. Изготовление партий опытных заготовок из порошкового титанового сплава типа ВТ8 проводили в условиях АО «Мотор Сич» по регламентированным для серийного сплава 2М2А режимам. Усилие прессования составляло 6-

10 МПа; спекание в вакууме при 1220-1280°C, продолжительность изотермической выдержки 2-3 часа; охлаждение совместно с печью в вакууме.

Исследованиями фракционного состава установлено, что экономически рациональным будет использование порошка титана в состоянии поставки по ТУ У 14-10-026-98. Исследования химического состава показали, что не зависимо от фракции исходной шихты, химический состав сплава соответствует требованиям ОСТа 1 90013-81 на сплав ВТ8. Исследования на РЭМ позволили установить равномерность распределения всех легирующих элементов. Испытаниями механических свойств установлено, что прочность опытного сплава ниже прочности серийного ВТ8. При этом пластические показатели находятся на одном уровне.

Таким образом, в ходе проведения исследований достигнута цель работы – в условиях АО «Мотор Сич» получен, методом порошковой металлургии, опытный титановый сплав типа ВТ8. Это дает возможность получения заготовок для статорных деталей по базовой технологии предприятия. Использование полученных заготовок сплава типа ВТ8 с последующей пластической деформацией позволит получать заготовки для роторных мало-ресурсных деталей.

УДК 621.315

Критская Т.В.¹, ²Журавлёв В.Н.²

¹д.т.н., зав. каф. металлургии, ЗГИА, Запорожье

²д.т.н., ГТГ ГП «Ивченко – Прогресс», Запорожье

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ ИЗ РАСПЛАВА

За последние 50 лет были разработаны пассивные и активные способы воздействия на расплав, цель которых – оптимизировать процесс выращивания, и в первую очередь – обеспечить получение монокристалла с совершенной структурой и максимально возможной однородностью распределения примесей. Эти параметры являются определяющими, поскольку выступают как технический (качественный) и экономический показатели применимости кристалла в приборных технологиях:

$$k_{эфф.} = k_0 / \left[k_0 \frac{\rho_{ж.}}{\rho_{т.}} + (1 - k_0) \frac{\rho_{ж.}}{\rho_{т.}} \exp(-v \delta / D_{ж.}) \right]$$

k_0 - равновесный коэффициент распределения;

v - линейная скорость кристаллизации, см/с;

δ - толщина диффузионного слоя, см;

$D_{\text{ж}}$ - коэффициент диффузии легирующего элемента в расплаве, $\text{см}^2/\text{с}$;
 $\rho_{\text{ж}}, \rho_{\text{т}}$ - соответственно плотности жидкой и твёрдой фаз.

В соответствии с теорией Бартона-Прима-Слихтера, повышению однородности монокристалла будут способствовать:

- увеличение скорости кристаллизации, чтобы приблизить $k_{\text{эфф}} \sim 1$ (но в Si у большинства примесей $D=10^{-8} \dots 10^{-4} \text{ см}^2/\text{сек}$; скорость роста должна быть $V \sim 10 \text{ мм/мин}$, что ведёт к потере морфологической устойчивости);

- снижение конвекции (но конвекция в расплаве не устраняет радиальную неоднородность и не влияет на кристаллографическую анизотропию);

- снижение гравитации (создание условий кристаллизации, близких к невесомости, но достижение $g \sim 0$ сложно и в земных условиях и в космосе);

- технологические приёмы (программное управление параметрами процесса выращивания - V , $\omega_{\text{кр}}$, $\omega_{\text{т}}$, выращивание с подпиткой расплава, комбинации внешних энергетических воздействий и конвекции).

Пассивные методы оптимизации процесса выращивания предполагают использование различных дамб, фильер, погруженного в расплав инертного тела. Однако получить бездислокационные монокристаллы кремния с использованием перечисленных методов затруднительно. Среди активных методов наибольшее распространение получили методы согласованного регулирования частот вращения кристалла и тигля, вибрационного перемешивания расплава, воздействия ультразвуком, магнитным, акустическим полем различной частоты и направленности. Но и активные методы полностью не решают проблему однородности.

В тонком пограничном слое вблизи фронта кристаллизации расплав находится в переохлажденном состоянии и практически не перемешивается. Степень упорядочения атомов в пограничном слое выше, чем в основной массе расплава, поскольку она усиливается ориентирующим воздействием силового поля атомов поверхности фронта кристаллизации. Снижение степени упорядочения пограничного слоя можно осуществить как за счет увеличения кинетической энергии атомов в объеме расплава вблизи фронта кристаллизации (перегрев, вынужденная конвекция), так и введением специальных (модифицирующих) примесей (МП). В качестве МП в кремнии могут применяться многие элементы (например, Ge, Zr, Ti, Sn, O, C). Всё более очевидно, что для подавления флуктуаций температуры и конвективных неустойчивостей вблизи фронта кристаллизации необходимо ввести дополнительное (не тепловое) энергетическое воздействие, чтобы процесс зародышеобразования стал максимально «самоорганизованным».

Примерами процессов самоорганизации, происходящих вследствие возрастания энергии внешних воздействий при росте монокристаллов кремния, могут служить:

- нетрадиционный характер образования двойниковых границ в сильно легированных монокристаллах ориентации $\{111\}$;
- устойчивая последовательность стадий релаксации внутренних упругих напряжений (ВУН) в бездислокационных монокристаллах, обусловливаемая канальной неоднородностью;
- «сброс» ВУН у бездислокационных монокристаллов FZ –Si за счёт образования «нароста», создаваемого менее плотно упакованными гранями $\{110\}$ и $\{112\}$ и др.

Приведены результаты изменения свойств монокристаллов, выращенных при наложении магнитного поля на расплав, а также изменения характера протекания реакции восстановления трихлорсилана водородом под действием постоянного магнитного поля.

Представляет интерес экспериментальное исследование и аналитическое описание причинно-следственных связей взаимодействия внешней энергии и энергии атомов вещества, что, с учётом процесса самоорганизации системы, позволит получать монокристаллы с заданными свойствами.

УДК 669.721.5:669.111.22

Иванов В. Г.¹, Шаломеев В. А.²

¹ канд. техн. наук, докторант, ЗНТУ,

² д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри, ЗНТУ

ВИКОРИСТАННЯ ВІДХОДІВ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

Проблема стабільного отримання вермикулярного графіту у чавунах залишається важливою проблемою сучасного ливарного виробництва. Вермикулярний графіт отримують декількома шляхами: меншою добавкою магнію, ніж потрібно для утворення кулястого графіту, використанням лігатур з РЗМ, кальцієм, алюмінієм, додаванням у магнієві лігатури титану. Найбільш стабільні результати має метод із застосуванням лігатур, що одночасно містять елементи - глобуляризатори (магній, церій, кальцій та ін.) і елементи деглобуляризатори (титан, цирконій, сурма та ін.). Хоча цей метод не позбавлений недоліків (накопичення у шихті шкідливих домішок) він залишається найбільш розповсюдженим у практиці ливарних цехів. Альтернативою цього методу є використання лігатур з РЗМ. Виходячи з цього слід звернути увагу

на відходи магнієвих сплавів, наприклад МЛ 10, що містить елементи - глобуляризатори (магній до 97,3 %) елементи - деглобуляризатори (цирконій до 1,0 %) та РЗМ (неодим до 2,8 %).

У лабораторних умовах в індукційній печі ємкістю 10 кг сплавляли анодний нікель з відходами сплаву МЛ 10 (20 %) під флюсом ВИ-2. Додатково у лігатуру вводили титан (до 5,0 %). Виплавлену лігатуру використовували для модифікування чавуну заевтектичного складу (мас. частка, %): 3,7 С; 2,8 Si; 0,3 Mn; 0,03 Р; 0,02 S. Лігатуру вводили у ківш у кількості 0,25 та 0,5 % від маси металу. Після обробки лігатурою чавун піддавали повторній обробці феросиліцієм ФС65 у кількості 1,0 %. Заливали проби на хімічний аналіз, з якої виготовляли шліфи для металографічного та петрографічного аналізу.

Металографічними дослідженнями встановлено, що наявність у складі нікель – магнієвої лігатури титану та цирконію унеможливує утворення кулястого графіту, замість якого кристалізується графіт вермикулярної форми. Наявність неодиму сприяє подрібненню структурних складових чавуну, і в першу чергу графітових включень. Титан утворює у чавуні переважно карбонітриди, що кристалізуючись змінюють умови формоутворення графітової фази чавунів. Крім того, виродження кулястого графіту може бути пов'язана з більш високою спорідненістю титану до кисню ніж магнію, дезактивацією зародків кулястого графіту і також зміною умов зростання графіту.

Таким чином, використання відходів магнієвих сплавів, що містять елементи - деглобуляризатори та РЗМ, для виробництва чавуну з вермикулярним графітом є перспективним напрямком у вирішенні проблеми створення стабільних технологічних процесів отримання чавунів із заданими параметрами структурних складових для забезпечення високих експлуатаційних властивостей литих виробів.

УДК 67.02: 621.77:621.762.8

Д.В. Павленко

к.т.н., доцент, ЗНТУ

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ, ИМПОРТОЗАМЕЩАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

В современных экономических условиях развитие таких наукоемких и технологичных отраслей промышленности как авиа- и ракетостроение невозможно без применения новых материалов и технологий. С одной стороны

высокотехнологичные отрасли промышленности нуждаются в новых материалах, обладающих улучшенными характеристиками. С другой стороны новые материалы должны отличаться низкой себестоимостью получения, что позволит снизить себестоимость производства изготавливаемых из них изделий. Немаловажным является также владение полным замкнутым циклом производства полуфабрикатов сплавов, используемых в стратегически важных отраслях отечественной промышленности. Наряду с развитием новых low-cost материалов, получаемых путем замены дорогих легирующих элементов более дешевыми аналогами [1], не менее важным аспектом является снижение стоимости их получения [2]. Одним из перспективных путей развития данного направления является использование технологий, основанных на методах порошковой металлургии. Хорошо известно, что порошковая металлургия позволяет получать заготовки деталей машин с высоким коэффициентом использования материала, а также заготовки, химический состав которых трудно, а иногда и не возможно, получить путем традиционной технологии переплава – из псевдосплавов. Немаловажным достоинством технологий порошковой металлургии является также возможность мелкосерийного производства заготовок оригинальных по химическому составу и, как следствие, свойствам.

Однако, несмотря на неоспоримые преимущества, а также достаточно хорошо развитую теорию и практику порошковой металлургии, применение деталей синтезированных из порошков в конструкции ответственных и нагруженных элементов машин весьма ограничено. Это связано с основными известными их недостатками – остаточной пористостью, неомогенностью химического состава и, как следствие, невысоким уровнем прочности и пластичности.

Перспективной ресурсосберегающей технологией получения новых материалов является технология, сочетающая в себе методы порошковой металлургии и интенсивной пластической деформации (ИПД). Разработанная технология включает в себя такие технологические операции как приготовление порошковой смеси заданного химического состава, компактирование заготовок путем холодного прессования, консолидацию частиц порошков путем вакуумного спекания, ИПД заготовок методом винтовой экструзии и дальнейшую термическую обработку, обработку давлением и резанием с целью формообразования основных поверхностей детали. При этом, в отличие от традиционного назначения технологий порошковой металлургии направленных на снижение стоимости деталей за счет высокого коэффициента использования материала заготовки и, как следствие, сведения к минимуму необходимости механической обработки, разработанная технология направлена на получение компактных полуфабрикатов сложнолегированных

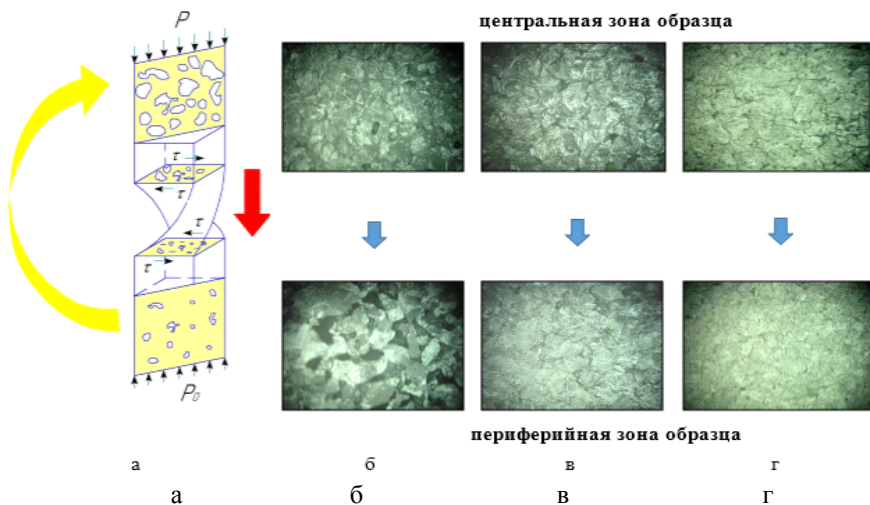
сплавов по уровню свойств не уступающих деформированным полуфабрикатам получаемых путем переплава и последующей деформационной обработки.

Основные задачи, которые были решены при разработке новой технологии связаны с оптимизацией режимных параметров на всех этапах технологического процесса. Так, на этапе подготовки порошковой смеси, учитывая различные свойства и фракционный состав порошков легирующих элементов, разработан способ их введения, оптимизирован фракционный состав, а также режимы смешивания. Установлено, что на данном этапе часть легирующих элементов рационально вводить в виде порошков отдельных металлов, а часть – в виде порошков комплексной лигатуры. На этапе холодного прессования и спекания основными задачами являлись режимные параметры процессов при которых с одной стороны обеспечивается достаточная прочность и однородность заготовок, а с другой – низкие затраты энергетических ресурсов. Увеличение давления прессования, например, способствует повышению прочности прессовок, но одновременно приводит к интенсификации процессов износа технологической оснастки. Увеличение времени и температуры спекания способствует протеканию процессов диффузии и гомогенизации химического состава, однако сопровождается ростом зерен и затрат энергетических ресурсов.

На этапе ИПД, являющимся ключевым в разработанной технологии, были оптимизированы как режимные параметры процесса (температура заготовки, ее геометрия, степень и скорость деформации и др.), так и выбран наиболее рациональный способ деформации. Учитывая, что основной задачей ИПД является многократная деформация заготовки без ее формоизменения и разрушения, установлено, что для спеченных заготовок наиболее рациональным является применение метода винтовой экструзии [3]. Особенностью винтовой экструзии являются возможность высокой степени деформации заготовки в одном цикле. При этом, за счет приложения к переднему торцу заготовки противодавления, в процессе обработки в очаге деформирования обеспечивается высокий уровень гидростатического компонента тензора напряжений, что позволяет обрабатывать малопластичные материалы без разрушения (рис. 1).

Основными задачами, которые были решены на этапе ИПД спеченных заготовок являлись уплотнение (устранение пористости и других макродефектов), формирование субмикроструктурной структуры материала и гомогенизация химического состава во всем объеме заготовки. Первые две из них решаются путем накопления в заготовке больших деформаций, что обеспечивается многоцикловой обработкой. Установлено, что рациональным является 5 циклов деформации. Гомогенизация обеспечивается за счет воз-

никновения в поперечном сечении деформируемой заготовки множественных вихрей способствующих протеканию процессов массопереноса и перемешивания [4].



P – давление прессования; P_0 – противодействие; τ – касательные напряжения.

Рис.1 – Схема уплотнения спеченных заготовок винтовой экструзией (а) и макроструктура спеченных заготовок после одного (б) двух (в) и трех (г) циклов деформации винтовой экструзией.

Исследования полуфабрикатов сложнолегированных титановых сплавов типа ВТ3-1, ВТ6 и ВТ8 полученных по разработанной технологии показали, что она позволяет получать компактные полуфабрикаты обладающие субмикроструктурной структурой, обеспечивающей хорошо известный эффект повышения комплекса свойств материала [5]. При этом себестоимость полуфабрикатов в 2...2,2 раза ниже по сравнению с деформированными полуфабрикатами титановых сплавов получаемых по традиционной технологической схеме переплава [6].

Таким образом разработанная ресурсосберегающая технология позволяет получать полуфабрикаты сложнолегированных титановых сплавов различного состава для широкого круга отраслей промышленности с высоким уровнем свойств при относительной низкой себестоимости. Уровень свойств получаемых полуфабрикатов позволяет изготавливать из них ответственные детали как статора так и ротора газотурбинных двигателей, например, лопаток компрессора.

Перечень ссылок

- Рябцев А.Д. .Получение титана повышенной прочности путем легирования кислородом в процессе камерного электрошлакового переплава / А.Д. Рябцев, С.И. Давыдов, А.А. Троянский и др. // Электрошлаковая технология, – 2007 – №3. – С. 3-6.
- Ивасишин О.М., Шпак А.П., Д.Г. Саввакин Экономичная технология получения титановых деталей методом порошковой металлургии // Титан. – 2006. – №1. – С .31-39.
- Бейгельзимер Я.Е, Варюхин В.Н., Орлов Д.В и др. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации Донецк: Фирма ТЕАН, 2003 – 87 с.
- Pavlenko D.V., Beygelzimer Y. E Vortices in Noncompact Blanks During Twist Extrusion. 2016. – February. – P. 1-8.
- Pavlenko D.V, Ovchinnikov A. V. Effect of Deformation by the Method of Screw Extrusion on the Structure and Properties of VT1-0 Alloy in Different States // Materials Science. – 2015 – Vol. 51, Issue 1 – P. 52-60.
- Павленко Д.В. Альтернативные схемы технологического процесса получения полуфабрикатов для лопаток ГТД методами порошковой металлургии // Технологические системы. – 2014 – №4 – С. 51-57.

УДК 621.789:662.295

Васильев М.О.¹, Філатова В.С.², Яценко Л.Ф.³

¹доктор ф.-м. н., професор, головний науковий співробітник відділу інженерії поверхні, Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України

²канд.фіз.-мат.наук, н.с. відділу інженерії поверхні, Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України

³канд.фіз.-мат.наук, начальник науково-дослідного відділу матеріалознавства, Філія «Науково-дослідний та конструкторсько-технологічний інститут залізничного транспорту» публічного акціонерного товариства «Українська залізниця»

ВПЛИВ ПІСКОСТРУМИННОЇ ОБРОБКИ ЗА ТЕМПЕРАТУРИ РІДКОГО АЗОТУ НА ВЛАСТИВОСТІ ПОВЕРХНІ СПЛАВУ ВТ6

Піскоструминна обробка (ПО) є одним із способів створення рельєфної поверхні при виготовленні титанових імплантатів. Формування рельєфної поверхні за цим способом забезпечується обробкою спрямованого потоку прискорених мікрочастинок, здебільшого з металевих оксидів (оксидів алюмінію, кремнію, цирконію або їх сумішей). Рівень рельєфу за такої обробки визначається розмірами частинок у діапазоні від 50 до 750 мкм та ве-

личина шорсткості при цьому складає від 1 до 10 мкм. Зазвичай піскоструминна обробка проводиться за кімнатної температури у спеціальних камерах. Разом з тим, недоліками використання ПО на повітрі за кімнатної температури є те, що інтенсивна взаємодія прискорених мікрочастинок з поверхнею імплантату призводить, по-перше, до інтенсивного зношування (потоншення) нарізної внутрішньокісткової частини імплантату, і по-друге, – до розвитку рекристалізаційних процесів в результаті локального розігрівання найтоншої поверхневої області імплантату за рахунок поглинання деформаційної енергії. Також, мікрочастинки металевих оксидів після ПО настільки глибоко проникають у поверхню імплантату, що потрібне подальше спеціальне її очищення, тому як наслідок цього, можливе відторгнення імплантату.

Тому, піскоструминна обробка поверхні металевого імплантату після його охолодження до температури рідкого азоту (-196°C) застосовувалася з метою підвищення міцності внутрішньокісткової опорної частини.

В якості об'єкту досліджень виступав титановий сплав ВТ6, який має широке ефективне впровадження у медичному матеріалознавстві, зокрема, для виготовлення ортопедичних та стоматологічних імплантатів.

Піскоструминна обробка виконувалась тривалістю 10 с, мікрочастинками оксиду алюмінію розміром 250 мкм з кутом бомбардування - 90° . Перед ПО зразки сплаву ВТ6 попередньо охолоджувались до температури, близької до температури рідкого азоту.

За результати морфологічних досліджень поверхневого рельєфу сплаву ВТ6 встановлено, що після обробки формується шорстка та розвинена поверхня. Шорсткість обробленої поверхні у рідкому азоті становить 1,78 мкм, порівняно з вихідним станом 0,14 мкм (після механічного полірування).

Ефект зміцнення поверхні після піскоструминного деформування у рідкому азоті складає 1,8 рази порівняно із вихідним станом. Механізм зміцнення в умовах застосування ПО подібний до звичайної інтенсивної пластичної деформації, тобто частинки падають на поверхню з великою швидкістю і здійснюють інтенсивні періодичні удари - локальне інтенсивне деформування, генеруючи високу щільність дислокацій.

Особливістю низькотемпературної кріодеформації є накопичення більш значної кількості деформаційних дефектів, завдяки гальмуванню динамічного повернення та підвищенню активності деформаційного двійникування у титані, що сприяє більш високому ступеню фрагментації його зеренної структури.

За даними локального хімічного аналізу після обробки на поверхні сплаву спостерігаються ділянки білого, світлого, сірого та темного кольорів, які утворилися внаслідок зіткнення частинок Al_2O_3 під певними кутами. На-

явність сірих ділянок свідчить про незначне окиснення поверхні сплаву ВТ6, темні ділянки відповідають оксиду алюмінію, білі – вихідному складу сплаву. Однак, при обробці у рідкому азоті частинки Al_2O_3 не мають змоги заглибитись у процесі зіткнення, оскільки міцність титану зростає за низьких температур, тому вони ковзають по поверхні, втрачаючи кінетичну енергію, і тільки деяка їх частка втілюється. Тобто обробка у рідкому азоті ускладнює втілення абразивних частинок до приповерхневих шарів і відповідно площа поверхні, яку займають частинки, зменшується приблизно на 15% порівняно із ПО на повітрі.

УДК 539.2; 669.71; 669.793

Березина А.Л.¹, Рудь А.Д.², Монастырская Т.А.³, Молебный О.А.⁴

¹ к.ф.-м.н., ст.н.с, ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Украина

² д.ф.-м.н., зав. лаборатории, ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Украина

³ к.ф.-м.н., ст.н.с, ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Украина

⁴ м.н.с, ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Украина

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЦЕЛЕВОГО МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Известно, что эксплуатационные свойства дисперсионнотвердеющих сплавов определяются природой и коллективным поведением наноразмерных упрочняющих частиц, которые образуются в процессе старения (распада) пересыщенных твердых растворов. Пересыщенные твердые растворы могут быть получены: а) методом закалки из области однородного твердого раствора, которая характеризуется наличием области ограниченной растворимости легирующего элемента в основном металле; б) при быстрой закалке из расплава, когда подавляются процессы разделительной диффузии на фронте кристаллизации и возможно образование сверхпересыщенных твердых растворов малорастворимыми элементами.

Показано, что использование микролегирования на ранних стадиях старения в процессе зарождения особенно эффективно для литейных сплавов АЛ8 и ВАЛ10. Сплав АЛ8 является коррозионностойким, прочным сплавом. После закалки он имеет механические свойства: $\sigma_B = 360$ МПа, $\sigma_T = 200$ МПа, $\delta = 20\%$. Существенным недостатком является охрупчивание сплава при длительном естественном старении, пластичность падает до 2%. Электронно-микроскопические исследования показали, что упрочнение сплава связано с выделением наноразмерной метастабильной фазы, изо-

морфной матрице, которая образуется при старении при $T < 100^{\circ}\text{C}$, охрупчивание - с выделением по границам зерен стабильной икосаэдрической фазы. Введение в сплав 0,5 ат. % Sc предотвращает образование стабильной фазы, что сопровождается повышением механических свойств: $\sigma_B = 440$ МПа, $\sigma_T = 350$ МПа, $\delta = 30\%$. Подобный эффект оказывает микролегирование Ag и Cd, хотя и менее выраженный. В данном случае микролегирование выполняет протекторную (защитную) функцию.

В высокопрочных литейных сплавах на базе системы Al-Cu - ВАЛ10 (Россия) и А520 (США), - микродобавка Cd и микродобавки Ag + Mg, соответственно, играют роль модификаторов упрочняющих фаз на стадии их зарождения и роста. Проведенные нами работы показали, что относительно дорогой Ag и экологически вредный Cd могут быть заменены микролегированием Sn.

Формирование композитных частиц по типу ядро/оболочка в процессе старения на стадии коалесценции открывает большие потенциальные возможности. Изменение природы упрочняющих частиц за счет появления на них оболочек влияет на тип межфазного сопряжения с матрицей, на кинетику и морфологию распада, на механические свойства сплава. На начальной стадии распада ядро формирует плотность и пространственное распределение упрочняющих частиц, покрытие частиц (оболочка) определяет скорость коалесценции и термостабильность сплава. Впервые такого типа композитные частицы наблюдались при исследовании старения сплавов системы Al-Li-Zr, Al-Li-Sc. При исследовании старения литийсодержащих промышленных сплавов 1421, 1423, 1450, 1451 была доказана эффективность формирования композитных частиц.

Введение Sc в Al-Mg сплавы ознаменовало появление нового класса термически упрочняемых Al-Mg сплавов типа 1515, 1523, 1535, 1570.

Нами были проведены исследования влияния дополнительного легирования тройных Al-Mg-Sc сплавов цирконием и гафнием на формирование композитных частиц с ядром из стабильной фазы (структурный тип $L1_2$) интерметаллида Al_3Sc и оболочки из интерметаллидов Al_3Zr и Al_3Hf со структурой, изоморфной матрице и структуре Al_3Sc ядра. При этом учитывалось, что диффузионная подвижность Zr и Hf на несколько порядков меньше, чем диффузионная подвижность Sc в Al. Было показано, что при распаде пересыщенного твердого раствора в опытных сплавах образуются композитные частицы, которые обеспечивают повышение их термостабильности.

При быстрой закалке из расплава многокомпонентного сплава Al-Mg-Sc-Zr-Hf со скоростью охлаждения 10^6 град/с был получен на лентах сверхпересыщенный твердый раствор, за счет чего удалось на порядок уве-

личить об'ємную долю упрочняющих частиц и повысит термостабильность сплавов до 450⁰С.

УДК 620.197:669.15:620.193

Нарівський О.Е.¹, Маркова Н.В.²

¹ д.т.н., професор кафедри ОТЗВ, ²аспірант кафедри ОТЗВ, ЗНТУ

ВПЛИВ ДОМІШОК, РОЗКИСНИКІВ І ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА МІЖКРИСТАЛІТНУ КОРОЗІЮ СПЛАВУ 06ХН28МДТ У ВИСООКИСНЮВАЛЬНОМУ СЕРЕДОВИЩІ

Сплав 06ХН28МДТ часто використовують у виробництві ємнісного і теплообмінного обладнання, яке працює в агресивних умовах виробництва сірчаної кислоти. При цьому високоокиснювальне середовище сприяє міжкристалітній корозії (МКК) сплаву. Тривкість сплаву до МКК оцінюють за методом ДУ ГОСТ 6032-89. Цей метод ґрунтується на гравіметричних випробуваннях зразків у кип'ячому 65% розчині нітратної кислоти. Тому він не складний, але не пояснює механізми МКК сплаву. Для дослідження цих механізмів визначали хімічний склад сплаву після кожного циклу випробувань, застосовуючи рентгеноспектральний метод. Результати хімічного аналізу зразків до і після випробувань використовували для розрахунку коефіцієнтів селективного розчинення металів з їх поверхні. За результатами аналізу цих коефіцієнтів визначали вплив легувальних елементів, домішок і розкисників на МКК сплаву.

Після першого циклу випробування сплаву 06ХН28МДТ за методом ДУ ГОСТ 6032-89 встановлено:

- у плавки №1 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Si, Cu, Mo, W, але повільніше, ніж Mn, Ti і P. При цьому раніше виявлено, що інтенсивність розчинення металів з плавки №1 зростає у такому ряду: Ni, Fe і Cr. Таким чином, Mn, Ti і P уповільнюють, а Si, Cu, Mo, W пришвидшують розчинення Fe межами зерен аустеніту. Це зумовлено тим, що Mn і P, сегреговані межами зерен аустеніту, інтенсивніше розчиняються, ніж Fe, а Cu є каталізатором цього процесу. Разом з тим, на карбідах (Si, Mo, W) знижується перенапряга іонізації водню, що збільшує іонізацію електровід'ємних елементів Fe і Cr, а витравлені з аустеніту нітриди і оксисульфіди титану знижують інтенсивність анодних процесів на межах зерен аустеніту;

- у плавки №2 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Si, Cu, W і P, але повільніше, ніж Mn, Ti і Mo. Разом з тим, інтенсивність розчинення основних компонентів плавки №2 зростає у такому ряду: Fe, Ni і Cr. Отже, Si, Cu, W і

Р пришвидшують, а Mn, Ti і Mo уповільнюють корозійні втрати Fe межами зерен аустеніту. Це зумовлено тим, що карбіди (Mn, Mo) та нітриди і оксиди титану, витравлюючись з аустенітної матриці, знижують інтенсивність анодних процесів на межах зерен аустеніту. Проте відомо, що Si і P, внаслідок сегрегації межами зерен аустеніту, збільшують градієнт потенціалів та корозійні втрати Fe, а Cu є каталізатором анодних процесів на цих ділянках. При цьому слід зазначити, що вплив W найвірогідніше пов'язаний з карбідами, на яких знижується перенапруга іонізації водню;

- у плавки №3 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Cu, Mo і W, але повільніше, ніж Mn, Si, Ti і P. При цьому, як і у плавки № 2, інтенсивність корозійних втрат металів зростає у такому ряду: Fe, Ni і Cr. Отже, Cu, Mo і W пришвидшують, а Mn, Si, Ti і P знижують корозійні втрати Fe межами зерен аустеніту. Це пов'язано з каталізуючим впливом Cu, сегрегованого межами зерен аустеніту, та зі зниженням перенапруги іонізації водню на карбідах (Mo, W). Разом з тим, карбіди (Mn, Si) та нітриди титану, які витравилися з аустенітної матриці, знижують інтенсивність анодних процесів на межах зерен аустеніту. При цьому P, що розчиняється межами зерен аустеніту, знижує корозійні втрати Fe;

- у плавки №5 Mn, Si, Cu, Mo, W і P інтенсивніше розчиняється, ніж Fe. При цьому у плавки №4 виявлено майже аналогічні залежності, лише корозійні втрати Fe інтенсивніші, ніж Mn. Разом з тим, раніше встановлено, що інтенсивність розчинення Fe, Ni і Cr з плавок №4;5 зростає у такому ряду: Cr, Ni і Fe. Отже, у плавки №4 Si, Cu, Mo, Ti, W і P знижують інтенсивність розчинення Ni і Fe, але збільшують Cr. Проте Mn збільшує інтенсивність розчинення Ni і Fe, але знижує Cr. У плавки №5 Mn, Si, Cu, Mo, W і P знижують інтенсивність розчинення Ni і Fe, але пришвидшують Cr. Однак Ti збільшує інтенсивність розчинення Ni і Fe, але знижує Cr. Це зумовлено тим, що у плавок №4;5 карбіди (Si, Mo, W), витравлюючись з аустеніту, знижують інтенсивність розчинення Ni і Fe. Разом з тим, Mn, Si, Cu і P у плавки №5 та Si, Cu і P у плавки №4, розчиняючись, у першу чергу, межами зерен аустеніту, знижують інтенсивність розчинення Ni і Fe. При цьому вплив ніридів титану у плавки №4 на розчинення Ni і Fe є аналогічним впливу вищезгаданих карбідів, а у плавки №5 він протилежний.

Після другого циклу випробувань сплаву 06ХН28МДТ встановлено:

- у плавки №1 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Cu і P, але повільніше, ніж Mn, Si, Mo, Ti і W. При цьому інтенсивність розчинення основних компонентів сплаву зростає у такому ряду: Cr, Ni і Fe. Отже, Mn, Si, Mo, Ti і W пришвидшують, а Cu і P уповільнюють розчинення Fe;

- у плавки №2 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Cu, але повільніше, ніж Mn, Si, Mo, Ti, W і P. Разом з тим, інтенсивність розчинення Cr, Ni і Fe

зростає у такому ряду: Cr, Fe, Ni. Таким чином, Cu пришвидшує розчинення Fe і Ni та «гальмує» Cr, а Mn, Si, Mo, Ti, W і P уповільнюють Ni і Fe та пришвидшують Cr;

- у плавки №3 виявлено аналогічні залежності тим, що у плавки №2, але корозійні втрати $Fe > Mn$, а $Cu > Fe$. Отже, Mn пришвидшує, а Cu знижує інтенсивність розчинення Fe;

- у плавки №4 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Mn, Ti і P, але повільніше, ніж Si, Cu, Mo і W. До того ж інтенсивність розчинення Cr, Ni і Fe зі сплаву зростає у такому ряду: Cr, Ni і Fe. Отже, Mn, Ti і P пришвидшують розчинення Ni і Fe та «гальмують» Cr, а Si, Cu, Mo і W діють навпаки;

- у плавки №5 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Mn, Si, Cu, Mo, Ti, W і P. Водночас виявлено, що інтенсивність розчинення Cr, Ni і Fe зростає у такому ряду: Cr, Ni і Fe. Отже, ці елементи знижують розчинення Fe і Ni, але пришвидшують Cr.

Після третього циклу випробувань сплаву 06ХН28МДТ встановлено:

- у плавки №1 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж P, але повільніше, ніж Si, Cu, Mn, Mo, Ti і W. Разом з тим, виявлено, що інтенсивність розчинення основних компонентів сплаву зростає у такому ряду: Cr, Fe і Ni. Відтак, P пришвидшує розчинення Fe і Ni та «гальмує» Cr, а Si, Cu, Mn, Mo, Ti і W діють навпаки;

- у плавки №2 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Mn, але повільніше, ніж Si, Cu, Mo, Ti, W і P. Разом з тим, інтенсивність розчинення Cr, Fe і Ni зростає у такому ряду: Cr, Ni і Fe. Отже, Mn пришвидшує, а Si, Mo, Ti, W і P «гальмують» інтенсивність розчинення Fe і Ni зі сплаву. Проте їх вплив на інтенсивність розчинення Cr є протилежним;

- у плавки №3 виявлено майже аналогічні залежності тим, що у плавки №2. Однак у плавки №3 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Mo, а інтенсивність розчинення Cr, Fe і Ni зростає у такому ряду: Cr, Fe і Ni;

- у плавки №4 Mn, Si, Cu, Mo, Ti, W і P інтенсивніше розчиняються, ніж Fe. Водночас раніше виявлено, що інтенсивність розчинення Cr, Fe і Ni зі сплаву зростає у такому ряду: Cr, Ni і Fe. Таким чином, Mn, Si, Cu, Mo, Ti, W і P знижують інтенсивність розчинення Fe і Ni, але пришвидшують Cr;

- у плавки №5 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Mo і W, але повільніше, ніж Mn, Si, Cu, Ti, і P. Разом з тим, інтенсивність розчинення Cr, Fe і Ni зі сплаву зростає у такому ряду: Cr, Fe, Ni. Отже, Mo і W пришвидшують, а Mn, Si, Cu, Ti і P знижують інтенсивність розчинення Fe і Ni. Проте їх вплив на інтенсивність розчинення Cr є протилежним.

Після четвертого циклу випробувань сплаву встановлено:

- у плавки №1 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Si, але повільніше, ніж Mn, Cu, Mo, Ti, W і P. При цьому інтенсивність розчинення Cr, Fe і Ni

зростає у такому ряду: Cr, Ni, Fe. Таким чином, Si пришвидшує, а Mn, Cu, Mo, Ti, W і P знижують інтенсивність розчинення Fe і Ni. Однак їх вплив на інтенсивність розчинення Cr є протилежним;

- у плавки №2 виявлено практично аналогічні залежності, лише Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Mn та повільніше, ніж Si;

- у плавки №3; 4 Mn, Si, Cu, Mo, Ti, W і P інтенсивніше розчиняються, ніж Fe. Разом з тим, у плавки №3 інтенсивність розчинення Cr, Fe і Ni зростає у такому ряду: Fe, Ni, Cr, а у плавки №4: Ni, Fe, Cr. Внаслідок цього у плавки №3 Mn, Si, Cu, Mo, Ti, W і P знижують інтенсивність розчинення Fe та збільшують Ni і Cr, а у плавки №4 знижують – Fe і Cr, але збільшують Ni;

- у плавки №5 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Si, Cu і Ti, але повільніше, ніж Mn, Mo, W і P. Крім того, інтенсивність розчинення Cr, Fe і Ni зростає у такому ряду: Cr, Fe, Ni. Відтак, Si, Cu і Ti знижують інтенсивність розчинення Fe і Ni та збільшують Cr. Проте вплив Mn, Mo, W і P на інтенсивність розчинення Cr, Ni, Fe є протилежним.

Після п'ятого циклу випробувань сплаву 06ХН28МДТ встановлено:

- у плавки № 1;4;5 Mn, Si, Cu, Mo, Ti, W і P інтенсивніше розчиняються, ніж Fe. При цьому інтенсивність розчинення Ni, Fe, Cr зростає у такому ряду: Fe, Ni, Cr. Отже, Mn, Si, Cu, Mo, Ti, W і P знижують інтенсивність розчинення Fe, але пришвидшують Cr і Ni;

- у плавки №2 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Cu, Mo і Ti, але повільніше, ніж Mn, Si, W і P. Водночас у плавки № 3 Fe інтенсивніше розчиняється, ніж Mn і Cu, але повільніше, ніж Si, Mo, Ti, W і P. При цьому інтенсивність розчинення Ni, Fe, Cr зростає у такому ряду: Cr, Ni, Fe. Отже, у плавки № 2 Cu, Mo і Ti пришвидшують інтенсивність розчинення Fe і Ni, але зменшують Cr. Однак вплив Mn, Si, W і P на цей процес є протилежним. У плавки № 3 Mn і Cu пришвидшують, а Si, Mo, Ti, W і P знижують інтенсивність розчинення Fe і Ni. Проте їх вплив на інтенсивність розчинення Cr є протилежним.

Узагальнюючи вищенаведене, можна зазначити, що вплив легувальних елементів, розкисників і домішок на тривкість сплаву 06ХН28МДТ до МКК у високоокиснювальному середовищі залежить від інтенсивності розчинення його основних компонентів (Cr, Ni і Fe). Зокрема, якщо вона зростає у ряду Fe; Ni; Cr або Ni; Fe; Cr, то Cu і W збільшують, а Mn і Ti знижують інтенсивність розчинення Fe і Ni межами зерен аустеніту. Таким чином Mn і Ti сприяють збільшенню, а Cu і W зниженню тривкості сплаву до МКК. Разом з тим, якщо інтенсивність розчинення металів зростає у ряду: Cr; Ni; Fe, то Si, Cu, Mo, W і P сприяють зниженню інтенсивності розчинення Fe і Ni. Відтак у цьому випадку хімічні елементи сприяють збільшенню тривкості сплаву до МКК у високоокиснювальному середовищі

669.295

Павлов В.В.¹, Шульга К.С.², Яременко Е.Л.³, Тарасова Л.А.⁴, Исаенко Н.А.⁵

¹ к.т.н, гл. инженер ЗМОЗ ГП “ГНИП Института титана”;

² директор ЗМОЗ ГП “ГНИП Института титана”;

³ гл. технолог ЗМОЗ ГП “ГНИП Института титана”;

⁴ аппаратчик ЗМОЗ ГП “ГНИП Института титана”;

⁵ аппаратчик ЗМОЗ ГП “ГНИП Института титана”

ВЛИЯНИЕ ПОДГОТОВКИ МАТЕРИАЛА (ТИТАНА ГУБЧАТОГО) НА ПРОЦЕСС ГИДРИРОВАНИЯ

Существенно снизить стоимость титановых изделий позволяют методы порошковой металлургии. Производство изделий из металлических порошков является эффективным методом снижения их стоимости, что очень важно для такого относительно дорогого конструкционного материала как титан.

Критический анализ разнообразных технологических схем производства порошков титана показал, что наиболее технически и экономически обоснованной является схема гидрирование титана губчатого.

Получение порошков титановых высокой дисперсности с улучшенными технологическими и специальными свойствами может быть достигнуто за счет использования термохимической обработки металлического титана (гидрирования).

В настоящей работе приведены результаты влияния подготовки титана губчатого гидрирования на процесс гидрирования.

Исследования проводились в три этапа.

Первый этап посвящен гидрированию титана губчатого фракции - 30+10 и -12+2 мм по существующей технологии. Температура начала активного поглощения водорода составила 400...420°C.

На втором этапе гидрированию подвергали механически активированный титан губчатый. Расчетным путем определен размер частиц титана губчатого, направляемого на гидрирование.

Механическая активация заключалась в дроблении титана губчатого в роторной дробилке ДГТ. Фракционный состав материала для гидрирования от 2 до 5 мм. В зависимости от количества проходов исходного титана через дробилку насыпная масса дробленого материала колеблется от 1,0 до 2,0 г/см³.

Механическая активация титана губчатого позволила снизить температуру начала активного поглощения водорода до 300...390°C, в зависимо-

сти от насыпной массы или удельной поверхности гидрируемого материала, что в свою очередь продолжительность процесса.

На третьем этапе исследований проводили механохимическую активацию гидрируемого материала. Для этого в аппарат гидрирования загружали механически активированный титан губчатый и к нему добавляли гидрид титана. В процессе вакуумного нагрева шихты происходит выделение водорода в атомарном виде, который восстанавливает остатки пассивирующей пленки оставшейся на частицах после механической активации. Благодаря данной операции удалось снизить температуру начала активного поглощения водорода титаном до 200...290°C в зависимости от насыпной массы или удельной поверхности гидрируемого материала.

В результате проведенных исследований установлено положительное влияние механохимической активации на процесс гидрирования титана губчатого. Применение активации материала позволило сократить продолжительность процесса гидрирования на 20...40 %.

УДК 539.3

Пошивалов В. П.¹, Кузьмицкая А. И.², Жданов В. С.³

¹ доктор технических наук, профессор, ведущий научный сотрудник Института технической механики НАН Украины и ГКА Украины,

² аспирант Института технической механики НАН Украины и ГКА Украины,

³ аспирант Института технической механики НАН Украины и ГКА Украины

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6 ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВЫДЕРЖКИ

Сплавы системы алюминий – магний широко применяются при изготовлении конструкций топливных систем, в строительстве, электротехнике, в пищевой промышленности, авиа- и ракетостроении благодаря хорошей свариваемости, коррозионной стойкости и высокой пластичности, однако они имеют ряд недостатков из-за неоднородности структуры, что не позволяет обеспечить стабильность свойств при эксплуатации.

Для устранения или минимизации этих недостатков используются различные способы энергетической обработки, позволяющие повышать физико-механические характеристики таких сплавов [1].

В работах [2, 3] исследовано влияние промежуточной энергетической обработки в условиях ползучести на характеристики прочности и микроструктуру алюминиево-магниевого сплава АМг6М. Выявлено, что комбинированная энергетическая обработка, включающая действие энергетических

полей разной физической природы, увеличивает показатели как кратковременной (пределы текучести и пластичности), так и длительной прочности (время до разрушения при ползучести). Микроструктурный анализ материала после обработки показал, что увеличение характеристик прочности достигается за счет заживления дефектов и повышения плотности дислокаций.

В последние годы наряду с различными видами высокотемпературной энергетической обработки широко применяется процесс низкотемпературной обработки различных материалов для улучшения их физико-механических свойств.

Низкотемпературная обработка металлов и сплавов позволяет при сохранении пластичности повышать работу разрушения при динамических нагрузках и сопротивление разрушению материалов при циклических нагрузках.

Переход металла в хрупкое состояние при охлаждении приводит к изменению характеристик пластичности и уменьшению работы разрушения при статическом нагружении.

Известно, что кристаллическое строение металлов с решеткой в форме гранцентрированного куба (ГЦК) допускает развитие значительных пластических деформаций при деформировании. С понижением температуры число систем скольжения у ГЦК-кристаллов возрастает, возникающая пластическая деформация распределяется равномерно по объему тела, и процесс деформирования сопровождается упрочнением [4].

Многие алюминиевые сплавы обладают хорошей вязкостью как при низких, так и при высоких температурах. Особенностью алюминиевых сплавов по сравнению со сталями является отсутствие у них перехода от вязкого к хрупкому состоянию при низких температурах.

Склонность к хрупкому разрушению сплава АМгб зависит от количества и размера интерметаллических соединений в сплаве и от степени искаженности или напряжения кристаллической решетки. Поэтому на получение оптимальных свойств влияет как химический состав материала и технология его изготовления, так и последующая термическая обработка. Выше температуры сольвус (т. е. температуры ограниченной растворимости) 275 °С состав сплава представляет собой α -твердый раствор магния в алюминии с рекристаллизованной зернистой структурой, а ниже этой температуры, в двухфазной области, структура и состав сплавов определяются процессами возврата, первичной рекристаллизации и выделениями второй β (Al_3Mg_2)-фазы.

Устойчивость переохлажденного твердого раствора зависит от природы основы сплава и системы легирования, содержания легирующих элементов и структуры сплава перед закалкой. В сплавах на разной основе и с разными

легирующими элементами при одной основе различна диффузионная подвижность атомов. Работа образования критического зародыша зависит от поверхностной энергии на границе матрицы, выделения энергии упругой деформации, возникающей из-за различия в удельных объемах фаз.

Целью данной работы является разработка экспериментальной методики, позволяющей повышать вязкость материала при сохранении характеристик прочности за счет получения равномерного дисперсионного распределения вторичной фазы внутри зерна, и изучение динамики изменения структуры материала, выдержанного при разных температурах и при разных скоростях охлаждения. Для достижения данной цели в работе предлагается применять метод высокоскоростного охлаждения алюминиево-магниевого сплава АМгб после высокотемпературной выдержки.

Предварительная термообработка образцов проводилась по четырем схемам:

Схема 1 – нагрев образца в печи до температуры 350 °С, охлаждение в воде комнатной температуры;

Схема 2 – нагрев образца в печи до температуры 450 °С, охлаждение в воде комнатной температуры;

Схема 3 – нагрев образца в печи до температуры 350 °С, охлаждение при температуре минус 56 °С;

Схема 4 – нагрев образца в печи до температуры 450 °С, охлаждение при температуре минус 56 °С.

Образцы длиной 50 мм для испытаний на растяжение выдерживались при соответствующей температуре 40 мин, длиной 100 мм – 60 мин, а образцы для испытаний на ударную вязкость – 80 мин. Нагрев образцов осуществлялся в электропечи МП-2УМ с целью достижения максимально возможного растворения β -фазы (Al_3Mg_2) в α -фазе матрицы.

Для исследования влияния скорости охлаждения на физико-механические свойства материала охлаждение образцов проводилось в двух режимах: в воде при комнатной температуре и низкотемпературная обработка.

Для низкотемпературной обработки образцов из сплава АМгб в качестве охлаждающей среды используется раствор углекислоты в спирте. Глубокое охлаждение до минус 56 °С достигается с помощью твёрдого диоксида углерода. Расход твердой углекислоты составляет 800 г на 1 л спирта. Охлаждаемая смесь помещается в баню со спиртом, куда добавляются кусочки сухого льда до достижения нужной температуры. Поддержание постоянной температуры достигается незначительным добавлением твердой углекислоты, которая всё время должна быть в ванне в некотором избытке. Температура смеси контролируется специальной термопарой. После достижения за-

данной температуры образца (минус 56 °С) его выгружают на воздух и постепенно прогревают естественным путем до комнатной температуры.

При испытаниях на растяжение объектом исследования были образцы из алюминийно-магниевого сплава АМг6, изготовленные согласно ГОСТ 1497-84 и предварительно подвергнутые термической обработке. Испытания проводились на установке УММ-20 с гидравлическим приводом и максимальным усилием 200 кН. В результате экспериментов определялись предел текучести σ_T , предел прочности σ_B материала и относительное удлинение образца δ .

Испытания на ударную вязкость проводились с целью оценки механических свойств материала при динамических нагрузках и определения чувствительности материала к различным дефектам, возникающим в процессе обработки (микротрещины, неоднородность химического состава и структуры и т. д.).

При испытаниях на ударную вязкость использовались шлифованные образцы из сплава АМг6, изготовленные по ГОСТ 9454-78, и испытания проводились на маятниковом копре МК-30.

Проведен анализ влияния четырех видов термической обработки на механические свойства сплава АМг6 для трех типов образцов длиной 50 и 100 мм при испытаниях на растяжение и ударную вязкость.

Результаты испытаний образцов длиной 50 мм на растяжение показали незначительное изменение предела прочности от необработанных образцов. Так при обработке образца по схеме 1 предел прочности составил 291,1 МПа, при обработке в охлаждающей среде при минус 56 °С (схема 3) – 290,5 МПа. Нагрев образцов до температуры 450 °С дал также незначительное изменение предела прочности по сравнению с необработанными образцами.

Вместе с тем, произошло более существенное изменение предела текучести материала при всех схемах обработки. Так, по схеме 1 это снижение составило 13,3 % ($\sigma_T = 163,3$ МПа), а по схеме 3 – 19,1 % ($\sigma_T = 151,2$ МПа).

Нагрев до 450 °С дал снижение значений предела текучести на 17,5 % (схема 2) и 18,8 % (схема 4) по сравнению с показателями контрольных образцов. Значения предела текучести для этого случая обработки соответственно составили $\sigma_T = 155,7$ МПа (схема 2) и $\sigma_T = 153,2$ МПа (схема 4).

Эксперименты показали увеличение относительного удлинения при всех схемах обработки: обработка по схеме 1 – на 3,3 %, по схеме 2 – на 3,4 %, по схеме 3 – на 1,9 %, по схеме 4 – на 2,3 %.

Обработка материала по схемам 1 и 3 дала увеличение работы до разрушения A на 16 % по сравнению с контрольным образцом и составила

$A = 65$ Дж, обробка по схемі 2 дала збільшення роботи до руйнування на 19 % (67 Дж) і обробка по схемі 4 – на 21,6 % (68 Дж).

Значення показателя ударної вязкості КСУ також збільшилось в середньому на 19 % і склало: для схеми 1 – 813 КДж/м², для схеми 2 – 836 КДж/м², для схеми 3 – 814 КДж/м², для схеми 4 – 854 КДж/м².

Проведені експериментальні дослідження показали, що всі види термообробки знижують межу текучості, підвищують удільну роботу руйнування і практично не змінюють межу міцності і відносне подовження зразка.

Найкращі результати по удільній роботі руйнування отримані для схеми обробки, коли нагрів зразка здійснювався до температури 450 °С з наступним охолодженням до мінус 56 °С.

1. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 1978. – 391 с.
2. Пошивалов В. П. Підвищення довговічності сплаву АМг6М за рахунок енергетичної обробки в умовах повзучості / В. П. Пошивалов, Д. Г. Борщевська, В. Д. Рябчий, І. І. Телегіна // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2013. – № 6. – С. 62 – 67.
3. Борщевская Д. Г. Повышение долговечности сплава АМг6М за счет введения промежуточной пластической деформации / Д. Г. Борщевская, В. Д. Рябчий, В. Ф. Бутенко, И. И. Телегина // Техническая механика. – 2011. – №1. – С. 70 – 77.
4. Холод в машиностроении / А. П. Клименко, Н. В. Новиков, Б. Л. Смоленский, В. И. Могильный, В. И. Климентьев, М. А. Рохленко. – М. : Машиностроение, 1977. – 192 с.

УДК 621.791.72

Шелягін В.Д. к.т.н., старший науковий співробітник¹, Бернацький А.В. науковий співробітник¹, Сіора О.В. к.т.н.¹, Федосєєва О.В. завідувач відділом провідний інженер¹, Верболоз І.М. студент², Колибашкін С.О. студент²
¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, ²НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського»

ЛАЗЕРНЕ ЗВАРЮВАННЯ ТАВРОВИХ З'ЄДНАНЬ З ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ20

В сучасній техніці використовують відповідальні зварні конструкції з титанових сплавів. Дуже важливим є одержання якісних бездефектних зварних з'єднань із фізико-механічними властивостями, близькими до властиво-

стей основного металу. При створенні великогабаритних конструкцій зазвичай виготовлення тонкостінних таврових з'єднань листа з ребрами виконується зварюванням плавленням з боку ребра. Найчастіше використовуються двосторонні кутові шви, які виконують або автоматичним дуговим зварюванням електродом, що плавиться, або електронно-променевим зварюванням. Перспективним, але й більш складним завданням, є застосування швів у цих конструкціях, коли одержання таврового з'єднання виконується зварюванням тільки з боку листа, за рахунок його повного провару по товщині й частковому проварі ребра. У даній роботі авторами досліджено можливість виготовлення за такою методикою зварних тонкостінних великогабаритних ребристих панелей з титанового сплаву ВТ20 товщиною 2,5 мм, за допомогою лазерного зварювання.

У ході виконання даної роботи було розроблено й виготовлено технологічне оснащення, на якому відпрацьовано режими лазерного зварювання для виконання швів великої довжини. Виконано оцінку впливу на циклічну витривалість тонкостінних таврових з'єднань з титанового сплаву ВТ-20, застосування таких прийомів, як використання присаджувального дроту при лазерному зварюванні і ударної ультразвукової обробки після зварювання. В результаті роботи показано, що застосування вказаних прийомів підвищує циклічну витривалість зварних з'єднань приблизно у 3,0-3,5 рази, порівняно з витривалістю зварних з'єднань одержаних за допомогою аргонодугового зварювання. Розроблений спосіб зварювання дозволяє одержати циклічну витривалість таврових зразків із сплаву ВТ20 на рівні витривалості основного металу.

УДК 621.7.01

Бейгельзимер Я.Е.¹, Тарасов А.Ф.², Павленко Д.В.³, Коцюба В.Ю.⁴

¹ д.т.н., проф. ДонФТИ НАНУ – Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины.

² д.т.н., проф. Донбасская государственная машиностроительная академия,

³ к.т.н., доц. Запорожский национальный технический университет

⁴ Заместитель технического директора АО "МОТОР СИЧ",

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ УСТАНОВОК И ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКИ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ ПРОЦЕССА ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

В наукоемких отраслях промышленности: авиации, медицине и др. постоянно идет процесс внедрения новых материалов с улучшенными свойствами. Одним из перспективных направлений обработки материалов, которое

обеспечивает получение субмикро- и нанокристаллических структур (СМК), является процесс интенсивного пластического деформирования (ИПД) [1-3]. В частности, применение титана и его сплавов в СМК состоянии эффективно при следующих требованиях к изделиям: высокая прочность при хорошей биосовместимости и высокой пластичности; высокая усталостная прочность; малый разброс свойств в партии изделий; пониженная анизотропия свойств; низкая температура штамповки в режиме сверхпластичности и др. Применение процесса винтовой экструзии (ВЭ) решает эти задачи, но требует совершенствования как технологии, так и конструкций штамповой оснастки, средств автоматизации и прессового оборудования для качественной реализации процесса [3]. В частности, деформирование в процессах ИПД обычно проводят в условиях высокого гидростатического сжатия заготовки, что увеличивает удельные усилия деформирования и снижает надежность штамповой оснастки.

При разработке процессов ИПД используют, как правило, два типа оборудования: универсальные гидравлические прессы с модернизацией системы выталкивателя или специализированные прессы с двумя (или тремя) рабочими цилиндрами. Такое оборудование обеспечивает реверсивное деформирование заготовки, возможность создания активных сил трения, автоматизацию извлечения заготовки из канала после деформирования.

На основе анализа требований к оборудованию и технологическому оснащению процесса в сотрудничестве разработана и освоена в опытно-промышленном производстве в ДонФТИ им. А.А. Галкина НАН Украины специализированная установка ВЭ усилием 4МН с вертикальной компоновкой расположения силовых цилиндров и штамповой оснастки. Установка предназначена для обработки сплавов титана. Спроектирован, изготовлен и установлен на прессе новый гидроцилиндр создания противодавления до 700 МПа. Для повышения скорости деформирования изготовлена и установлена новая насосная станция. При этом скорость экструзии увеличена в 3 раза (до 10 мм/с). Система нагрева штамповой оснастки обеспечивает температуру рабочего инструмента до 400 °С, скорость выталкивания заготовки – до 50 мм/с. Установка позволяет получать образцы из титана с предельными размерами 30 * 40 * 140 мм.

В дальнейшем для повышения надежности реализации процесса и повышения производительности установки разработана новая разъемная матрица для ВЭ [4]. Конструкция матрицы упрощает ее обслуживание, что повышает стойкость оснастки.

На основе опыта эксплуатации установки разработана и изготовлена штамповая оснастка ВЭ для машины интенсивной пластической деформации горизонтального исполнения с тремя рабочими цилиндрами (Laboratory of

Excellence "DAMAS", University of Lorraine - Metz, France), что обеспечило реверсивный режим деформирования заготовки, повышение производительности, автоматизацию извлечения заготовки из канала после деформирования и упрощение обслуживания рабочего канала матрицы. По заказу Центра гибридных материалов (Department of Materials Engineering Monash University, Clayton, Australia) спроектирована установка ВЭ для работы на специализированном прессе.

Работа по дальнейшему совершенствованию штамповой оснастки для деформирования с применением ИПД для Мотор Сич привела к созданию новой установки ВЭ [5]. Применение САД-системы при проектировании позволило проверить кинематику смещения элементов конструкции при работе, выполнить проектирование винтового канала матрицы для последующего изготовления. Применение САЕ-системы обеспечило расчет элементов штамповой оснастки, работающих при высоких удельных нагрузках. Штамповый блок установки является универсальным и может быть использован для реализации других технологических процессов, например, для деформирования трубчатых заготовок с применением ИПД с целью упрочнения и повышения механических свойств поверхностных слоев.

Перспективными направлениями для дальнейшего совершенствования процесса ВЭ и оборудования являются: разработка новых схем деформирования с интенсификацией сдвиговых деформаций с целью повышения выхода годного обрабатываемого материала; конструктивное упрощение и повышение жесткости технологической оснастки, работающей в условиях сложного пространственного нагружения ее элементов, повышение температуры нагрева оснастки и скорости подвижных частей оборудования для расширения номенклатуры обрабатываемых материалов; автоматизация установки ВЭ; разработка САПР технологического процесса и штамповой оснастки для упрощения их модернизации и моделирования технологии обработки материалов.

Перечень ссылок

- R.Z.Valiev, Y.Estrin, Z.Horita, T.G.Langdon, M.J. Zehetbauer, Y. T. Zhu, Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation: Ten Years Later. JOM, 68, 4 (2016) 1216-1226
- Алтухов А.В., Тарасов А.Ф., Периг А.В. Систематизация процессов интенсивного пластического деформирования для формирования ультрамелкозернистых и нанокристаллических структур в объемных заготовках. // Письма о материалах. – 2012. – т.2. – № 1. – С. 54-59. – ISSN 2218-5046.
- Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н. Винтовая экструзия в Донецком Физтехе // Обработка материалов давлением. – 2016. – № 1 (42).

- Пат. №71855 Україна, МПК (2012.01) В 21 С 25/00. Роз'ємна матриця для гвинтвнної екструзії / Я. Ю. Бейгельзімер, О. Ф. Тарасов, Р. Ю. Кулагін. - № u 201201260; заявл. 07.02.2012; опубл. 25.07.2012, Бюл.№14.
- Пат. №104922 Україна, МПК В21D 22/02 Штамп для пресування заготовок з протитиском / О.Ф. Тарасов, Я.Ю. Бейгельзімер, Д.В. Павленко, В.Ю. Коцюба- № u 201508328; заявл. 25.08.2015; опубл. 25.02.2016, Бюл.№4.

В публикации приведены результаты исследований, проведенных при частичной грантовой поддержке «Державного фонду фундаментальних досліджень» (конкурсний проект Ф 71/56-2016) а также программы «Фундаментальні проблеми створення нових наноматеріалів і нанотехнологій» (проект «Багатофункціональні наноструктурні титанові сплави»).

УДК 621.791.72: 669.295

Шелягін В.Д., к.т.н., завідуючий відділом,, Бернацький А.В., к.т.н., с.н.с., Полішко Г.О., к.т.н., с.н.с., Тунік А.Ю., к.т.н., с.н.с., Ключков І.М., к.т.н., с.н.с., Степанюк С.М., к.т.н., с.н.с., Сіора О.В., н.с., Шуба І.В., н.с.
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України

ЗВАРЮВАННЯ ЛАЗЕРНИМ ВИПРОМІНЮВАННЯМ ТЕХНІЧНОГО ТИТАНУ, ПОПЕРЕДНЬО ЗМІЦНЕННОГО АЗОТОМ В ПРОЦЕСІ ДУГОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

Оцінена можливість отримання лазерним зварюванням рівномірних з основним металом стикових з'єднань листового прокату ВТ1-0 товщиною 12 мм. Вихідний метал був зміцнений азотом (0,098 мас.%) з газової фази в процесі дугошлакового переплаву (ДШП). Зварювання двосторонніх стикових швів виконували із застосуванням Nd:YAG-лазера в атмосфері активно-го (N_2) і інертних (Ar, He) газів.

Проведено комплекс металографічних досліджень структури і механічних випробувань зварних з'єднань, отриманих в атмосфері тільки інертних газів і з додаванням азоту. Показано, що отримані двосторонні стикові шви характеризуються хорошим формуванням, будь-яких поверхневих дефектів у швах або зоні термічного впливу не виявлено. Встановлено, що середній розмір зерна зварного з'єднання, отриманого в атмосфері азоту в 1,8 разів дрібніше в порівнянні з зразком зварного з'єднання, отриманого атмосфері

інертних газів. Крім того, досягнуто підвищення мікротвердості на 10 % відповідно. Середній розмір зерна в зоні стику швів практично не відрізняється.

В результаті механічних випробувань на статичний розтяг, вигин і ударний вигин встановлено, що рівень міцності властивостей зварного з'єднання, сформованого лазерним зварюванням з додаванням азоту вище, при цьому показники пластичності зберігаються. Фрактографічний аналіз поверхонь зламів показав, змішаний характер руйнування (в'язкий і межзеренний).

Таким чином, показано, що додавання азоту в газову суміш при лазерному зварюванні позитивно впливає на структуру і властивості зварного з'єднання листового прокату ВТ1-0 ДШП товщиною 12 мм. Суттєвого впливу на технологічні режими зварювання додавання азоту не зробило. Роботи в даному напрямку продовжуються.

УДК 621.9

Сошко А.И.¹, Сошко В.А.², Бергер Е.Э.³

¹ д.т.н., проф. ХНТУ

² к.т.н., доц. ХНТУ

³ к.т.н., доц. ХНТУ

ОБОСНОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ МЕХАНОПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКА ТИТАНА

Способы механической обработки резанием титана и его сплавов отличаются низкой производительностью и сопровождаются снижением режимов резания и ухудшением качества обработки, что обусловлено специфическими физико-механическими свойствами титана, которые затрудняют процесс его разрушения, лежащий в основе физического механизма резания.

Существенно облегчить процесс резания титана можно путем его механоплазменной обработки. Отметим, что ведущая идея, которая легла в обоснование создания механоплазменной обработки заключалась в использовании сопровождающих процесс разрушения материала при резании различных физико-химических процессов и явлений для превращения поверхностно-активных СОТС (смазочно-охлаждающие технологические средства) на полимерной основе в радикально-активное плазменное состояние.

В докладе освещаются некоторые результаты исследований по выяснению механизма влияния механоплазменного эффекта, проявляющегося непосредственно в зоне вскрытия новой поверхности и деформации в прилежащем слое, где происходит разрыв и перестройка связей между атомами материала.

Рентгеновские и микроструктурные исследования показали, что в поверхностных слоях проточенных механоплазменным способом образцов титана обнаружались межзеренные включения, качественный анализ которых свидетельствует, что их межплоскостные расстояния соответствуют гидриду TiH₂. В микроструктуре поверхностного слоя наблюдается сдвиговая деформация, охватывающая весь объем кристалла. По границам кристаллов видны зоны деформации, состоящие из множества точек скольжения. Это означает, что при точении внешнее усилие равномерно распределяется на все плоскости скольжения, и деформация является суммарным результатом относительно небольших сдвигов. Такое протекание пластической деформации характерно для твердых тел, когда движение краевых дислокаций по отдельным плоскостям тормозится примесями, в данном случае водородом. Такой процесс способствует сильному уменьшению величины кристаллических блоков и росту микронапряжений. Следовательно при механоплазменной обработке титана водород в протонном состоянии транскристаллически диффундирует в материал образуя в его ловушках (дефекты кристаллической решетки, свободные поверхности и границы зерен, фаз и двойников, а также объемные дефекты) гидриды, которые являются концентраторами напряжений и центрами зарождений микротрещин.

Таким образом при механоплазменной обработке титана улучшение его обрабатываемости следует связывать с двумя различными фазами процесса разрушения, а именно фаза сегрегации и образования трещин и фаза распространения трещин.

УДК 621.7

Чухлеб В.Л.¹, Клемешов Е.С.², Ярошенко О.А.³, Халезова Т.А.⁴, Дья Х.⁵

¹ доцент, к.т.н., НМетАУ

² аспирант, НМетАУ

³ директор по производству ООО «Днепропресс Сталь».

⁴ начальник отдела технологий кузнечно-термического производства ООО «Днепропресс Сталь».

⁵ профессор, д.т.н., Политехника Ченстохова

ИССЛЕДОВАНИЕ КОВКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ГИДРАВЛИЧЕСКИХ ПРЕССАХ В УСЛОВИЯХ ООО «ДНЕПРОПРЕСС СТАЛЬ»

Одним из ведущих предприятий по производству поковок из титановых сплавов является ООО «Днепропресс Сталь». В кузнечно-термическом

цехе ООО «Днепропресс Сталь» основным технологическим процессом является свободная ковка на прессах. На всех этапах технологического процесса осуществляется контроль нормируемых параметров. В цехе определена, обеспечена и поддерживается необходимая для управления качеством инфраструктура.

Главной целью данной работы является определение влияния параметров процесса кузнечной вытяжки (протяжки) на напряженно-деформированное состояние металла с целью улучшения механических свойств поковки.

Для моделирования процесса свободнойковки в Forge 2008® были заданы параметры реального процессаковки поковок из титановых сплавов ВТ1 и ВТ6. Исходной заготовкой являлся титановый слиток диаметром 400 мм и длиной 600 мм. Конечным изделием являлась поковка диаметром 200 мм и длиной 2200 мм. При моделировании использовались комбинированные бойки - верхний плоский, а нижний вырезной. Наиболее оптимальной схемой авторами была выбрана схема обжатий «по кольцу», состоящая из 16 обжатий за одну подачу.

Для анализа результатов моделирования были рассмотрены три равноудаленных поперечных сечения поковки: на середине длины поковки и на обоих концах. Распределение деформаций в поперечных сечениях представлено на рисунке 1. Равномерность распределения деформаций в металле определяется как можно меньшей разницей показателей деформации между собой в сечении. Для оценки неравномерности распределения деформаций авторами был разработан соответствующий метод. Неравномерность распределения деформаций представлена на рисунке 2.

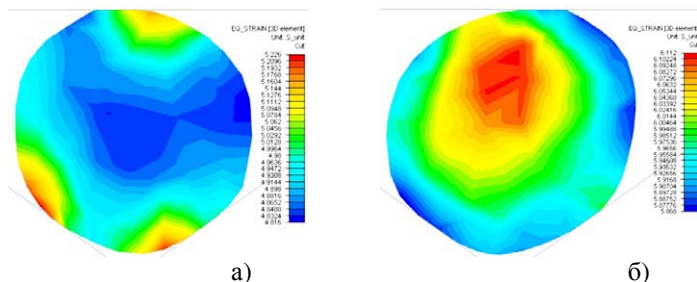


Рисунок 1 – Распределения деформаций в сечении при протяжке заготовки из титанового сплава ВТ1 (а) и титанового сплава ВТ6 (б).

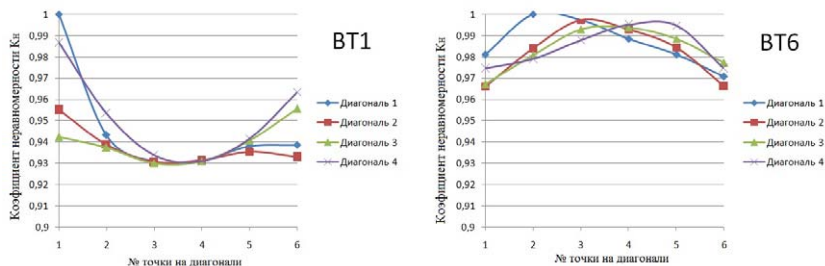


Рисунок 2 – Распределение неравномерности деформации в поперечном сечении при ковке титановых сплавов.

Распределения деформаций в первую очередь зависит от фазового состава сплава - титановый сплав ВТ1 имеет α -фазный состав, а титановый сплав ВТ6 имеет $\alpha+\beta$ -фазный состав. Проведенные исследования дают основания утверждать, что у сплава ВТ1 происходит наиболее интенсивная деформация внешних слоев металла, в то время как у титанового сплава ВТ6 происходит наиболее интенсивная деформация внутренних слоев.

Выводы. Авторами работы предложены оптимальные схемы технологических переходовковки титановых сплавов. Ковку титановых заготовок необходимо осуществлять при меньших обжатиях для получения меньшей неравномерности распределения деформаций в металле, и как следствие – меньшей неравномерности распределения механических свойств по сечению поковки. Результаты этих исследований применяются в условиях ООО «Днепропресс Сталь» для разработки технологических процессовковки.

УДК 669.14:539.42

Нетребко В.В.

канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЧУГУННЫХ ОТХОДОВ ТИТАНОВОГО ПРОИЗВОДСТВА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Применение чугунных отходов титанового производства является актуальной задачей. Одним из направлений использования этих отходов является их применение в качестве шихтовых компонентов при производстве отливок из высокохромистых износостойких чугунов (ИЧХ).

Сплав на основе железа по ТУ У 27.1-00194731-01:2011 представляет собой попутно получаемую продукцию, образующуюся при выплавке титанового шлака методом карботермического обогащения ильменитового концентрата. Состав сплава приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав сплава на основе железа по ТУУ 27.1-00194731-01:2011

Значение	Химический состав, масс. %							
	Fe	Ni	Si	Mn	Cr	C	S	P
Среднее	96,8	0,07	0,58	0,10	0,53	1,00	0,25	0,70
Минимальное	95,0	0,03	0,24	0,04	0,16	0,35	0,12	0,40
Максимальное	97,8	0,16	2,08	0,28	1,10	2,10	0,35	1,40

При производстве отливок из ИЧХ используется до 60 % лома ИЧХ Б 65 ГОСТ 2787.2-93, содержащего 2,1...3,5 % С, до 0,7 % Si, 0,6...1,1 % Mn, 17...32 % Cr и 1,5-2,5 % Ni и 30 % лома чугуна 17 А по ГОСТ 2787.2-93, содержащего 1,7...3,8 % С, 1,2...2,6 % Si, 0,4...0,9 % Mn, до 0,1 % Cr, 0,1 % Ni, до 0,05 % S и до 0,05 % P, а также Феррохром ФХ 800 по ГОСТ 4757-91, Ферромарганец ФМн – 75 по ГОСТ 4755-91, Никель НЗ, Н4 по ГОСТ 849-76 и Ферросилиций ФС 45 по ГОСТ 1415-93.

Анализ химического состава отходов титанового производства показал, что они могут быть применены как заменитель чугуна, используемого при производстве износостойких высокохромистых чугунов.

Повышенное содержание серы и фосфора в сплаве незначительно увеличивает их концентрацию в отливках из ИЧХ и не снижает износостойкость изделий.

УДК 669.14:539.42

Нетребко В.В.

канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ Mn

Марганец, являясь карбидообразующим элементом, распределяется между карбидами и металлической основой. Для получения заданной структуры в металлической основе необходимо иметь определенное количество марганца, что обеспечит заданную стойкость в конкретных условиях экс-

плуатации. Марганец образует собственные карбиды и входит в состав карбидов железа и хрома, что снижает его концентрацию в металлической основе и оказывает влияние на структуру и свойства чугуна. В системе Fe – C – Mn, в условиях эвтектоидного равновесия, в цементите растворяется до ~ 30 % Mn, а в карбиде Fe₇C₃ до ~ 37,5 % Mn [1]. При этом растворимость марганца в карбиде (Fe,Mn)₃C уменьшается с понижением температуры [2]. Легирование чугунов хромом, обладающим большим сродством к углероду, чем марганец оказывает влияние на процессы карбидообразования и как следствие влияет на распределение марганца. Повышение содержания хрома в чугуне уменьшает количество марганца в карбидах и соответственно, изменяет его коэффициент межфазного распределения [3,4].

Цель работы заключалась в получении регрессионных зависимостей содержания марганца в основе, его ликвации и межфазного распределения от химического состава чугуна в системе Fe – C – Mn – Cr – Ni.

Химический состав металлической основы и карбидов определяли в локальных точках на микроскопе РЕМ 106И. Замеры проводились в центре эвтектики (основа) и карбидов, а так же на расстоянии 1,5...10 мкм от карбидов и в центре зерна.

Ликвацию марганца в основе определяли по формуле: $\square Mn_o = Mn_o^{\max} - Mn_o^{\min}$. Коэффициент распределения марганца (KP_{Mn}) определяли как отношение содержания марганца в карбидах (Mn_k) к его содержанию в основе (Mn_o).

При помощи метода математического планирования эксперимента установлены следующие регрессионные зависимости коэффициента межфазного распределения марганца, его концентрации в основе и величины ликвации от содержания в чугуне C,Cr,Mn,Ni:

$$KP_{Mn} = 6,711 - 1,383C - 0,383Mn - 0,148Cr - 0,603Ni + 0,28C^2 + 0,004Cr^2 - 0,03CCr + 0,014MnCr + 0,088MnNi + 0,018CrNi - 0,134(Cr/C);$$

$$Mn_o = 0,72C + 0,697Mn + 0,145Cr - 0,058CMn - 0,039CCr - 0,022CNi + 0,007MnCr - 1,945;$$

$$\square Mn_o = 0,282C + 0,664Mn - 0,071Mn^2 + 0,001Cr^2 + 0,034Ni^2 + 0,033CMn - 0,012CCr - 0,059CNi - 0,620$$

При низких значениях коэффициента межфазного распределения марганец преимущественно концентрируется в металлической основе, что наблюдается при минимальном содержании углерода и марганца в чугуне, а так же максимальных значениях хрома и никеля. При больших значениях коэффициента межфазного распределения, марганец содержится преимущественно в карбидной фазе, что наблюдается при минимальном содержании Cr, Ni и Mn, а так же максимальном содержании углерода. Такой характер распределения марганца свидетельствует о различной его растворимости в карбидах,

зависящей от их типа и количества. Максимальное содержание марганца в основе обеспечивается при минимальном содержании углерода и никеля и максимальном содержанием хрома и марганца. Конкурирование карбидообразующих элементов при формировании карбидов определяют величину ликвации марганца в основе. Минимальная ликвация марганца наблюдается в чугунах, содержащих минимальное количество С, Cr и Mn при 0,94 % Ni. Полученные уравнения позволяют прогнозировать содержание марганца в металлической основе чугунов в системе Fe – C – Mn – Cr – Ni и могут быть использованы при разработке составов износостойких чугунов и выборе режимов их термической обработки.

Перечень ссылок:

1. Сильман Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe–C–Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 2. Расчет и построение изотермических разрезов диаграммы. / Г. И. Сильман. Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 4. С. 3–9.

2. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Т.1.: Под редакцией М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М.: Металлургиздат. 1961. 747 с.

3. Нетребко В. В. Особенности межфазного распределения марганца в высокохромистых чугунах / В. В. Нетребко. Вісник Приазовського державного технічного університету. 2013. Вип. 26. С.88–93.

4. Волчок И. П., Нетребко В. В. Влияние легирования и термической обработки на распределение элементов и свойства высокохромистых чугунов / И. П. Волчок, В. В. Нетребко. Научный вестник донбасской машиностроительной академии. 2015. Вип. №3 (18Е). С.52–59.

УДК 621.746.043.3:669.046.516.4:669.715

Селівьорстов В.Ю. д-р техн. наук, професор¹, Доценко Ю.В. канд. техн. наук, доцент¹, Доценко Н.В. аспірант кафедри ливарного виробництва¹
¹, Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРО-ОБРАЗОВАНИЕ ЛИТЕЙНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si

Известно, что физико-механические свойства литого металла зависят от целого ряда факторов различной значимости. Поэтому разработка достаточно универсальных технологических процессов, направленных на снижение непроизводительных потерь металла с одной стороны, и на повышение

его качества - с другой, неизменно является актуальной задачей технологов и исследователей.

Наиболее высокие и стабильные по сечению отливок свойства обычно достигаются при получении однородной и мелкозернистой структуры. Чем мельче размеры первичных кристаллов, тем выше ряд важных эксплуатационных и технологических свойств отливок. Поэтому литейщики чаще всего стремятся к получению наиболее мелкозернистой и однородной структуры металла.

Одним из наиболее распространенных средств достижения этой цели является модифицирование. Кроме того, к методам активного воздействия на формирование структуры слитков и отливок можно отнести процессы, связанные с применением давления, введения в расплав упругих колебаний, воздействия концентрированными источниками энергии [1-7]. При этом, указанные процессы обладают, в том числе, определенной технологической спецификой, имеют свои достоинства и недостатки.

В лаборатории современных материалов Ариэльского университетского центра были проведены исследования влияния переменного газового давления на структурообразование металла отливок из сплава А356. Результаты лабораторных исследований показали повышение механических свойств литого металла и снижение пористости цилиндрических отливок из сплава А356 диаметром 50 мм и высотой 100 мм. В порядок технологических операций изготовления отливки были включены следующие этапы: проведение рафинирования (препарат DEGASAL T 200, введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона) с начальными показателями давления 0,15 – 0,2 МПа, последующее наращивание давления до 1,3 – 1,4 МПа и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки. Приведенные данные свидетельствуют о том, что в результате газодинамического воздействия удалось измельчить структурные составляющие, в результате чего увеличилось на 20-25% пластические свойства литого металла и на 8-12 % увеличилась его плотность. Таким образом, газодинамическое воздействие на затвердевающий металл позволяет добиться эффекта модифицирования, который может быть значительно усилен вводом в расплав дополнительных центров кристаллизации в виде соответствующих традиционных модификаторов либо нанокристаллических порошков, полученных методами механохимии. При этом возможно снижение количества расходуемого модификатора.

Перелік посилань:

1. Ефимов В.А. Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав // Влияние внешних воз-

действий на жидкий и кристаллизующийся металл. - Киев: Изд. ИПЛ АН УССР. - 1983. - С. 3-65.

2. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях / Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Момот С.В., Амитан В.Н. - Д.: Издательство «ВИК» - 2002. - 169 с.

3. Калиниченко А.С., Бергман Г.В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика. - Мн.: Технопринт, 2001. - 367 с.

4. Добаткин В.И., Эскин Г.И. Боровикова С.И., Гольдер Ю.Г. Закономерности формирования структуры слитков алюминиевых сплавов при непрерывном литье с ультразвуковой обработкой кристаллизующегося расплава // Обработка легких и жаропрочных сплавов. - М.: Наука - 1976. - С. 151-161.

5. Немененок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. - Мн. Технопринт, 1999. - 272 с.

6. Скворцов А.А., Акименко А.Д., Ульянов В.А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок. - М.: Металлургия, 1995. - 272 с.

7. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. - М.: Металлургия, 1995. - 272 с.

УДК 669.018.54

Гречка О. В.¹, Міщенко В. Г.²

¹ аспірантка ЗНУ

² д-р техн. наук, професор ЗНУ

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХНЕВОЇ ОБРОБКИ Fe-Cr-Al СПЛАВІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ НАГРІВАЧІВ ПРОМИСЛОВИХ ЕЛЕКТРИЧНИХ ПЕЧЕЙ ОПОРУ

Використання Fe-Cr-Al сплавів для виготовлення нагрівачів, які є відповідальними деталями в електричних печах опору, знижує витрати в 2,5...4 рази, сприяє економії металу та природних ресурсів. Підвищення якості поверхневої обробки фехралей та хромалей – є одною з актуальних задач в металургії.

В процесі експлуатації оксидна плівка піддається різноманітним впливам: залишковим напругам, високим температурам, впливу агресивного середовища. Мікро- та макродфекти металургійного походження на поверхні нагрівачів, які перешкоджають утворенню щільної оксидної плівки, призводять до суттєвого зниження їхньої жаростійкості, живучості та на-

дійності. Дефекти та неметалеві включення викликають електрохімічну неоднорідність металу, інтенсифікують процеси виникнення і протікання локальної корозії.

Метою даною роботи є аналіз теоретичних, методичних та практичних розробок для вибору оптимального методу поверхневої обробки для забезпечення високих показників адгезійної міцності та корозійної стійкості нагрівальних елементів.

Основними способами очищення поверхні прецизійної проволочки та стрічки з Fe-Cr-Al сплавів від залишків змащування та окалини до початку термообробки є: 1 - механічна обробка шляхом видалення поверхневого шару на глибину до 0,3 мм: полірування, шліфування; 2 - кислотне травлення; 3 - промивка проволочки; 4 - електрохімічна обробка.

Шліфування, хоча й забезпечує суттєве підвищення жаростійкості та довговічності, не набуло широкого розповсюдження та є економічно не-обґрунтованим через невисоку продуктивність та використання принципово різного виду обладнання у зв'язку з тим, що нагрівачі виготовляються з стрічки та проволочки різного поперечного перетину.

При кислотному травленні металу велике значення має склад та структура окалини, а також рівномірність протравлення поверхні по всій довжині дроту або стрічки. Даний спосіб очищення поверхні дроту має такі недоліки як наводнювання дроту, забруднення повітря, низька економічність і т.д.

Промивання дроту в промислових умовах не дає необхідної якості очищення поверхні, внаслідок формування окалини різного кількісного та фазового складу. На нагрівачах утворювалися ділянки, які містять оксиди заліза Fe_2O_3 та Fe_3O_4 , які мають більш високу швидкість окиснення і викликають прискорене окалиноутворення, ніж оксиди хрому Cr_2O_3 і алюмінію Al_2O_3 . [2]

Електрохімічна обробка дозволяє знизити висоту мікронерівностей шляхом розчинення найбільш високих виступів, поверхня виробу вирівнюється та стає більш гладкою, до того ж підвищує швидкість технологічного процесу. Також, необхідно зазначити, що поверхня, яка очищена від окалини хімічним, механічним або фізичним способами, має різні за станом шари і різну шорсткість.

Основною задачею в сучасній металургії є дослідження нових екологічних, ресурсозберігальних технологічних процесів, що забезпечують необхідну якість продукції, підвищують продуктивність та знижують витрати. Перспективною технологією очищення і полірування, що підвищить корозійну стійкість та забезпечить високу якість поверхні дроту або стрічки є обробка поверхні пароплазмовим розрядом. Оскільки така обробка сильно

впливає на морфологію, структуру та топографію поверхневих шарів, можна припустити, що це суттєво змінить корозійну поведінку оброблюємих виробів в агресивних середовищах. До того ж використання даної технології дасть можливість розширення технічних можливостей, здешевлення процесу очищення поверхні дроту внаслідок того, що не потребує використання різних видів технологічного обладнання при обробці різної форми поверхні.

Список літератури

1. Саф'ян П. П. Формування структури та корозійних властивостей поверхневого шару труб відповідального призначення з аустенітних сталей при обробці пароплазмовим розрядом : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.02.01, «Матеріалознавство» / П. П. Саф'ян. – Дніпропетровськ, 2014. – 20 с.
2. Сплавы для нагревателей / [Жуков Л. Л., Племянникова И. М., Миронова М. Н. и др.]. – М. : Металлургия, 1985. – 144 с.
3. Технология конструкционных материалов: Учебник для вузов / Под ред. Ю. М. Барона. – СПб. : Питер, 2015. – 512 с. : ил.

УДК 620.197

Татарченко Г.О. д.т.н., проф.¹, Белошицкий Н.В.

¹ Восточно-украинский национальный университет имени Владимира Даля

КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНА В ПРИСУТСТВИИ ОЗОНА

Титан самопроизвольно пассивируется в растворе соляной кислоты при комнатной температуре с концентрацией не более 8%, в то время как при 75⁰ С предельной пассивирующей концентрацией является 2% HCl. Скорость коррозии титана в соляной кислоте значительно возрастает с повышением концентрации кислоты и температуры.

В 10% HCl при t=20⁰C титан находится в состоянии неустойчивой пассивности, незначительное увеличение температуры приводит к росту скорости коррозии и при t=40⁰C она становится ~ 1,35 з/(м²·ч). Барботирование озоном 10%-ного раствора соляной кислоты (рис. 4.29) облагораживает потенциал коррозии титана ВТ1-0 на 0,67В и он достигает состояния устойчивой пассивности. Скорость коррозии снижается до 0,03 з/(м²·ч), как будет показано ниже, за счет образования более толстой оксидной пленки.

Хорошая поляризуемость титанового электрода и значительная величина токов обмена при стационарном потенциале и потенциалах близких к

нему, указывает на высокую скорость распада O_3 за счет восстановления его в адсорбционном слое, компенсируемого анодным процессом роста пленки. Озон, участвуя в катодном процессе, тормозит анодную ионизацию титана, за счет образования более толстых оксидных слоев.

На основе полученных и литературных данных, установлено, что ведение озона:

- расширяет возможные пределы использования титана и его сварных соединений в растворах серной и соляной кислот до 20% при $t = 20^{\circ}C$ и до 10% при $t=60^{\circ}C$, следовательно, титан может быть использован в качестве конструкционного материала;
- тормозит анодную ионизацию титана, за счет образования более толстых оксидных слоев;
- снижает растворение β -фазы титана в растворах соляной кислоты, и, соответственно вероятность зарождения межкристаллитной коррозии сварных соединений титана;
- способствует образованию на поверхности растворяющегося металла гидроксидов и комплексных соединений, где принимают участие анионы раствора;
- восстановление озона и кислорода идет в диффузионно-кинетическом режиме на участках поверхности, покрытых адсорбированными атомами водорода;
- наличие слоя гидрида на поверхности активно растворяющегося титана способствует восстановлению озона на поверхности.

УДК 621.7.04

Алтухов А.В.¹, Тарасов А.Ф.², Абдулов А.Р.³, Поднебесный Н.Н.⁴

¹ к.т.н., Донбасская государственная машиностроительная академия (ДГМА),

² д.т.н., проф. ДГМА,

³ к.х.н., ДГМА,

⁴ магистрант, ДГМА

РАЗРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫХ ПРОЦЕССОВ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЗАГОТОВОК

Для обработки новых материалов, которые применяются для изготовления ответственных деталей, в настоящее время активно развиваются процессы интенсивного пластического деформирования (ИПД) [1, 2]. Эти методы обеспечивают получение объемных наноструктурированных заготовок

деталей ответственного назначения из титановых и других сплавов. После ИПД заготовок их обрабатывают с помощью резания или выполняют изменение формы методами обработки давлением, чтобы, например, расширить номенклатуру получаемых изделий [3].

Высокое гидростатическое давление при ИПД позволяет выполнять деформирование малопластичных металлов и выполнять операции большое количество раз (до 15) без разрушения материала заготовки. Однако, деформирование заготовки методами ИПД приводит с высоким удельным нагрузкам на инструмент в течение всей операции. Для деформирования малопластичных металлов и их сплавов и снижения нагрузок на инструмент развиваются методы ИПД с использованием нагрева до температуры $0.4 t_{пл}$ [4]. Кроме того, известные методы ИПД создают в сечении заготовки неравномерность деформаций с существенным различием степени деформации в центре и на периферийной части. Чтобы устранить или компенсировать эти недостатки возможно применение различных комбинаций методов обработки давлением: различных методов ИПД для повышения равномерности распределения деформаций по объему заготовки; методов ИПД и классических операций ОМД для расширения сортамента получаемых заготовок; локальное упрочнение методами ИПД заготовок полученных методами порошковой металлургии или аддитивными технологиями.

В данном направлении в ДГМА ведется работа по развитию и проектированию процессов ИПД для различных заготовок и схем деформирования. Предложен ряд новых процессов ИПД для различных видов заготовок, в частности, процесс штамповки заготовок U-имплантатов (спейсеры типа Coflex), усовершенствованы схемы деформирования методом циклическойковки в закрытом пространстве (CCDF), процесс упрочнения ленты путем множественного ее перегиба на валках и др. [5].

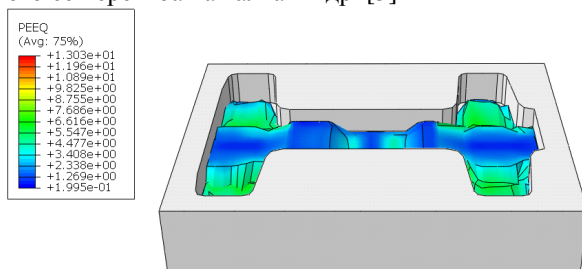


Рисунок 2 – Моделирование распределения накопленных деформаций при штамповке заготовки из титана марки ВТ1-0 для U-имплантата

Для повышения равномерности деформаций по сечению и объему заготовки предложен новый процесс реверсивного сдвига (РС) [6]. Достоинст-

вом схемы РС является создание плоско-деформированного состояния, благодаря которому в заготовке создается одинаковое напряженно-деформированное состояние в каждом сечении по длине, что приводит к равномерности получаемых свойств. При этом, за счет деформирования инструментом с наклонными поверхностями, создаются значительные сдвиговые деформации вдоль наклонных поверхностей инструмента и в центре заготовки, что позволяет получать заготовки с проработанной центральной зоной сечения, в отличие от большинства известных методов ИПД. Проведенные исследования ряда схем ИПД позволили выявить закономерности и механизм управления физико-механическими свойствами заготовок для получения субмикроструктурной стуртуры в их объеме.

Дальнейшее развитие схемы РС показало возможность автоматизации выполнения операций деформирования за счет поворота заготовки непосредственно в пространстве штампа при возвратном ходе инструмента перед каждой последующей операцией деформирования, что позволит выполнить процесс многократного деформирования за несколько секунд, что является очевидным достоинством процесса.

Для обеспечения равномерности получаемых физико-механических свойств по всему объему заготовки необходима комбинированная обработка методами ИПД и классическими операциями ОМД, например, прокаткой или выдавливанием. Авторами совместно с ДонФТИ НАНУ получены образцы титана марки ВТ1-0 обработанные методом ВЭ и прокаткой. Обработка по схеме РС с последующей прокаткой или выдавливанием проведена для заготовок из меди марки М1. Эксперименты подтвердили сохранение или измельчение структуры заготовок, полученной с помощью ИПД.

Таким образом, перспективным является комбинированное применение методов ИПД с высоким гидростатическим давлением, таких как равноканальное угловое прессование, винтовая экструзия, совместно с процессами типа РС и модифицированной CCDF [7]. Это позволит добиться более равномерного распределения деформаций и, следовательно, физико-механических свойств по сечению и объему заготовки.

Перечень ссылок

1. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation. //Acta Materialia. – 2013.– Vol.61,- pp.782–817.
2. Алтухов А.В., Тарасов А.Ф., Периг А.В. Систематизация процессов интенсивного пластического деформирования для формирования ультрамелкозернистых и нанокристаллических структур в объемных заготовках. // Письма о материалах. – 2012. – т.2. – № 1. – С. 54-59. – ISSN 2218-5046.
3. Подрезов Ю. Н., В. И. Даниленко Анализ влияния повторной деформации на механическое поведение образцов титана, продеформированных методом

винтовой экструзии // Электронная микроскопия и прочность материалов. Сер.: Физическое материаловедение, структура и свойства материалов. - 2009. - Вып. 16. - С. 68-79.

4. Development of Submicrocrystalline Titanium Alloys Using "abc" Isothermal Forging/ G.Salishchev, S.Zherebtsov, O.Valiakhmetov, R.M.Galeyev, S.Yu.Mironov. - Trans Tech Publications, 2004. - Materials Science Forum, Vol. 447-448. - pp.459-464. - ISSN 1662-9752

5. Патенты Украины: 74317, 86697, 88811, 71229.

6. Патент 102240 Україна, МПК⁶ B21K1/74, B21 J 5/00 Спосіб виготовлення поковок з ультрадрібнозернистою структурою переважно для імплантатів /Тарасов О. Ф., Алтухов О. В., Шейкін С.Є. №u 201503174; заявл. 6.04.2015; опубл. 26.10.2015, Бюл.№ 20.

7. Патент 102213 Україна, МПК C21D 7/00. Спосіб комбінованої багато-разової інтенсивної пластичної деформації заготовки зі зміною напрямку деформування / О.Ф. Тарасов, Я.Ю. Бейгельзімер, О.В. Алтухов. № a2015 02813; заявл. 27.03.2015; опубл. 26.10.2015, Бюл. №20.

УДК 621.791:669.71

Вакуленко И.А.¹, Плитченко С.А.²

¹ д.т.н., профессор,

² ассистент кафедры «Прикладная механика и материаловедение» Днепропетровского национального университета железнодорожного транспорта им.академика В.Лазаряна.

ОЦЕНКА ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Технология сварки трением с перемешиванием (СТП) не сопровождается изменением агрегатного состояния металлического материала. Анализ микроструктуры сварочного соединения свидетельствует о значительном подобии структурному состоянию, получаемому в результате горячего обжатия при температурах значительно превышающих начало развития динамической рекристаллизации. В большинстве случаев использования технологии СТП рекомендуемая температура разогрева в зоне работы инструмента составляет порядка 0,8 – 0,9 температуры плавления металла.

Целью исследования является выбор оптимальных условий развития процесса СТП металлического материала.

Материалом для исследования служил сплав АМг5 на основе алюминия в виде листовых заготовок толщиной 2 мм. Различные режимы СТП

осуществлялись с изменением скорости вращения от 800 до 1600 мин⁻¹, усилия прижатия рабочего инструмента до 1500 МПа, при минимальной скорости его перемещения вдоль соединяемых кромок (1 мм/мин). В процессе формирования сварочного соединения непрерывно осуществлялся контроль температуры вблизи корня шва.

Анализ известных и полученных результатов свидетельствует о зависимости качества сварочного соединения не только от прироста пластичности металла, сколько от достижения определенной степени его перемешивания в зоне соединяемых кромок. Разогрев кромок сопровождается возрастанием степени перемешивания, что способствует росту плотности металла, снижению пористости в зоне соединения. Одновременно с этим, ускорение процессов собирательной рекристаллизации и различия в условиях перемешивания металла способствуют формированию значительной разнотекучности в околошовной зоне.

Учитывая, что СТП является термически активируемым процессом, оценка энергии активации (Q) позволит объяснить преимущественное влияние величины давления на рабочий инструмент либо скорости его вращения для достижения требуемого уровня нагрева металла. В качестве такой температуры принят момент резкого прироста пластичности металла при СТП. Для оценки Q воспользуемся уравнением в общем виде:

$$\varepsilon = A \exp(-Q/RT) P^m, \quad (1)$$

где ε , P скорость вращения и усилие прижима инструмента соответственно, A - значение ε при $P=0$, R - универсальная газовая постоянная, T - абсолютная температура, m - показатель степени. Для оценки Q , (1) представим в виде:

$$Q = RT(m \ln P - \ln \varepsilon) \quad (2)$$

В качестве T принимается температура начала развития динамической рекристаллизации, которую определяли из соотношения $T \approx f(P, \varepsilon)$ при СТП. Для интервала ε от 800 до 1600 мин⁻¹ экспериментально были определены значения P , как соответствующие моменту прекращения своего прироста. Для различных сочетаний ε и P было получено практически одинаковое значение температуры достижения высокой пластичности металла: порядка 80-85°C. В первом приближении, указанная температура может быть связана с началом развития процессов динамической рекристаллизации при осуществлении СТП. Подтверждением указанного положения является неизменность значений температуры при реализации различных режимов (сочетание скорости вращения и давления на рабочий инструмент)

СТП и достаточно хорошее совпадение с температурой развития статической рекристаллизации в металлах и сплавах. Для оценки температуры начала развития статической рекристаллизации можно воспользоваться соотношением:

$$T_p = 0,4T_{пл} \quad (3)$$

После подстановки в (3) температуры плавления исследуемого сплава, оценочное значение T_p составило 78°C , что свидетельствует о достаточно хорошем соответствии. После подстановки $T=85^\circ\text{C}$ и учетом соответствующих величин $m = \Delta \ln \varepsilon / \Delta \ln P$ в (2) были рассчитаны значения Q . Из результатов следует, что энергия активации СТП при давлении 1370 МПа и $\dot{\varepsilon}=800 \text{ мин}^{-1}$ примерно в 2 раза превышает значения при давлении 590 МПа и $\dot{\varepsilon}=1600 \text{ мин}^{-1}$. В первом приближении можно полагать, что для достижения требуемого разогрева металла, более выгодно повышать скорость вращения и снижать прижим рабочего инструмента.

УДК 669.715

Вакуленко И.А.¹, Сокирко В.А.², Надеждин Ю.Л.³

¹д.т.н., профессор,

²к.т.н., с.н.с., директор предприятия DS (г.Николаев).

³зав. лабораторией кафедры «Прикладная механика и материаловедение» Днепропетровского национального университета железнодорожного транспорта им. академика В.Лазаряна,

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА СВАРНОГО ШВА СИЛУМИНА

При электродуговой сварке пропорционально разогреву околошовной зоны развиваются процессы структурных превращений, которые определяют уровень возникающих остаточных напряжений. Снижения остаточных напряжений, кроме термических технологий, достигают, используя электрические и магнитные поля, механические воздействия различного характера.

Целью работы являлась оценка влияния электроимпульсной обработки на фазовый состав сварочного шва силумина.

Материалом для исследования служил силумин АК8МЗ. Пластины толщиной 10 мм после электродуговой сварки подвергали электрической импульсной обработке (ЭО) на предприятии DS при плотности электрического тока 14 и 16 А/мм² (режимы I и II). Структуру исследовали с исполь-

зованием методик световой, электронной микроскопии (JSM-6360 LA), рентгеноструктурного анализа.

После электродуговой сварки сплав обладал многофазным строением, не противоречащим известным результатам. Частицы второй фазы пластинчатой формы обладали микротвердостью, приблизительно на порядок значений большей, чем матрица. Экстремальный характер зависимости указывает на достаточно сложное перераспределение остаточных внутренних напряжений. Подвергая зону термического влияния сплава электрической импульсной обработке, обнаружено изменение характера распределения микротвердости. Одновременно с уменьшением градиента микротвердости обнаружен эффект упрочнения как для матрицы, так и для частиц второй фазы.

Рост интенсивности ЭО сопровождался снижением значений микротвердости по сравнению с состоянием металла после сварки. Для околошовной зоны снижение достигало 11% для режима (I) и 15% для (II). Для металла сварочной ванны также обнаружен эффект упрочнения после ЭО: от 460 (до ЭО) до 560 МПа для режима (I) и до 480 МПа для (II). На основании этого можно полагать, что даже металл сварочной ванны, обладая иным фазовым составом и подверженный смене агрегатного состояния является чувствительным к ЭО.

Анализ внутреннего строения показал, что в результате ЭО процессы структурных превращений привели не только к изменению дисперсности фазовых составляющих, но и характера их распределения в матрице. Действительно, если после сварки сплав обладал признаками литого состояния, то после ЭО картина качественно другая. Фазовые составляющие в основном обладают глобулярной формой, или представлены в виде участков определенной протяженности. При изучении химического состава фазовых составляющих было обнаружено, что наблюдаемые структурные изменения сплава в результате ЭО могут быть обусловлены перераспределением химических элементов, которые входят в состав соединений. Приведенное объяснение не является новым, нечто подобное наблюдали при варьировании химическим составом силумина с использованием специальных модификаторов, либо при изменении условий кристаллизации. Действительно, как показали исследования, соотношение некоторых химических элементов, которые участвуют в формировании определенных соединений, в результате ЭО может изменяться. На основании этого, указанные химические соединения следует отнести к соединениям типа «бертоллидов». С другой стороны, если бы указанные химические соединения обладали неизменным химическим составом, то эффект снижения градиента микротвердости мог быть менее значительным.

Анализ полученных результатов свидетельствует, что после ЭО сварочного соединения прирост микротвердости силумина сопровождается снижением количества дефектов кристаллического строения и огрублением областей когерентного рассеивания. Обнаруженное изменение фазового состава, формы и дисперсности структурных составляющих сопровождается изменениями в морфологии и распределении структурных составляющих, появлением дополнительных химических соединений.

УДК 669.295: 620.18:620.17

Ткач Д.В. к.т.н., доцент кафедри фізичного матеріалознавства ЗНТУ

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ІМПЛАНТІВ МЕТОДАМИ ІНТЕНСИВНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Використання титанових сплавів типу VT5, VT6 для виготовлення низки виробів медичного призначення є досить розповсюдженою практикою. Відомо, що ці сплави містять такі легувальні елементи, як алюміній та ванадій, які за даними дослідників можуть негативно впливати на здоров'я людини.

Тому для виготовлення виробів медичного призначення найбільш доцільно використовувати саме чистий титан. У сучасній медицині технічно чистий титан типу VT1-0 успішно застосовується для виготовлення пластин та спиць для остеосинтезу, стоматологічних імплантатів, хірургічних інструментів тощо. Проте існує подальша необхідність розширення спектру виробництва різного типу імплантатів, оскільки одним з першочергових завдань медицини є не тільки відтворення окремих втрачених функцій, але й збереження високих кондицій організму пацієнта. Матеріал повинен мати високу біосумісність, оскільки невиконання цієї умови призводить до імунної реакції і виникнення асептичної нестабільності компонентів ендопротеза та мати високі показники міцності матеріалу імплантату, що визначають його експлуатаційну надійність. Використання технічно чистого титану є доцільним при умові покращення його характеристик міцності та циклічної витривалості.

Одним з перспективних напрямів підвищення експлуатаційних властивостей виробів з титану VT1-0 є формування нано- або субмікроструктурної (СМК) структури, яка дозволяє значно покращити низку фізико-механічних властивостей матеріалу за рахунок утворення значної кількості зерен субмікро- та нанокристалічного розміру з великокутовим розорієнту-

ванням поверхонь поділу. Для отримання такої структури використовують різні методи інтенсивної пластичної деформації (ІПД), зокрема гвинтову екструзію, в результаті чого значно зростають експлуатаційні властивості титану і сплавів на його основі порівняно з рівноважним станом.

Задача дослідження полягала в оцінці запасів міцності високонавантажених елементів ендопротеза тазостегнового суглобу (як одного з найбільш навантажених), виготовлених з різних титанових сплавів. Розрахунок міцності виконували методом кінцевих елементів в універсальній програмній системі кінцево-елементного аналізу ANSYS. Моделювання навантажень на елементи ендопротезу виконували для наступних умов: вага людини - 60 кг; максимальне навантаження при швидкій ходьбі - 1800 Н; максимальне навантаження при стрибку - 2400 Н. Розрахунок проводили для 4-х різних марок титанових сплавів: BT3-1, BT6, BT1-0 в стані стандартного постачання та BT1-0 в СМК стані.

Використання методу кінцевих елементів та моделей визначення довговічності виробів дозволило встановити, що сплав BT1-0 в субмікрокристалічному стані відповідає умовам необхідної міцності і може бути використаний при виробництві навантажених елементів ендопротезів, оскільки запаси втомної і короточасної міцності відповідають допустимим значенням. Отримання відповідного ультрадрібнозернистого технічно чистого титану з підвищеним рівнем показників міцності дозволяє використовувати його для виготовлення виробів ортопедії та травматології замість легованих титанових сплавів, які можуть завдавати канцерогенної шкоди людському організму.

Література

1. Розенберг О.А. Пути создания эндопротеза тазобедренного сустава нового поколения / О.А. Розенберг, Н.В. Новиков, С.В. Сохань и др. // Сучасні технології в машинобудуванні: зб. наук. праць. – Харків: НТУ «ХП», 2010. – Вип. 5. – С. 190–208
2. Карлов А.В. Системы внешней фиксации и регуляторные механизмы оптимальной биомеханики / А.В. Карлов, В.П. Шахов. – Томск: СТТ, 2001. – 480 с.
3. Забелин С.Ф. Совершенствование технологии получения металлических имплантатов биомедицинского назначения / С.Ф. Забелин, А.А. Дорожков // Ученые записки ЗабГГПУ. - 2011. - №3. – С. 85-92.
4. Филиппенко В.А. Эволюция проблемы эндопротезирования суставов / В.А. Филиппенко, А.В. Танькут // Международный медицинский журнал. - 2009. – №1. – С.70-74.

5. Система эндопротезов тазобедренного сустава «ИТО - Мотор Сич»: рекламный буклет [Электронный ресурс] // Режим доступа до буклету: <http://multiflex.com.ua/categories/view/77>

Архипов-Балтийский С.В. Механика тазобедренного сустава, роль связки головки бедра [Электронный ресурс] // Конспект врача, Выпуск 30. - Режим доступа к статье: <http://www.gradusnik.ru/rus/doctor/morfomehanika/arh31k-mehaniktbs>

УДК 669.295

Смоляк. Ю.В. ЧП «Виза –Сервис»

ОПЫТ ПОЛУЧЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА ВТ20 АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

На сегодняшний день титан и сплавы на его основе являются перспективным материалом, который нашел широкое применение в высокотехнологичных отраслях промышленности таких как высокоточное машиностроение, космическая, авиационная и медицинская промышленность.

Не смотря на все это, на протяжении долгих лет в Украине отсутствует полный цикл переработки титана. Самым проблемным технологическим переделом, при этом, является деформационная обработка полуфабрикатов из деформируемых титановых сплавов.

В тоже время. реализация процесса деформационной обработки титановых сплавов сопряжена с необходимостью определения целого ряда технологических параметров, варьирование которыми позволяет управлять качеством получаемого материала и его свойствами.

Поэтому, целью работы являлась промышленная реализация технологической цепочки получения деформируемых полуфабрикатов из титанового псевдо α сплава марки ВТ20.

Для достижения поставленной задачи были подготовлены шихтовые материалы и произведены пробные плавки на международной компании «АНТАРЕС». После чего с выплавленных вырезались заготовки для последующей деформационной обработки ковкой на ЧАО "НПО ДНЕПРОПРЕСС". Тщательный подход к отбору проб позволил обеспечить наработку необходимого объема статистических данных, что, в свою очередь, дало возможность произвести отработку технологических режимов и схемыковки.

Исследования полученных деформированных образцов проводили совместно с АО «Мотор Сич». Результаты химического анализа показали, что содержание легирующих элементов и примесей в исследуемых образцах находится в пределах ГОСТа. Результаты испытания механических свойств подтвердили, что полученный материал по своим прочностным характеристикам не уступает полуфабрикатам зарубежного производства аналогичного химического состава, а в некоторых случаях (в частности, что касается характеристик пластичности) даже превосходит их.

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать вывод о возможности использования разработанных технологических режимов и схем деформационной обработки титанового сплава марки ВТ20, с небольшими уточнениями, для получения деформируемых полуфабрикатов в промышленных масштабах.

УДК 669.295

Осипенко А.В. начальник технического отдела, ООО «ЗТМК»

Шевченко В.Г. к.т.н., доцент, зав. кафедры «Механика», ЗНТУ

РАЗРАБОТКА РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Большинство сплавов титана для повышения уровня механических свойств в своей основе имеют дорогостоящие легирующие элементы, которые вводятся по сложным технологиям. Однако, упрощение и повышение эффективности процесса получения изделий из сплавов титана с высоким уровнем механических свойств возможно за счет применения титана с заданным содержанием недорогих легирующих элементов.

Целью данной работы, являлось разработать ресурсосберегающую технологию получения титана с заданным содержанием железа в пределах 1,50 % и кислорода - 0,25 % из отходов переработки блоков титана губчатого -0,25O-1,5Fe с улучшенными механическими характеристиками.

Для исследования способа получения титана губчатого с заданным содержанием железа и кислорода в процессе его грохочения авторами разработана и создана экспериментальная установка. Содержание легирующих элементов в титане губчатом получали путем грохочения исходной титановой губки.

Установлено, что титан губчатый фракции -2+0 мм, полученный в результате процесса грохочения исходной фракции, имеет заданное содержание железа и кислорода. Получены зависимости содержания железа в исследу-

дуемой фракции от числа Фруда, описывающего характер взаимодействия частиц губки в потоке насыпного материаладвигающегося по поверхности грохота. Определено влияние эффективности грохочения исходной фракции на коэффициент концентрации легирующих элементов в готовом продукте.

Теоретически обоснована и экспериментально доказана возможность образования твердого раствора замещения железа в кристаллической решетке титана губчатого при взаимодействии тетрахлорида титана и расплавленного магния с железом материала реторты-реактора в процессе магниетермического восстановления титана.

Распределение легирующих элементов-примесей железа и кислорода в объеме опытного титана носит равномерный характер, присущий нелегированному титану технической чистоты.

При получении спеченного титана по опытной технологии, содержание железа и кислорода, в указанных значениях, не оказывает негативного влияния на механические свойства опытных заготовок. В то же время образцы, полученные на основе шихты содержащей ферротитан (стандартная технология), имели уровень механических свойств в среднем на 10...15 % ниже.

Разработана и опробована в производственных условиях ООО «ЗТМК» промышленная технология получения титана губчатого с заданным содержанием железа и кислорода на опытно-промышленной установке, модернизированном инерционном грохоте, при грохочении фракции титана губчатого -12+0 мм, легированного кислородом по существующей технологии.

С использованием регрессионных уравнений выбрано оптимальное соотношение параметров технологического процесса: скорость потока насыпного материала на грохоте 0,370...0,380 м/мин, при глубине потока материала 9,0...11,0 мм, что обеспечивает выход готового продукта около 60 %, с требуемым содержанием железа 1,50 % и кислорода 0,25 %.

Отработана технология получения полуфабрикатов из экономнолегированного титанового сплава Ti-0,25O-1,5Fe путем гидрирования, прессования и спекания титана с заданным химическим составом. Спеченный сплав имеет структуру аналогичную серийным спеченным сплавам титана марок 2М2А и ПТ5-1, а его уровень механических свойств соответствует требованиям стандартов на данные промышленные сплавы.

В результате внедрения разработанного технологического процесса за счет исключения операций сортировки, шихтоподготовки, измельчения и потребности в легирующих материалах, а также использования отходов переработки блоков титана губчатого в качестве дешевого исходного сырья снижена себестоимость полуфабрикатов из экономнолегированного титано-

вого сплава, что повысило его конкурентоспособность. Плановый экономический эффект составил 1,033 млн. грн. в год.

Получен экологический эффект – исключены выбросы пыли титана губчатого IV класса опасности в окружающую среду в валовом среднем размере 0,55 % от общего количества произведенных заготовок спеченного опытного титанового сплава.

УДК 669.295

Шило В.Г.¹, Митина Т.А.², Костицкая Л.П.³

¹ нач. отдела спец. металлургии.,

² вед. инж.,

³ инж. АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ТИТАНОВЫХ ОТЛИВОК ПРИ ГАЗОСТАТИРОВАНИИ

Улучшение качества отливок методом горячего изостатического прессования (ГИП) – эффективная технология, применяемая на нашем предприятии, позволяющая устранить внутренние литейные дефекты за счет смыкания стенок пустот по механизму пластической деформации с последующей диффузионной сваркой приведенных в контакт поверхностей пор и раковин. В процессе отработки технологии ГИП возникла необходимость в повышении прочности материала отливок, для чего необходимо подобрать оптимальный режим ГИП, что являлось целью настоящей работы.

Для исследования отлиты специальные образцы с тепловыми узлами из сплава ВТ20Л, в которых образовывались раковины вытянутой формы размерами от (2×4) до (3×15) мм (рис. 1). Образование таких раковин обусловлено вертикальным расположением формы при центробежной заливке, а также наличием в конфигурации образца перехода от сферической части к прибыльной через более тонкое сечение.



Рис. 1. Образец из сплава ВТ20Л специальной формы (а) с раковиной в тепловом узле (б)

Газостатирование проводили на установке «Guintus» QIN 0,9×1,5×2070-1400 MURC при $960 \pm 10^\circ\text{C}$, скорость снижения температуры при охлаждении в камере газостата $5 \dots 8^\circ\text{C}/\text{мин}$, с охлаждением отливок в камере газостата до 300°C . Исследование после ГИП продольных и поперечных макрошлифов (рис. 2), а также результаты рентгеноконтроля подтвердили устранение литейных раковин. Микроанализ показал, что в зоне расположения раковин, имевших место до ГИП, микроструктура образцов более мелкая (рис. 3 а) по сравнению с металлом вне дефектов (рис. 3 б), что обусловлено рекристаллизацией в процессе деформации структурных составляющих под действием высокого давления и температуры при уплотнении металла.

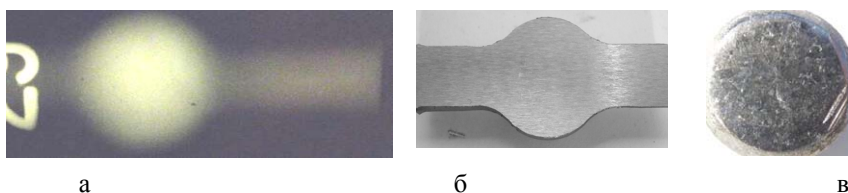


Рис. 2. Исследование образца после ГИП: а – рентгенпленка образца; б – продольный темплет; в – поперечный макротемплет.

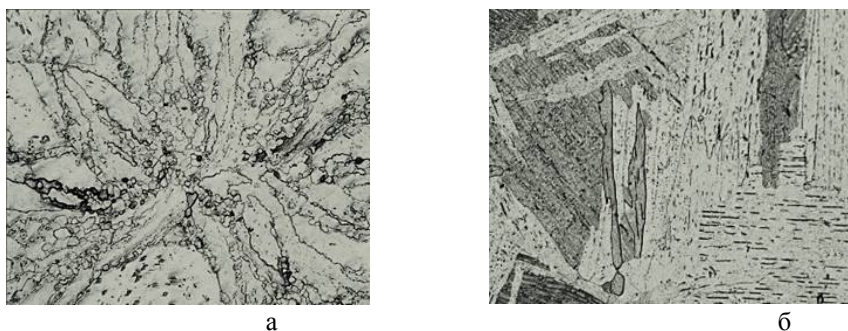


Рис. 3. Микроструктура образцов после ГИП в местах «залечивания» раковины (а) и основного металла (б), $\times 50$.

Двумя главными особенностями микроструктурного состояния отливок из сплава ВТ20Л являются крупнозернистость и пластинчатое внутризеренное строение. Образование пластинчатой структуры в отливках происходит в процессе фазовой перекристаллизации при определенной скорости

охлаждения с температур β -области и с уменьшением скорости охлаждения образуется более грубая пластинчатая структура. Получение более тонких α -пластин может обеспечить более высокие значения прочности сплава. Наряду со скоростью охлаждения сплава из β -области на толщину α -пластин существенно влияет состав сплава – более легированным сплавам присуще более тонкое внутризеренное строение.

Учитывая выше изложенное, в данной работе для повышения предела прочности отливок после газостатирования предусматривалась термообработка, обеспечивающая более тонкое внутризеренное строение. Данная цель достигалась путем нагрева газостатированных отливок до температур β -области, с последующим ускоренным охлаждением на воздухе.

В исследовании определяли влияние скорости охлаждения на механические свойства и микроструктурное состояние газостатированных отливок из сплава ВТ20Л. Увеличение скорости охлаждения отливок проводили за счет повышения градиента температур при охлаждении с температур β -области как при газостатировании, так и при термообработке. Микроструктура сплава в результате различных скоростей охлаждения изменялась от тонкопластинчатого (α -фаза) до игольчатого (мартенситная α' -фаза), что обеспечивало повышение прочности (таблица 1). После газостатирования по экспериментальной технологии, где использовалось охлаждение в камере газостата с температуры 1020°C и скоростью охлаждения 40°C/мин, микроструктура отливок приобрела более тонкое строение α -пластин, однако прочность отливок не достигла требуемого уровня.

Анализ данных таблицы 1 показал, что термообработка, проведенная с целью увеличения скорости охлаждения (90...100°C/мин) отливок за счет повышения градиента температур и охлаждения на воздухе, обусловила выделение игольчатой α' -фазы. Значения прочности и остальных механических характеристик находились в пределах технических требований. Увеличение скорости охлаждения с температуры 1050°C достигнуто за счет применения специальных корзин с перфорационными отверстиями.

Газостатирование отливок с использованием охлаждения с температуры 1050°C и скоростью охлаждения 50°C/мин (вариант 3) обеспечило полное залечивание дефектов и формирование тонкопластинчатого строения α -фазы и повышение прочности материала с получением комплекса механических свойств в пределах технических требований.

Таблица 1– Механические свойства отливок из сплава ВТ20Л после ГИП

п/п	Характеристика опытной технологии	с/мм	δ , %	ψ , %	KCU, см/см ²
1	ГИП по серийной технологии	90,0	7,0	24,8	6,8
2	ГИП по опытному режиму: T=1010°C, τ =1ч	97,4	4,2	12,1	6,0
3	ГИП по опытному режиму: T=960°C, τ =2 ч. + T=1050°C, τ =1 ч. , охл. с V=50°C/мин. в корзине	94,2	8,2	19,4	6,0
4	ГИП по опытному режиму: T=960°C, τ =2 ч., далее подъем до T=1020°C, τ =1 час. + повторное ГИП при T=960°C, τ =2 ч. + T=1050°C, τ =1ч	96,1	4,5	11,6	5,9
4	ГИП при T=960°C, τ =1 ч., далее подъем до 1020°C, τ =1ч. + т/о (T=1050°C, охл. сV=90...100°C/мин).	98,7	3,2	11,3	7,0
Технические требования на отливки		≥90	≥ 5,0	≥ 12	≥ 2,8

УДК: 621.762.07

Панов С.П., Смоляк Ю.В.

ЧП «Виза-Сервис», г. Запорожье

РАЗВИТИЕ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ ТИТАНА В ЗАПОРОЖСКОМ РЕГИОНЕ

Запорожский регион является единственным производителем титана губчатого (сырья для получения титановых сплавов) в Европе, с объемами производства около 20 тонн в год.

При этом качество титановой губки позволяет использовать ее для получения конструкционных деталей для таких ответственных отраслей промышленности как высокоточное машиностроение, космическая, авиационная, химическая, нефтяная, атомная и медицинская промышленность.

Производство деталей и изделий из титана и сплавов на его основе сопряжено с целой цепочкой технологически сложных металлургических переделов (например, вакуумно-дуговой и электронно-лучевой переплавы). С последующей деформационной обработкой с целью получения продукции

сортового проката. Слитки, полученные после переплава, массой от 2 до десятков тонн диаметром от 300мм. подвергают сложной и дорогостоящей деформационной обработке.

В тоже время потребность в титановых полуфабрикатах все время увеличивается, и объемы потребления титановых деформируемых сплавов в выше перечисленных отраслях растет с каждым годом. Полуфабрикатом для формирования изделия является прутковая заготовка, 70% которой, при изготовлении деталей, идет в отходы.

Актуальным вопросом является получение изделий из титана методами порошковой металлургии, что дает возможность получения готовых изделий с минимизацией последующей механической обработки и с коэффициентом использования металла около 0,9-0,95. Важным преимуществом является также то, что данная технология не требует применения дорогостоящего оборудования.

С этой целью ЧП «Виза-Сервис» организовано производство мелкогабаритных, среднегабаритных и крупногабаритных изделий из титановых порошков, которые по своему химическому составу и механическим свойствам соответствуют технически чистому титану марки ВТ1-0. На предприятии налажено производство простых полуфабрикатов, а также ведутся работы по получению сложных изделий, таких как экзопротезы и эндопротезы.

СЕКЦІЯ 3. „ КОНСТРУКЦІЙНІ КОЛЬОРОВІ СПЛАВИ ДЛЯ АВІАБУДУВАННЯ ”

УДК 669.295:621.785.53

Погрелюк І. М.¹, д.т.н. проф., Лаврись С.М.¹, аспірант, Пеньковий О.В.², студент

¹ – Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

² – Національний університет «Львівська політехніка»

ВПЛИВ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ПОВЕРХНІ ТИТАНУ НА ФОРМУВАННЯ РІВНЯ ЇЇ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ НАСТУПНІЙ ХІМІКО-ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ

На сьогоднішній день для розвитку машинобудування актуальною є проблема підвищення працездатності деталей машин та механізмів, яку можна вирішити, забезпечивши на високому рівні комплекс фізико-механічних характеристик поверхневого шару. Поверхню багатьох конструкційних матеріалів зміцнюють методами хіміко-термічної обробки (ХТО). Для титану і його сплавів найбільш перспективним та ефективним є термодифузійне насичення такими елементами проникнення, як кисень, азот, вуглець та бор. Оксиди, нітриди, карбіди та бориди титану формують на поверхні змінений шар, якому характерне сприятливе поєднання фізико-хімічних характеристик, що, в свою чергу, забезпечує високий рівень таких експлуатаційних властивостей, як довговічність, зносотривкість, корозійну тривкість і т.п.

Для дослідження використовували зразки (30×10×1 мм) титану Grade 2 (аналог ВТ1-0), поверхню яких попередньо шліфували чи полірували. Як ХТО вибрали газове термодифузійне насичення азотом (азотування) та безконтактне термодифузійне насичення бором (борування) за температур 750 та 900 °С протягом 5 годин.

Результати рентгенофазового аналізу поверхні при насиченні азотом чи бором за температури 750 °С свідчать про те, що на поверхні формується однофазна нітридна (Ti_2N) чи боридна (TiB) плівки. Зі збільшенням температури насичення до 900 °С сформована поверхнева плівка потовщується і змінюється з однофазної на двофазну ($Ti_2N + TiN$ чи $TiB + TiB_2$, відповідно).

Після хіміко-термічної обробки збільшується поверхнева мікротвердість титану. ДюрOMETричний аналіз показав, що зразки після

шліфування мають більшу поверхневу мікротвердість порівняно з полірованими зразками як у вихідному стані, так і за усіх режимів термодифузійного насичення (табл.1). Після хіміко-термічної обробки за температури 750 °С найбільший приріст мікротвердості забезпечує термодифузійне насичення бором: він вдвічі більший, ніж для азотування за аналогічних умов. При проведенні процесів ХТО за температури 900 °С інтенсивніше зміцнюються азотовані зразки (табл.1).

Таблиця 1 – Поверхнева мікротвердість та шорсткість поверхні титану Grade 2 після хіміко-термічної обробки.

ХТО	$H_{0,981}$, ГПа		R_a , мкм	
	Шліфування	Полірування	Шліфування	Полірування
Без обробки	1,5	1,3	0,213	0,051
Азотування 750 °С	4,1	3,2	0,239	0,135
Азотування 900 °С	11,6	10,3	0,656	0,465
Борування 750 °С	7,0	6,6	0,179	0,087
Борування 900 °С	9,2	8,9	0,632	0,543

Зі зміною фазового складу нітридного та боридного шару, згідно з профілометричним аналізом, змінюється мікрорельєф поверхні титану Grade 2. Після термодифузійного насичення титану азотом чи бором за температури 750 °С, коли на поверхні формується однофазний нітридний чи боридний шар, істотних змін у рельєфності поверхні шліфованих та полірованих зразків не виявлено. Квалітет чистоти таких шліфованих поверхонь залишається практично незмінним, а для полірованих поверхонь боридна та нітридна плівки підвищують шорсткість поверхні (табл.1). При збільшенні температури хіміко-термічної обробки квалітет чистоти поверхні попередньо

полірованих та шліфованих зразків погіршується і встановлюється на рівні 8 класу.

Таким чином, найкращий комплекс фізико-механічних характеристик поверхні отримуємо після борування за температури 750 °С полірованих зразків. Утворена за цих умов на поверхні Grade 2 однофазна боридна плівка позитивно впливатиме на такі експлуатаційні властивості, як зносотривкість, втомна міцність, корозійна тривкість та жаротривкість.

УДК 629.295

Фирстов С.А.¹, Кулак Л.Д.², Кузьменко Н.Н.³, Дацкевич О.В.⁴

¹ Д.ф-м.н., зам. дир. ИПМ НАНУ

² к.т.н., ст.н.с. ИПМ НАНУ

³ к.т.н., ст.н.с. ИПМ НАНУ

⁴ мл.н.с. ИПМ НАНУ

НОВЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ НА БАЗЕ СИСТЕМЫ Ti-Si

Система Ti-Si открывает широкие возможности использования силицидного упрочнения сплавов титана, в том числе для формирования «естественных» композитов. Сплавы на основе данной системы в зависимости от химического состава и последующей обработки могут приобретать повышенные характеристики прочности, жаропрочности, износостойкости, коррозионной стойкости. Диаграммы фазовых равновесий системы Ti-Si и Fe-C имеют большое сходство. В системе Ti-Si, как и в системе Fe-C, присутствует эвтектическое и эвтектоидное превращения, мартенситное превращение, ограниченная растворимость кремния в титане. Следовательно, сплавы с содержанием кремния до 4,7 % ат. можно отнести к группе титановых «сталей», а сплавы с содержанием кремния 4,7-13,6 % ат. – к группе титановых «чугунов». Сходство диаграмм позволяет создавать на базе системы Ti-Si новые классы материалов различного назначения.

В Институте проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины ведутся работы по созданию жаропрочных и жаростойких титановых сплавов. Традиционными промышленными сплавами для высокотемпературного применения являются сплавы с α – матрицей, дополнительно легированные Al, Zr, Mo, Sn, Nb. Однако возможности дальнейшего повышения жаропрочности за счёт твёрдорастворимого легирования значительно исчерпаны. Дальнейшее повышение высокотемпературных свойств возможно за счёт дополнительного упрочнения сплава выделениями тугоплавких соединений. В качестве таковых в системе Ti-Si являются силициды и эвтек-

тические колонии, то есть, такие сплавы могут иметь высокую гетерогенность структуры и основная задача состоит в определении допустимой степени гетерогенности и формы распределения жаропрочных избыточных фаз. Свой вклад в упрочнение этих сплавов вносит так же его легирование кремнием в пределах растворимости.

Сплавы с гетерогенной структурой демонстрируют меньшую пластичность, чем сплавы с гомогенной структурой. В литом состоянии их пластичность понижена из-за грубой морфологии силицидных фаз и эвтектических колоний.

Горячая деформация является эффективным способом повышения прочности и пластичности литых сплавов системы Ti-Si путём превращения литой структуры в деформированную. Деформирование гетерофазных структур малопластичных сплавов целесообразно осуществлять, применяя системы всестороннего сжатия. Однако, существует необходимость применения более простых схем деформации. Не менее важным фактором, влияющим на структуру и свойства деформированного материала, является температура деформации, то есть, в какой области фазовых превращений происходит деформация.

Проведенные исследования одного из сплавов системы Ti-Al-Si-Zr показывают, что его прочностные характеристики в зависимости от температуры деформирования могут изменяться при комнатной температуре в пределах 1180 - 1300 МПа, а при 700 °С от 400 до 600 МПа. При этом пластичность при комнатной температуре изменяется в пределах 1,6 - 6 %, а при 700 °С от 14 до 25 %.

Существенное влияние кремний оказывает на жаростойкость титановых сплавов. Предварительные исследования показали, что скорость окисления титановых сплавов системы Ti-Al-Si-Zr почти в 2 раза меньше, чем у известного сплава Ti 6242.

УДК 669.295:621.785

Погрелюк І. М., д.т.н. проф., Лавриш С. М., аспірант

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

ЗНОСОТРИВКІСТЬ СПЛАВУ VT22 З ДЕФОРМАЦІЙНО-ДИFUЗІЙНО ЗМІЩЕННЯМИ ПОВЕРХНЕВИМИ ШАРАМИ

Високоміцні титанові сплави широко використовуються в конструкціях літаків типу АН, а саме: у силових кронштейнах і кріпленні ме-

ханізації крила та трубопроводах повітряної й гідравлічної систем складної просторової геометричної форми. Окрему увагу слід звернути на конструкції шасі нових літаків АН-148-100 та АН-158, де уперше в світі відносний об'єм титанових сплавів досяг 80%, що дало змогу помітно зменшити масу літака. Для підвищення працездатності та зносотривкості робочих поверхонь титанових штоків гідроциліндрів шасі використовують електролітичне хромування. Однак цей метод досить трудомісткий, слабо відтворюваний та не забезпечує високої гідравлічної щільності через високу пористість сформованих покриттів та вірогідність їх локального відшарування. Слід також відзначити, що внаслідок високих токсичних і канцерогенних властивостей сполук хрому та проблем їх утилізації, використання «шестивалентного» хрому провідними країнами світу обмежується. Тому на даний час існує завдання розробки нових або вдосконалення вже існуючих методів інженерії поверхні титанових сплавів, які б забезпечували характеристики зміцненої поверхні не гірші, ніж електролітичне хромування. В даній роботі розглядається перспектива деформаційно-дифузійного зміцнення поверхні титанового сплаву, яке поєднує попереднє холодне поверхнєве пластичне деформування (ХППД) з наступною ХТО.

Досліджували високоміцний ($\alpha+\beta$) титановий сплав ВТ22, з якого виготовляють штоки гідроциліндрів вітчизняних літаків. Серед великої номенклатури методів ХХПД був вибраний метод обкочування алмазною кулькою. Даний метод є економічно доцільний, простий у використанні, у нього низький ступінь тертя ковзання і, як наслідок, менша ймовірність утворення дефектів на обробленій поверхні. Обкочували за навантаження 200, 300, 600 та 700 Н у 7 проходів. В якості хіміко-термічної обробки було обрано термодифузійне насичення азотом (ТДА), яке суміщене зі штатною термічною обробкою сплаву ВТ22. Такий підхід зберігає регламентоване об'ємне зміцнення, яке задає термічна обробка сплаву, і дозволяє формувати поверхнєвий зміцнений азотований шар. Насичення азотом поверхні здійснювали на другому ступені базового режиму термічної обробки сплаву (750 °С, 3 години).

Трибологічні випробування проводили на машині для тертя металів СМЦ-2 за схемою спряження “диск – колодка” на базі 1000 м за питомого навантаження 0,6 МПа у гідрорідині АМГ-10. Як контргіло використовували колодки з деформівної бронзи БрАЖН 10-4-4.

За результатами профілометричних та дюрOMETричних досліджень встановлено, що зі збільшенням навантаження під час обкочування якість оброблюваної поверхні покращується, а поверхнєва мікротвердість зростає. Наступне азотування призводить до погіршення якості поверхні та зростання поверхнєвої твердості сплаву ВТ22 (див. таблицю).

Таблиця – Параметр шорсткості та мікротвердість поверхні сплаву ВТ22 після деформаційно-дифузійної обробки

Режим ХППД	R_a , мкм			$H_{0,49}$, ГПа		
	Вихідна	ХППД	ТДА	Вихідна	ХППД	ТДА
200,7	4,00	0,189	0,275	3,25	4,81	6,06
300,7		0,155	0,281		4,95	6,44
600,7		0,114	0,321		5,15	7,06
700,7		0,102	0,346		6,02	8,04

Трибологічними випробуваннями встановлено, що незалежно від режиму попереднього обкочування деформаційно-дифузійно зміцнені диски сплаву ВТ22 не змінювали своєї маси. При цьому інтенсивність зношування контртіла (бронзової колодки), котре працювало у парі з титановим диском, зміцненим за навантаження 200 Н, менша у порівнянні з контртілом, яке працювало з диском, зміцненим за навантаження 700 Н (0,007 г проти 0,021 г)

Найнижчий коефіцієнт тертя має трибопара, диск якої обкочували за навантаження 200 Н. Збільшення навантаження під час ХППД до 700 Н призводить до зростання коефіцієнту тертя на один порядок (0,02 проти 0,29). Така сама тенденція зберігається і для температури в околі зони тертя, і найвищою (36 °С) її фіксували для трибопари, диск якої попередньо обкочували за навантаження 700 Н.

Таким чином, обкочування титанового сплаву ВТ22 за меншого навантаження забезпечує вищі триботехнічні характеристики в умовах граничного мащення в парі з бронзою БрАЖН 10-4-4. Найнижчий коефіцієнт тертя має трибопара, диск якої попередньо обкочували за навантаження 200 Н, 7 проходів.

УДК 669.296.6621.9.048.7

Гиржон В.В.¹, Смоляков А.В.², Здоровец А.Ф.³

¹ д.ф.-м.н., заведующий кафедрой физики металлов ЗНУ

² к.ф.-м., доцент кафедры физики металлов ЗНУ

³ инженер кафедры физики металлов ЗНУ

ЛАЗЕРНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ ГРУППЫ ЖЕЛЕЗА

Титан и его сплавы на сегодняшний день являются одними из наиболее перспективных металлических материалов для современной техники и медицины. Однако довольно низкие механические свойства таких сплавов значительно ограничивают сферу их применения. Использование лазерного легирования поверхностей металлических сплавов для получения покрытий с особыми свойствами позволяет существенно расширить сферу применения сплавов на Ti-основе, поскольку может приводить к формированию в поверхностном слое принципиально новых структурных состояний, которые невозможно получить другими методами. Поэтому целью настоящей работы является повышение физико-механических свойств титана при лазерном легировании его поверхностей порошками переходных металлов – Fe, Co, Ni.

В качестве объектов исследования использовался иодидный титан и промышленный сплав ВТ1-0. Легирование осуществлялось методом обмазки (связующее вещество – клей БФ-6) на импульсном YAG-лазере ($\lambda = 1,06$ нм) с 30 % перекрытием лазерных пятен. В качестве легирующих компонентов выбирались порошки чистых элементов Fe, Co, Ni с размером фракции, не превышающим 50 мкм. Толщина обмазки составляла 100 мкм и 200 мкм. Легирование выполнялось в защитной среде аргона. Глубина легированного слоя равнялась примерно 200 мкм. Фазовый состав поверхностных слоев образцов после легирования контролировался рентгенографическим методом, размер структурных составляющих определялся металлографически, микротвердость измерялась на микротвердомере ПМТ-3.

С помощью рентгеновского фазового анализа было установлено, что самый сложный фазовый состав имели поверхностные слои образцов, легированных никелем. При толщине легирующего слоя в 100 мкм были обнаружены отражения от решеток следующих фаз: твердый раствор на основе β -Ti (или TiNi), интерметаллид Ti_2Ni и кубический карбид типа TiC. Однозначно приписать дифракционные максимумы то ли решетке твердого раствора на основе β -Ti, то ли фазе TiNi оказалось сложно. Обе эти фазы являются кубическими с ОЦК решеткой, имеют примерно те же брэгговские углы отра-

жения, а дифракционные максимумы, характерные для сверхструктуры фазы TiNi, имеют очень слабые интенсивности и могут не выявляться диффрактометрически. Скорее всего, эти две фазы могут сосуществовать вследствие неравномерного распределения легирующих элементов в зоне расплава, на что указывало косвенно и уширение дифракционных максимумов на соответствующих им углах отражения.

Увеличение толщины обмазки до 200 мкм не привело к качественному изменению фазового состава.

При легировании образцов титана железом при обеих толщинах обмазки фазовый состав был следующим: твердый раствор на основе β -Ti (или кубическая фаза типа TiFe) и карбид TiC.

Легирование кобальтом дало практически такие же результаты: твердый раствор на основе β -Ti (или кубическая фаза типа TiCo) + карбид TiC, хотя при обмазке в 100 мкм наблюдались также отражения от решетки α -Ti.

Формирование такого, на первый взгляд, странного фазового состава можно объяснить следующим образом. Во-первых, отсутствие практически на всех дифрактограммах отражений от решетки α -Ti обуславливается высоконеравновесными условиями кристаллизации расплава – скорости охлаждения при импульсном лазерном легировании на применяемом лазере составляли около 10^4 К/с. Это позволило зафиксировать при комнатной температуре высокотемпературную фазу – твердый раствор легирующего металла в β -Ti. Появление линий α -Ti при легировании кобальтом можно объяснить более высокой температурой эвтектоидного превращения типа $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiPM(Fe, Ni, Co)}$ в этом сплаве.

Неожиданное формирование карбида TiC может быть объяснено распадом при высоких температурах органического связующего вещества (клея БФ-6), содержащего значительное количество углерода, и попаданием его в расплав. Для подтверждения этого объяснения было проведено лазерное оплавление поверхности титановых образцов, покрытых лишь слоем клея. Действительно, на дифрактограммах фиксировались отражения от решетки кубического карбида TiC.

Металлографически после всех видов легирования фиксировалась дисперсная структура. Размеры структурных составляющих не превышали 2...3 мкм. Определить фазовый состав этим методом оказалось практически невозможно как вследствие неоднородности зоны легирования по химическому составу, так и вследствие возникновения в ней капиллярных эффектов типа Марангони-Гиббса.



Значение микротвердости в поверхностных слоях образцов оказалось максимальным после легирования железом и составляло около (~ 14 ГПа). После легирования кобальтом микротвердость составляла 5...6 ГПа, а никелем – около 7 ГПа. Очевидно, что значительное повышение микротвердости при легировании железом в первую очередь обусловлено формированием карбида титана, микротвердость которого согласно литературным данным составляет около 30 ГПа. Установление причины существенной разницы между микротвердостью поверхностных слоев образцов легированных кобальтом и никелем и образцов легированных железом требует проведения дальнейших исследований.

Выводы.

1. Высокая химическая активность титана при высоких температурах вызывает формирование карбида титана в поверхностных слоях образцов, полученных методом лазерного легирования с нанесением обмазки, связующее вещество в которой создано на основе органических соединений.
2. Многократное увеличение микротвердости в поверхностных слоях титана после лазерного легирования переходными металлами группы железа обуславливается одновременным действием нескольких факторов: диспергизацией структуры вследствие высоких скоростей охлаждения расплава, формированием карбида титана и интерметаллидных фаз.

УДК 621.77:621.762.8

Д.В. Павленко¹, Я.Е. Бейгельзимер², Р.Ю. Кулагин³, А.А. Давиденко⁴,
Д.В.. Распорня⁵

¹ к.т.н., доцент, Запорожский Национальный технический университет

² д.т.н., г.н.с. Донецкий физико-технический институт им.А.А.Галкина НАНУ

³ к.т.н. Institute of Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology

⁴ к.т.н., с.н.с. Донецкий физико-технический институт им.А.А.Галкина НАНУ

⁵ Донецкий физико-технический институт им.А.А.Галкина НАНУ

МАССОПЕРЕНОС ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ КАК ВАЖНЫЙ ФАКТОР ОБЕСПЕЧЕНИЯ КАЧЕСТВА ПОРОШКОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ДЛЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Применение методов порошковой металлургии (ПМ) для получения заготовок деталей ГТД в настоящее время является актуальным и экономически оправданным путем снижения их себестоимости [1]. Заготовки, полученные путем синтеза из смеси порошковых компонентов, обладают рядом преимуществ по сравнению с заготовками полученных путем литья и последующей деформационной обработки. Наиболее важными из них являются низкие затраты энергетических ресурсов и отсутствие необходимости применения дорогостоящего металлургического оборудования [2]. Учитывая особенности металлургического и деформационного передела титана и его сплавов технологии ПМ для этих материалов являются наиболее востребованными.

Однако, несмотря на многолетнее развитие методов ПМ и их неоспоримые преимущества, в настоящее время они не нашли широкого применения для деталей, применяемых в конструкции ГТД. Основными причинами этого являются недостаточная прочность при различных видах нагружения, что существенно сужает круг возможных деталей ГТД, для которых могут быть применены методы ПМ. Причины низкой прочности – поры и дефекты структуры, а также значительные ликвации легирующих элементов.

Активно развивающиеся в последнее время процессы интенсивной пластической деформации (ИПД) открывают широкие возможности не только для получения наноструктур [3], но и для создания новых сплавов и гибридных материалов путем механохимического синтеза [4]. Примечательно, что исторически первый процесс ИПД – кручение под высоким давлением, был предложен П. Бриджменом для исследования синтеза различных веществ в условиях интенсивной деформации порошковых смесей под давле-

нием [5]. Ранее в ряде работ было показана эффективность применения методов ИПД в комплексе с методами ПМ для получения полуфабрикатов титановых сплавов с низкой себестоимостью [6]. Основа данной технологии лежит в механохимическом синтезе материала, его уплотнении и фрагментации структуры до субмикрористаллических размеров.

Широчайшие возможности для механохимического синтеза открывают следующие три эффекта, достоверно обнаруженные в процессах ИПД:

- аномально быстрый массоперенос в объеме деформируемого твердого тела;
- захват веществ его поверхностью;
- значительное изменение взаимного расположения материальных точек внутри деформируемого тела, происходящее несмотря на то, что после каждого цикла обработки размеры образца возвращаются к исходным [4].

В настоящей работе указанные выше эффекты рассматриваются в связи с получением порошковых титановых сплавов методом винтовой экструзии (ВЭ). Основное внимание уделено вихревым потокам при ВЭ (рис. 1) обнаруживаемым на различных масштабных уровнях.

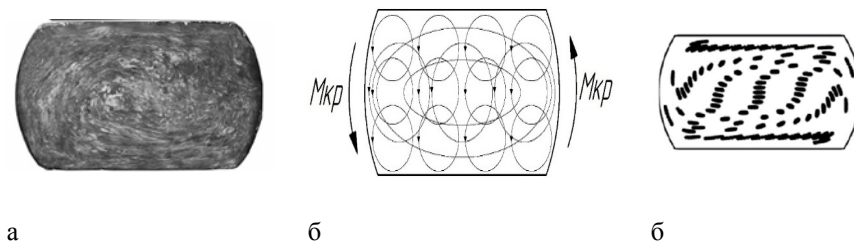


Рис. 1 – Вихревые потоки при винтовой экструзии: а-эксперимент, б – модель; в-расчет в системе DEFORM.

Путем экспериментальных и теоретических исследований выявлены его характеристики, а также изучен массоперенос различных веществ в поле вихрей. Показано, что они приводят к сближению материальных частиц заготовки, изначально расположенных достаточно далеко друг от друга. Кроме того, с вихрями связан интенсивный сдвиг во внешних слоях заготовки (рис. 1в). Указанные эффекты создают предпосылки для механохимического синтеза и уплотнения во всем сечении заготовки. Теоретически обосновано и экспериментально подтверждено, что массоперенос в заготовках порошкового титана под действием вихревых полей скоростей при ВЭ не только спо-

способствует повышению степени гомогенности спеченных титановых сплавов до уровня, превышающего аналогичное значение характеризующееся для деформированных сплавов полученных по традиционной технологии [6], но и обеспечивает повышение их технологической пластичности [7], а также пластичности вторичных алюминиевых сплавов [8]. Установлено, что причиной повышения технологической пластичности является фрагментация хрупких оксидных пленок по границам зерен и разнос их "осколков" в пределах сечения заготовки (рис. 2).

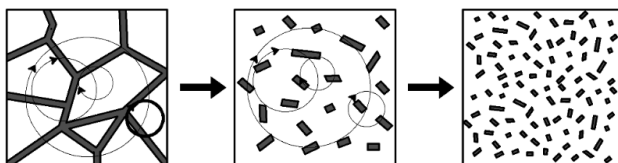


Рис. 2 – Разрушение и массоперенос границ зерен под воздействием множественных вихрей в процессе ВЭ.

Таким образом, теоретически обосновано и экспериментально доказано, что процесс фрагментации структурных составляющих титановых сплавов в сочетании с процессом массопереноса в пределах сечения заготовки обеспечивает получение из спеченных заготовок титана и его сплавов полуфабрикатов, характеризующихся компактной, субмикроструктурной структурой, уровень прочностных характеристик которых достаточен для их применения в конструкции нагруженных элементов ГТД [9].

Активизация механохимического синтеза во внешних слоях заготовки также открывает широкие возможности для формирования композитной структуры с легированным титановым сплавом во внешних слоях заготовки и чистым титаном в ее сердцевине. Таким образом возможно получение композиционных заготовок с дифференцированным уровнем легирования которые могут быть спроектированы и получены с учетом особенностей работы деталей ГТД. Перспективной областью применения таких композиционных заготовок также может служить медицина Имплантаты, изготовленные из композитных заготовок, могут быть легированы во внутренних слоях для обеспечения прочностных характеристик и насыщены гидроксиапатитом в поверхностных слоях для обеспечения биологической совместимости с тканями человека.

Перспективой дальнейших исследований, направленных на практическое применение ВЭ для получения компактных полуфабрикатов сложнотитановых сплавов, является изучение кинетики вихревых потоков, что по-

зволит моделювати процеси масопереносу в залежності від ряду технологічних факторів і умов деформації, а також оптимізувати режими ВЭ і конструкцію технологічної оснастки.

В публікації приведені результати досліджень, проведених при грантовій підтримці «Державного фонду фундаментальних досліджень» (конкурсний проект Ф 71/56-2016) а також програми «Фундаментальні проблеми створення нових наноматеріалів і нанотехнологій» (проект «Багатофункціональні наноструктури титанові сплави»).

Перечень ссылок

1. Ивасишин О. М. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения /О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, К. А. Бондарева, В. С. Моксон, В. А. Дузь // Наука та інновації. – 2005. – Т 1. №2. – С. 44-57.
2. Павленко Д.В. Технично-економічні аспекти технологічних схем отримання заготовок з титанових сплавів для лопаток ГТД / Д.В. Павленко, А.В. Овчинников // Вестник двигателестроения – 2014. – №1. – С. 98-103.
3. R.Z.Valiev, Y.Estrin, Z.Horita, T.G.Langdon, M.J. Zehetbauer, Y. T. Zhu, Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation: Ten Years Later. JOM, 68, 4 (2016) 1216-1226
4. . Beygelzimer, Y. Estrin, R. Kulagin, Synthesis of Hybrid Materials by Severe Plastic Deformation: A New Paradigm of SPD Processing, Adv. Eng. Mater. V.17, N.12, (2015) 1853–1861
5. Percy W. Bridgman, Effect of high shearing stress combined with high hydrostatic pressure, Phys.Rev. 48, (1935) 825-847
6. Pavlenko D.V Effect of Deformation by the Method of Screw Extrusion on the Structure and Properties of VT1-0 Alloy in Different States / .D.V. Pavlenko , A. V. Ovchinnikov // Materials Science: Volume 51, Issue 1 (2015), – P. 52-60.
7. Павленко Д.В. Повышение технологической пластичности спеченных титановых сплавов / Д.В. Павленко // Процеси механічної обробки в машинобудуванні. □ 2015. □ Вип. 15. □ С. 1 -14.
8. Шевелев А.И. Деформационная обработка вторичного алюминия и алюминий содержащих отходов / А. И. Шевелев, Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин и др. □ Донецк : Ноулидж, 2010. □ 270 с.
9. Павленко Д.В. Перспективные материалы и технологии для деталей ротора компрессора ГТД /Д. В. Павленко, Т. И прибора, Ю. В. Коцюба, С. Н. Пахолка // Авиационно-космическая техника и технология. – Харьков, 2016. – Вып. 12. – С. 42-50..

УДК 669.295:620.171

Фирстов С.А.¹, Горная И.Д.², Подрезов Ю.Н.³, Бондарь А.А.⁴

Голтвяница В.С.⁵, Голтвяница С.К.⁶

¹ академик НАН Украины, д.ф.-м.н., зам. директора, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины (ИПМ НАНУ)

² к.ф.-м.н., вед. научн. сотр., ИПМ НАНУ

³ д.ф.-м.н., зав.отд., ИПМ НАНУ

⁴ к.т.н., вед.научн.сотр., ИПМ НАНУ

⁵ к.т.н., доцент, Запорожский национальный технический университет

⁶ ООО «РЕАЛ» (Запорожье)

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ИСПЫТАНИЯ

В работе изучено влияние легирования Nb, Mo, Cr, Zr, Si, а также микролегирования Sc, Gd, Y на механические свойства, включая высокотемпературные - жаропрочность и жаростойкость, литых интерметаллидных $\alpha_2\text{Ti}_3\text{Al}/\gamma\text{-TiAl}$ сплавов. Сплавы получали сплавлением спрессованных шихтовых брикетов методом вакуумно-дуговой плавки. Механические свойства на сжатие определяли в интервале температур 20–800 °С. Жаропрочность сплавов оценивали методом измерения длительной твердости в интервале температур 300–900 °С, а жаростойкость при 900 °С на воздухе – методом термогравиметрии.

Исследованы сплавы на основе алюминидов титана $\alpha_2\text{Ti}_3\text{Al}/\gamma\text{TiAl}$ с разным содержанием Nb – от 6,0 до 8,8 % (тут и далее – мас. %). Добавки других легирующих элементов составляли меньше 3–5 %. Установлено аномальное механическое поведение указанных сплавов в интервале температур 200–500 °С. При изучении влияния легирования на длительную горячую твердость (жаропрочность) γTiAl сплавов установлено, что, несмотря на то, что, в целом, повышение концентрации Nb приводит к росту жаропрочности, отмечается разный характер зависимости длительной твердости комплексно легированных сплавов от температуры. Установлено, что сплавы с 6,0 и 8,8 % Nb демонстрируют самые высокие значения жаропрочности при температуре 800 °С.

Оценка жаростойкости легированных γTiAl сплавов показала, что сплавы с 3,8,8% Nb имеют самый высокий и приблизительно одинаковый уровень стойкости к окислению по сравнению со сплавами с меньшим содержанием Nb. Среди сплавов с 6,0 и 4,8 % Nb наблюдается существенная разница в значениях средней скорости окисления, что может быть связано с

совместным влиянием Nb и других легирующих элементов. Полученные данные позволили уточнить механизм окисления сплавов при комплексном легировании.

Изучен эффект микролегирования Sc, Gd и Y на структуру и механические свойства, в том числе, жаропрочность и жаростойкость, литого сплава Ti-36Al. Показан разный характер влияния микродобавок на жаростойкость и жаропрочность γ TiAl сплава. Определены их оптимальные концентрации, приводящие к снижению уменьшения массы при окислении при температуре 900 °C на воздухе в 3,5–5 раз.

УДК 669.721.5

Шаломеев В. А., д.т.н, професор, ЗНТУ

Цивірко Е. І., д.т.н, професор, ЗНТУ

Айкін М. Д., аспірант, ЗНТУ

МАГНІЄВІ СПЛАВИ З ПІДВИЩЕНИМ РІВНЕМ ВЛАСТИВОСТЕЙ В АВІАБУДУВАННІ

В авіаційній техніці широко використовуються легкі кольорові метали. На їх основі створено велику кількість сплавів, що володіють широким діапазоном властивостей, які відповідають вимогам до авіаційних матеріалів. Широко використовуються сплави на основі магнію, які мають високу питому міцність та низьку щільність, що дозволяє значно зменшити вагу окремих деталей. Розвиток авіабудування викликає необхідність розробки нових сплавів на основі магнію з підвищеним рівнем властивостей.

Основними методами розробки магнієвих сплавів з підвищеним рівнем властивостей є:

1. Формування складнолегованого твердого розчину.
2. Зміцнення металів і сплавів дисперсними частинками.
3. Створення оптимального режиму термічної обробки.

З усього розмаїття елементів тільки деякі з них здатні формувати тверді розчини з магнієм, зміцнюючи його. Такими елементами є: Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf.

Досліджували вплив вище згаданих легувальних елементів на структуру і механічні властивості виливків з магнієвого сплаву МЛ5.

Добавки досліджуваних легувальних елементів в сплав МЛ5 забезпечували матову дрібнокристалічну структуру, приводили до зменшення відстані між осями дендритів другого порядку і зменшення розміру структурних елементів, а також подрібненню евтектики $\delta + \gamma$ ($Mg_{17}Al_{12}$).

Легування сплаву МЛ5 зменшувало зерно на 30...40 %, підвищувало мікротвердість структурних елементів і сприяло подрібненню інтерметалідних фаз. При цьому, більш сильно подрібнювали зерно елементи 4 підгрупи (Ti, Zr та Hf) періодичної системи.

У сплаві МЛ5 присутні пластинчасті та сферичні інтерметалідні фази. Введення досліджуваних легувальних елементів в базовий сплав підвищило кількість сферичних і пластинчастих інтерметалідних фаз, які відрізнялися по топології і морфології, і сприяло зміні їх хімічного складу.

Кількість інтерметалідів збільшувалася інтенсивніше зі збільшенням вмісту легувальних елементів від 0,05 до 1,0 %, що призводило до подрібнення зерна і збільшення міцності сплаву. Пластичність сплаву в залежності від кількості інтерметалідів мала нелінійну залежність і помітно збільшувалася при об'ємній частці інтерметалідів $300 \dots 450 \times 10^{-3}$ і зменшувалася з подальшим зростанням їх кількості. При збільшенні вмісту легувальних елементів понад 1,0 % спостерігалось подальше подрібнення зерна і зростання кількості інтерметалідів, при цьому пластичність сплаву зменшувалася, приводячи до його окрихчення.

Легувальні елементи в залежності від впливу на міцність сплаву (від максимуму до мінімуму) розподілені наступним чином: Zr, Hf, Sc, Nd, Si, Ge, Ti, Ag, Y. Оптимальний вміст зазначених елементів становить 0,05...0,1%, при цьому збільшується як пластичність, так і міцність сплаву.

Таким чином, досліджувані легувальні елементи сприяли збільшенню фізико-механічних властивостей магнієвого сплаву МЛ5. В результаті цього були розроблені сплави з підвищеним рівнем механічних властивостей які підходять для виробництва різних деталей в авіабудуванні.

УДК 539.43:620.179.16

Беженев С.А.¹, Коцюба В.Ю.², Пахолка С.Н.²

¹к.т.н., доцент ЗНТУ, ²АО «Мотор-Сич»

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВОВ ТИТАНА В РАМКАХ АКУСТОЭМИССИОННОЙ МОДЕЛИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕГРАДАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В связи с тем, что преобладающим видом разрушения очень часто оказывается разрушение вследствие усталости, то повышение технических характеристик машин невозможно без решения задач, связанных с обеспечением усталостной прочности. При этом оценки долговечности имеют мень-

шую точность и надежность, нежели расчеты на прочность для статических нагрузок. Широкое применение в авиастроении находят титановые сплавы, обладающие рядом преимуществ перед другими конструкционными материалами, однако свойства титановых сплавов существенно зависят от многочисленных факторов и изменяются в широких пределах.

Одним из перспективных направлений является применение неразрушающих методов, в частности метода акустической эмиссии (АЭ), для диагностики технического состояния элементов конструкций и оценки их остаточного ресурса. Тем не менее, по-прежнему актуальным является получение достоверных оценок характеристик сопротивления усталости по результатам АЭ-контроля.

Исследовались образцы из титанового сплава ВТ8, применяемого для изготовления лопаток и дисков компрессоров, а также натурные лопатки компрессора первой ступени из сплава ВТ8М. Все изделия исследовались как после стандартных технологических процессов изготовления, так и после различных методов поверхностного упрочнения: для образцов применялось поверхностное пластическое деформирование (ультразвуковое упрочнение); для лопаток – химико-термическая обработка поверхности (низкотемпературное цианирование). К исследованию также были приняты лопатки, у которых на входной кромке были выполнены надрезы треугольного профиля глубиной 0,5 мм, имитирующие забоину.

Для всех объектов исследования были получены АЭ характеристики (акустограммы), устанавливающие связь между скоростью суммарного счета АЭ $\dot{N}_{\text{АЭ}}$ и амплитудой относительных напряжений симметричного цикла σ_a/σ_p .

Показано, что все полученные акустограммы соответствуют ранее предложенной акустоэмиссионной модели циклической деградации конструкционных металлических материалов, т.е. имеют по три характерных участка, соответствующих различным стадиям накопления повреждений в материале. Выделяются: стадия динамической стабилизации структуры с интенсивным увеличением параметров АЭ до небольших абсолютных значений; стадия микротекучести с последующим медленным увеличением параметров АЭ; стадия деформационного упрочнения материала с интенсивным увеличением параметров АЭ до значений, превышающих начальные на два-три порядка. Установлено, что упрочняющие технологические операции увеличивают длительность стадии микротекучести и сокращают длительность стадии деформационного упрочнения материала, что, в конечном счете, проявляется в увеличении предела выносливости упрочненных изделий. При этом темп изменения параметров АЭ на стадии микротекучести для изделий после операций упрочнения оказывается ниже, чем для изделий после

стандартных технологических методов изготовления, что имеет свое отражение в уменьшении угла наклона кривых многоциклового усталости упрочненных изделий в сравнении с неупрочненными. Противоположная картина имеет место на стадии деформационного упрочнения материала.

Установлено, что при контроле лопаток с надрезом сигналы АЭ регистрируются при более высоких относительных напряжениях, а изменения скорости суммарного счета АЭ происходят более интенсивно, чем у лопаток без дефекта входной кромки. Стадия микротекучести идентифицируется затруднительно, из-за ее малой протяженности. Фактически, изменения параметров АЭ устойчиво регистрируются лишь на стадии деформационного упрочнения. Причем темп этих изменений, характеризуемый углом наклона прямых, примерно в два раза превышает интенсивность изменения АЭ на этой же стадии у лопаток без дефекта.

Из экспериментально полученных АЭ-характеристик исследуемых объектов были определены значения логарифмической меры интенсивности АЭ излучения, позволяющие в рамках используемой модели производить оценку характеристик сопротивления усталости. Отклонения расчетных значений от результатов экспериментов не превышают 5 %.

Полученные результаты позволяют применять неразрушающий метод АЭ для контроля и последующей оценки технического состояния изделий из сплава титана при выборе видов и режимов технологических операций, направленных на увеличение их ресурса.

УДК 669.295; 621.78; 669.018.2

Марковский П.Е.¹, Бондарчук В.И.²

¹ д. т. н., заведующий отделом; Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины

² к. ф.-м. н., старший научный сотрудник; Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ, МИКРОСТРУКТУРЫ, ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Титановые изделия в ответственных узлах коммерческой и военной техники часто эксплуатируются в экстремальных условиях, когда большие внешние нагрузки прикладываются к ним с достаточно высокими скоростями. Подобные ситуации имеют место, например, в работе шасси и силовых элементов высокоскоростной авиационной техники [1], при эксплуатации в

условиях штормов буровых и добывающих платформ, боевой работе различной военной техники [2], и т.п. При этом систематические данные относительно чувствительности механических характеристик различных промышленных титановых сплавов к приложению внешней силовой нагрузки с разными скоростями, в том числе в зависимости от структурно-фазового состояния, в литературе отсутствовали.

В данной работе используя в качестве исследуемых объектов широкий спектр промышленных титановых сплавов разных классов (α -сплав ВТ1-0; $\alpha+\beta$ сплав ВТ6; метастабильные β -сплавы ВТ22, LCB (Ti-1.5Al-4.5Fe-6.8Mo) и Ti-3Al-7.2Cr-4.5Fe), проведено комплексное исследование влияния их микроструктуры и фазового состава (задаваемых различными термическими обработками) на комплекс механических свойств при испытании на растяжение при варьировании скорости деформации от 10^{-4} до 10^{-1} . Исследованию подвергались материалы в однофазном α - (ВТ1-0) и β - (ВТ22, LCB и Ti-3Al-7.2Cr-4.5Fe) состояниях, а также в двухфазном $\alpha+\beta$ - (ВТ6, ВТ22, LCB и Ti-3Al-7.2Cr-4.5Fe) состоянии. При этом варьировали как размер матричной фазы (α - или β -зерен), так и размеры (дисперсность) внутризеренной смеси $\alpha+\beta$ фаз. В ранее выполненных работах нами было показано [3], что наиболее информативным подходом для анализа механического поведения титановых сплавов при испытаниях с различной скоростью растяжения является оценка такого параметра, как Энергия Деформации (ED - Energy of Deformation, или ТТ - Tensile Toughness). Поэтому анализ полученных в работе результатов испытаний производился по сравнению зависимостей данной величины от скорости деформации, анализу поверхностей разрушения (включая локальный химический анализ в очагах инициирования разрушения) и участков вблизи поверхности с целью обнаружения особенностей начальных стадий разрушения (образования пор и микротрещин).

В результате выполнения исследований установлено, что общей тенденцией влияния скорости деформации (V_D) на величину ED является монотонное уменьшения последней по мере роста V_D . Для однофазного α - состояния (ВТ1-0) установлено, что, не зависимо от размера α - зерен, деформация в изученном диапазоне скоростей приводит к уменьшению ED от ~ 150 до ~ 120 МДж/м³. Для однофазных β - состояний диапазон изменения ED несколько больше – от $220 \div 200$ до $150 \div 125$ МДж/м³ в зависимости от химического состава сплава и размера β - зерна: большие значения соответствуют более мелким β -зернам (со средним размером до 10 мкм), а наибольшие величины характеризуют сплав LCB с мелкозернистой (до 10 мкм) структурой. В обоих однофазных состояниях не зависимо от размера α - или β -зерен деформация со всеми изученными скоростями приводит к образованию пор на элементах внутризеренной субструктуры, слияние которых формирует раз-

рушающие впоследствии материал трещины; в обоих случаях характер разрушения вязкий ямочный.

Для двухфазных $\alpha+\beta$ микроструктурных состояний как характер и величина зависимости ED от V_D , так характер поверхности разрушения определяются морфологией и дисперсностью фазовых составляющих. Так, например, в сплаве ВТ6 с глобулярной микроструктурой ED практически не зависит от V_D , и составляет порядка 160 МДж/м³ во всем изученном диапазоне скоростей деформации, а местами инициирования пор и последующих трещин являются межфазные α/β границы. Поскольку их количество не превышает 5% (95% составляют α/α границы), именно преобладанием однофазных границ можно объяснить слабую чувствительность механического поведения к изменению скорости деформации. Тот же сплав с бимодальной микроструктурой с ростом V_D характеризуется уменьшением ED от 180 до 140 МДж/м³ поскольку имеет более 10% α/β границ; в нем порообразование, приводящее к формированию разрушающих трещин, происходит у вершин пластин/иголок дисперсной вторичной α - фазы. В обоих вариантах микроструктуры характер разрушения вязкий, размер ямок примерно соответствует размерам первичных α - глобулей. Сплав ВТ6 с пластинчатой микроструктурой характеризуется существенно более низким уровнем ED, который к тому же уменьшается от 120 до 90 МДж/м³ при увеличении V_D . Зонами образования пор являются вершины пластин внутризеренной α - фазы, характер разрушения вязко-хрупкий, а именно – зарождение трещин происходит вязко, но при достижении трещиной границ β -зерен она распространяется вдоль пограничной α -пластины образуя фасетку хрупкого скола.

Для более легированных сплавов метастабильного β - класса (BT22, LCB (Ti-1.5Al-4.5Fe-6.8Mo) и Ti-3Al-7.2Cr-4.5Fe) состаренных или отожженных на двухфазное $\alpha+\beta$ состояние механическое поведение определяется дисперсностью выделений внутризеренной α -фазы. В случае отожженного структурного состояния (наиболее крупные выделения α -фазы на фоне достаточно дисперсной (до 10 мкм) β - зеренной структуры) такой материал обладает наибольшим уровнем ED, который в изученном диапазоне скоростей деформации уменьшается (в сплаве LCB) от 250 до 180 МДж/м³. В этом случае, несмотря на то, что инициирующие разрушающие трещины поры также формируются на вершинах внутризеренных α - пластин, характер разрушения для всех скоростей деформации был вязким ямочным. Для более дисперсного строения внутризеренной α - фазы, формирующегося в результате старения при упрочняющей термообработке, общий уровень ED в зависимости от величины β -зерна падает вплоть до значений определяемых лишь упругой составляющей процесса деформации. При этом характер разрушения изменяется от смешанного вязко-хрупкого к чисто хрупкому, когда тре-

щина зарождается внутри зерна из пор, формирующихся на вершинах α -частиц, а далее распространяется вдоль сравнительно грубых пластин α -фазы, оконтуривающих границы β -зерен. Увеличению доли хрупкой составляющей способствуют как рост размеров β -зерен, так и увеличение скорости деформации.

На основании анализа полученных экспериментальных результатов сделано заключение о предпочтительных микроструктурных характеристиках титановых сплавов, рекомендуемых для эксплуатации различных титановых сплавов в условиях высокоскоростного приложения внешних нагрузок.

Литература

1. B. Wang, J. Sun, E.N. Hahn, and X. Wang, Shear Localization and its Related Microstructure Mechanism in a Fine-Grained Near-Beta Ti Alloy, JMEPEG (2015) 24; 477-483.
2. J. Fanning, J. Mater. Eng. & Performance, 14 (2005) 686-690.
3. P.E. Markovsky, V.I. Bondarchuk, O. Gerasimchuk, Material Science and Engineering A645 (2015) 150-162.

УДК 669.715:621.785.9

Скуйбеда Е.Л., канд. техн. наук, доц.,

Запорожский национальный технический университет

СПОСОБЫ УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ AL-SI СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ВТОРИЧНОГО СЫРЬЯ

Алюминий является стратегическим металлом, который используется в авиационной промышленности Украины. Отсутствие отечественного производства первичного алюминия вызывает необходимость усовершенствования существующих технологий переработки алюминиевого лома и отходов производства. Алюминиевым сплавам на основе вторичного сырья присущ сравнительно невысокий уровень механических и служебных свойств. При изготовлении сплавов, как правило, не учитывается наличие большого количества интерметаллидных фаз в структуре. Соответственно, для достижения оптимального уровня свойств, позволяющего применять вторичные силумины в авиастроении, необходимо адаптировать печную и внепечную обработку к структурным особенностям вторичных Al-Si сплавов. Исследовали сплавы АК5М2, АК6М2, АК8М3, АК9М2, при этом использовали стандартные методики металлографического анализа, определения литейных,

механических и служебных свойств по рототабельным планам многофакторных экспериментов.

Установлено, что рафинирующе-модифицирующая обработка является обязательной операцией при производстве алюминиевых сплавов из вторичного сырья, поскольку позволяет достаточно эффективно влиять на железосодержащие интерметаллиды – изменять их морфологию, размер и распределение по объёму металла, а также усиливать дальнейшую обработку в твёрдом состоянии. Выявлено, что после рафинирования и модифицирования фаза Al_5SiFe с игольчатой морфологией преобразуется в скелетообразную либо многогранную фазу $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$. Согласно проведенным исследованиям стандартные режимы термической обработки нельзя считать оптимальными для вторичных Al-Si сплавов. Найдена зависимость между концентрацией железа и длительностью выдержки при закалке и старении, обеспечивающей оптимальный уровень механических свойств.

Лазерная термическая обработка показала хорошие результаты по повышению прочности, износостойкости, коррозионной и кавитационной стойкости. При лазерной обработке традиционно нежелательная примесь железа играет положительную роль, способствуя твёрдорастворному упрочнению. Поскольку с помощью термической обработки можно снимать остаточные растягивающие напряжения на поверхности упрочнённого материала, то можно предположить целесообразность увеличения времени выдержки при старении вместо использования дополнительного отжига после лазерной обработки.

621.791.

Селиверстов А.Г.¹, Петрик И.А.², Овчинников А.В.³

¹ зам. главного сварщика АО «Мотор Сич»

² главный сварщик АО «Мотор Сич»

³ зав. каф. ОТСП ЗНТУ

РЕМОНТ КОМПРЕССОРНЫХ МОНОКОЛЕС ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Одними из наиболее нагруженных и ответственных деталей, по которым определяется ресурс и надежность авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) являются осевые и центробежные моноколеса компрессора. В процессе эксплуатации компрессорные моноколеса подвергаются воздействию высоких нагрузок, поэтому для изготовления данных деталей применяются двухфазные титановые сплавы BT6, BT8, BT9, BT25 и др.

Компрессорные моноколеса могут получать различные повреждения как в период работы на двигателе - от попадания посторонних предметов, так и в процессе длительного цикла изготовления - зарезы, утонения, при сбое программ, поломке инструмента. Учитывая, что компрессорные моноколеса являются одними из самых сложных и дорогих деталей ГТД, разработка технологии восстановления моноколес является актуальной задачей и позволит предотвратить забракование дорогостоящих деталей.

Для ремонта указанных повреждений компрессорных моноколес необходимо применение методов сварки. Наиболее распространенным, для ремонта деталей из титановых сплавов, является метод аргонодуговой сварки (АДС). Известно, что воздействие термического цикла сварки приводит к изменениям структуры и снижению свойств по сравнению с основным металлом. При этом следует учитывать, что в различных участках моноколеса действуют различные по виду и интенсивности напряжения. А места повреждений, как правило, находятся вне зоны действия максимальных напряжений. Соответственно актуальной задачей является определение возможности ремонта поврежденных моноколес методом сварки АДС с учетом действующих напряжений в местах ремонта.

Для определения возможности ремонта конкретных повреждений методом сварки АДС, необходимо сравнение величины напряжений в месте расположения дефекта с фактическим уровнем прочности сварных соединений. Соответственно, ремонт возможен при условии, когда прочностные свойства сварных соединений превышают уровень действующих напряжений в месте расположения дефекта.

Таким образом, цель работы заключается в создании опытной технологии ремонта повреждений центробежных и осевых моноколес методом сварки АДС. В работе рассматривали моноколеса двух видов: осевые и центробежные. Последовательность проведения опытных работ идентичная как для осевых так и центробежных моноколес.

Механические свойства сварных соединений определяли на плоских образцах из материала той же марки, из которого изготовлено моноколесо. Сварку образцов выполняли методом АДС, в качестве присадки применяли проволоку марки ВТ20.

Расчеты проводили с применением программы «ANSYS». Для моноколес, которые имели повреждения при изготовлении, построены твердотельные модели. Определение фактических напряжений проводили с применением метода конечных элементов как для осевых так и для центробежных моноколес. В результате расчетов построены поля распределения напряжений.

Полученные значения механических свойств сварных образцов сравнивали с напряжениями, действующими в местах предполагаемого ремонта. Для тех мест, где прочность сварных соединений, полученных на сварных образцах, превышала уровень действующих напряжений, был выполнен ремонт.

Ремонт выполняли в следующей последовательности:

- подготовка под наплавку – механическая зачистка с плавным переходом к поверхности, удаление уступов, резких переходов и острых углов,
- обезжиривание перед сваркой,
- сварка,
- двухступенчатая термообработка для снятия напряжений по стандартному режиму – 1 ступень электронно-лучевой отжиг, 2 ступень печной отжиг,
- механическая обработка места сварки до чертежных размеров,
- контроль качества рентгенпросвечиванием и ЛЮМ1-ОВ.

Таким образом, использование расчетных методов определения напряжений в местах расположения дефектов в сочетании с результатами испытаний опытных сварных соединений позволило создать доказательную базу, определяющую возможность ремонта и реализовать технологию ремонта моноколес методом сварки АДС с учетом зон действия допустимых к ремонту напряжений.

УДК 539.3

Воробьев Ю.С.¹, Куликовский Р.А.², Овчарова Н. Ю.³

¹ д.т.н., главный научный сотрудник, Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАНУ

² канд.техн. наук, доц., ЗНТУ

³ вед. инж., Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАНУ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА ДЛЯ ЛОПАТКИ ГТД

Современные газовые турбины, особенно авиационные работают в жестких режимах эксплуатации. Стремление к повышению единичной и удельной мощности ГТД приводит к росту температурных и механических нагрузок. Наиболее напряженными элементами ГТД являются рабочие лопатки. При этом для лопаток современных турбомашин все шире используются различные новые материалы, которые расширяют возможности лопаточного аппарата турбомашин. В данном случае перспективным материалом для неохлаждаемой лопатки ГТД выбран алюминид титана. Благодаря мало-

му удельному весу он лучше приспособлен для использования в двигателях с большим числом оборотов. Однако использование любого нового материала требует дополнительных исследований в области статической прочности и колебаний лопаток. Поэтому был проведен анализ особенностей напряженно-деформированного состояния неохлаждаемой лопатки ГТД из алюминид титана в поле центробежных сил и собственных частот лопатки, форм колебаний и распределения вибрационных напряжений. В соответствии с целью работы проведено формирование физической и конечно-элементной модели лопатки. Сложность геометрической формы лопатки, наличие областей с углами и выступами и желание наиболее полно выявить особенности напряженно-деформированного состояния лопатки требует использования трехмерной модели. По этим же причинам при построении конечно-элементной модели лопатки используются тетраэдральные элементы с функциями формы, обеспечивающими плавное изменение напряжений по объему лопатки и описание локализации напряжений.

На основе конечно-элементной модели лопатки проведен расчет ее напряженно-деформированного состояния в поле центробежных сил. Показано что максимальные напряжения не превышают предела упругости, а максимальные перемещения не представляют опасности для лабиринтных уплотнений.

Проведен расчет спектров частот, форм колебаний и распределений относительных напряжений, включая 10 первых частот. Выявлены зоны локализации вибрационных напряжений.

Данный сплав имеет более низкую плотность по сравнению со стальными сплавами и сплавами на хромоникелевой основе. Благодаря этому снижается уровень статических напряжений от действия центробежных сил.

Результаты проведенных исследований дают представление о статической и динамической прочности лопатки с использованием нового материала алюминид титана.

УДК 669.295

Шевченко В.Г. канд. техн. наук., доц., Жила Т.А. м.н.с., Перепелкина М.Н., Чернявский Д.А. студент, ЗНТУ

ПОВЫШЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ25У

Анализ публикаций последних лет показал, что повышение механических и служебных характеристик титановых сплавов для ответственных деталей авиационных двигателей может быть обеспечено достижением суб-

микрокристаллического (СМК) состояния, формируемого путем интенсивной пластической деформацией (ИПД) методом винтовой экструзии (ВЭ). Однако, на сегодняшний день известны данные о реализации ИПД преимущественно для α - и псевдо- α -сплавов.

Для высоколегированных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов, содержащих вольфрам, молибден, алюминий, олово и цирконий, данные исследования мало изучены. Это связано с тем, что высоколегированные титановые сплавы являются трудно деформируемыми.

Поэтому повышение деформационной способности жаропрочного сплава BT25Y, применяемого для изготовления максимально нагруженных деталей авиадвигателей, с целью эффективной реализации ИПД и достижения более высоких механических свойств является актуальной задачей.

Целью данной работы является повышение деформационной способности сплава BT25Y.

Методика исследований. Исследовали сплав BT25Y (основа – Ti; Al – 6,5%; Mo – 4,0%; Si – 0,2%; Zr – 3,5%; W – 1,0%; Sn – 1,5%) в двух структурных состояниях – деформированном крупнозернистом (поковки) и субмикрокристаллическом (после ИПД). Деформацию осуществляли методом винтовой экструзии по технологии, разработанной ДонФТИ им. А.А. Галкина. Температуру ИПД выбирали с учетом температуры полиморфного ($\alpha \leftrightarrow \beta$)-превращения сплава. Термообработку проводили в печи СНО 4,0×8,0×2,6/10. Точность измерения температуры составляла $\pm 5^\circ\text{C}$.

Микроструктурный анализ проводили с использованием оптического микроскопа «Observer.D1m» («Carl Zeiss») и растрового микроскопа РЭМ-106И при ускоряющем напряжении 20...30 кВ во вторичных электронах.

Микротвердость сплава BT25Y в различных структурных состояниях определяли на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76), кроме того, замеряли твердость по методу Роквелла (твердомер ТК-2).

Результаты исследований и их обсуждение. Заготовки из сплава BT25Y с исходной крупнозернистой структурой подвергали ИПД методом ВЭ согласно режимам, приведенным в табл.1.

Таблица 1 – Режимы ВЭ титановых заготовок

Сплав	Температура нагрева заготовки, $^\circ\text{C}$	Угол наклона канала матрицы β , град.	Кол-во проходов через винтовую матрицу до разрушения, n
-------	---	---	---

BT25Y	700-750	45	≥ 2
	800-850	45	≥ 2
	700-750	60	≥ 2
	800-850	60	≥ 2

В результате ИПД все образцы разрушились. При этом изменение режимов деформирования не обеспечило эффективной ИПД заготовок. Очевидным является тот факт, что разрушение заготовок связано со свойствами и структурным состоянием сплава BT25Y. Так, микроструктура исходной заготовки состояла из α - и β -фаз величиной 10...15 мкм: зерна первичной α -фазы имели сферическую форму, β -фаза пластинчатого строения располагалась между зернами первичной α -фазы (рис.1). Судя по микроструктуре, последние стадии деформационного передела и термообработка поковки осуществлялись в ($\alpha+\beta$)-области вблизи температуры ($\alpha\leftrightarrow\beta$)-превращения.

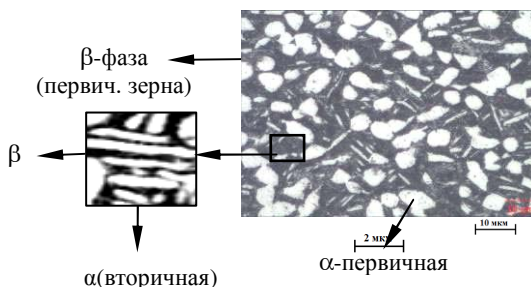


Рис. 1 – Микроструктура исходных заготовок из сплава BT25Y, $\times 1000$

Таким образом, в заготовках необходимо сформировать структуру с большей деформационной способностью, что смогло бы обеспечить реализацию нестандартного метода деформации – ВЭ для сплава BT25Y.

Из литературных данных известно, что высокие показатели пластичности жаропрочных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов могут быть достигнуты после закалки из ($\alpha+\beta$)-области с формированием α'' -фазы, а также после изотермического отжига, что обусловлено образованием более крупных частиц β -фазы, характеризующейся более высокой пластичностью по сравнению с α -фазой, и большим количеством β -фазы. При этом после изотермического отжига получают наиболее высокие пластические свойства при минимальных прочностных. Это обусловлено тем, что при охлаждении образцов из титановых сплавов, полиморфное ($\alpha\leftrightarrow\beta$)-превращение происходит путем

роста уже существующих на первой ступени отжига частиц α -фазы и укрупнение частиц α -фазы обуславливает некоторое разупрочнение сплавов. Что касается второго вида термообработки, то снижение прочности после закалки можно объяснить фиксированием α'' -фазы с орторомбической кристаллической решеткой, имеющей максимальное количество плоскостей скольжения и, как следствие, более высокую деформационную способность.

С целью получения более пластичной структуры, образцы из сплава ВТ25У, подвергали термической обработке: изотермическому отжигу и закалке, режимы которых приведены в табл.2.

Таблица 2 – Режимы термообработки сплава ВТ25У

№	Вид термообработки	Режимы термообработки
1	закалка	нагрев до 900°C, выдержка $\tau=1$ час, охлаждение в воде
2	изотермический отжиг	нагрев до 900°C, выдержка $\tau=1$ час, охлаждение с печью до 580°C, выдержка $\tau=1$, охлаждение на воздухе

Твердость исходных заготовок до термообработки составляла 38HRC. При первом варианте термообработки значения твердости образцов находились на уровне 27 HRC, при втором - показатели твердости остались на уровне 40 HRC.

Установлено, что твердость закаленных образцов на 8 % ниже твердости исходных заготовок, что можно связать с образованием α'' -фазы мартенситного типа. По микроструктурным признакам α'' -фаза имеет более тонкое строение, чем α' -фаза, и резко отличается от равновесной ($\alpha+\beta$)-структуры слабой травимостью (рис. 2 а). Особенности структурно-фазовых превращений при закалке можно объяснить следующим: при охлаждении с 900°C со скоростью выше критической протекает фазовое превращение, сопровождающееся меньшим, чем при образовании α' -мартенсита, смещением атомов в процессе бездиффузионной перестройки кубической решетки α -фазы в орторомбическую α'' -фазы.

Изотермический отжиг образцов из сплава ВТ25У проходил в два этапа. На первой стадии отжига наблюдали укрупнение зерен, их коагуляцию и сфероидизацию. На второй стадии происходило окончательное превращение метастабильных фаз в стабильную ($\alpha+\beta$)-структуру. В результате структура

сплава состояла из равноосных α - и β -фаз, при этом отмечалось увеличение количества β -фазы (рис. 2 б).

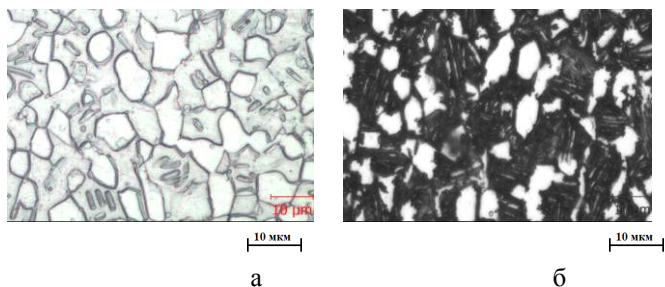


Рис. 2 – Микроструктура образцов из сплава BT25У после термообработки по различным режимам ($\times 1000$): а – закалка; б – изотермический отжиг.

Структурные изменения сопровождались изменениями микротвердости (табл. 4).

Таблица 4 – Результаты измерений микротвердости

Вид термо- обработки	№ образца	Число микротвердости, МН/м ²	Среднее число мик- ротвердости, МН/м ²
№1	1	2800, 3200, 3800	3200
	2	3000, 3200, 3700	3300
	3	3300, 3000, 3500	3200
№2	1	4300, 3500, 3400	3800
	2	3500, 3800, 3900	3700
	3	4200, 3900, 3800	4000

Результаты замеров показали, что при первом варианте термообработки значения микротвердости находились на уровне 3300 МН/м², после изотермического отжига - в пределах 3900 МН/м².

Таким образом, результаты исследований твердости, микротвердости и микроструктурного состояния сплава BT25У после различных видов термо-

обработки показали, что наименьшей твердостью и соответственно большей пластичностью характеризовались образцы с α'' -структурой, полученные после закалки с 900°C.

В результате проведенных исследований разработан режим термической обработки сплава ВТ25У, который обеспечивает формирование более пластичной структуры и повышает деформационную способность сплава, что позволит реализовать ИПД методом ВЭ без разрушения заготовок.

Выводы:

1. Проведены исследования влияния термической обработки на структуру и свойства сплава ВТ25У.

2. В результате исследований установлено, что закалка с 900°C обеспечивает формирование более пластичной структуры, что обусловлено образованием α'' -фазы мартенситного типа. Это в свою очередь дает возможности дальнейших исследований по реализации ИПД методом ВЭ.

УДК 621.791.7

Марченко Ю.А.¹, Белов А.В.², Петрик И.А.³

¹ вед. инженер-технолог АО "Мотор Сич", г. Запорожье

² инженер по сварке АО "Мотор Сич", г. Запорожье

³ главный сварщик АО "Мотор Сич"

АЛЬТЕРНАТИВНЫЕ МЕТОДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ ШВОВ БАРАБАНОВ КОМПРЕССОРА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА МАРКИ ВТ8-1

Технология изготовления барабанов компрессора из двухфазных титановых сплавов, в частности из сплава марки ВТ8-1, предусматривает проведение двухступенчатого печного отжига деталей после сварки. Геометрические размеры детали на этапе высокотемпературного отжига ($T=920\pm 10^\circ\text{C}$) обеспечиваются применением фиксирующей оснастки. Многократный нагрев и охлаждение оснастки в процессе отжига приводит к изменению геометрии самой оснастки, а соответственно и к отклонению размеров обрабатываемых детали от требуемых по чертежу.

С целью повышения стойкости оснастки в условиях серийного производства и обеспечения геометрических размеров выпускаемых деталей, была проведена работа по опробованию технологии зонального высокотемпературного электронно-лучевого отжига (ЭЛЮ) сварных швов барабана КВД.

Цель выполняемой работы:

- отработать технологию локальной термической обработки электронным лучом сварных швов барабанов КВД на опытных образцах;
- обеспечить механические свойства металла шва на уровне требований нормативной документации;
- повысить срок службы дорогостоящей оснастки;
- обеспечить геометрические размеры обрабатываемых деталей согласно требований чертежа.

В ходе проведения работ, отжиг электронным лучом выполнялся на двух образцах, имитирующих сварное соединение барабана с наличием припуска на последующую механическую обработку.

Для проведения отжига использовалась установка LARA-52, специализированная под ЭЛО барабанов по схеме одновременного нагрева 3/4 сварного соединения двумя электронно-лучевыми пушками расположенными под углом 90° друг к другу при быстром вращении изделия.

Поскольку при локальной термообработке электронным лучом нагрев внутри толщины материала детали передается от разогреваемой поверхности за счёт теплопередачи, а в местах контакта с оснасткой тепло отводится и в неё, качество термообработки сильно зависит от неравномерности нагрева по высоте шва и его длине.

Оценку неравномерности нагрева выполняли путем контроля температуры непосредственно в нагреваемом металле и с помощью металлографического исследования микроструктурного состояния материала после термообработки.

В ходе выполнения работ, был предусмотрен контроль температуры как по толщине шва - в середине, ближе к поверхности нагрева, в корне шва, так и по его длине - в трех равноудаленных друг от друга участках, для чего в эти места были предварительно установлены датчики ИМТК.

После проведения ЭЛО образцов, выполнялась расшифровка показаний датчиков и построены графики зависимости температуры от толщины материала.

После последующего печного отжига ($T=550^{\circ}\text{C}$, $t=6\text{ч.}$) предусмотренного нормативной документацией и изготовления образцов для механических испытаний, был выполнен контроль механических свойств металла шва. Контроль показал соответствие свойств сварных соединений, уровню механических свойств основного материала.

С учетом полученных результатов отработки технологии ЭЛО на натурных образцах, был изготовлен барабан КВД. По результатам испытаний опытной детали в составе технологического двигателя (наработка более 100 часов) была подтверждена работоспособность узла.

Таким образом, в ходе выполнения работ определено, что:

1. Механические свойства металла шва опытных образцов барабана КВД, термообработанного на установке LARA-52, соответствуют требованиям нормативной документации.

2. В металле сварных швов образцов барабана произошел полный распад α' - фазы, что подтверждается результатами металлографического исследования.

3. Максимальная разница температур по толщине сварного соединения при ЭЛО составляет 25-30°, что входит в диапазон температур термообработки (900...950°C).

3. Внедрение технологии электронно-лучевого отжига в серийное производство, позволило повысить долговечность дорогостоящей оснастки и обеспечить геометрические размеры выпускаемых деталей согласно требований чертежа.

УДК 669.633

Волчок И.П. д-р техн. наук, проф. , Митяев А.А. д-р техн. наук, проф.,
Скребцов А.А. канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СПЕЧЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 ИЗ ПОРОШКОВ РАЗНОЙ ФРАКЦИИ

Благодаря высоким физическим, химическим и механическим свойствам (низкая плотность, высокие коррозионная стойкость, жаростойкость и удельная прочность) сплавы на основе титана находят все более широкое применение в космической, авиационной и автомобильной промышленности, в производстве спортивных товаров и в других отраслях. При этом наряду с компактными материалами все шире применяются изделия, получаемые методом порошковой металлургии. Характерной особенностью последних является наличие в структуре сплавов пор, выполняющих роль концентраторов напряжений в изделиях, работающих в условиях механических нагрузок.

В связи с этим цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния фракционного состава порошка титана на формирование пористости в структуре спеченного металла.

Для получения опытных заготовок применяли порошки титана ПТ5 разных фракций (0,4 мм до 0,063 мм). Титановый сплав ВТ1-0 изготавливали методом порошковой металлургии по технологии: усилие прессования 800 МПа, температура спекания 1250°C, изотермическая выдержка 2,5 часа.

Определение химического состава сплава после спекания осуществляли химическим методом, по стандартным методикам. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «Neophot 32». Оценку структурных составляющих проводили с учетом требований ГОСТ 1778-70, определяя при этом индекс пор (отношение суммы длин пор по случайной секущей к длине этой секущей) и параметр формы пор (отношение суммы максимальных к сумме минимальных размеров пор).

Определение химического состава позволило установить, что полученный спеканием из порошков титана разных фракций сплав соответствует нелегированному сплаву ВТ1-0. Металлографическими исследованиями установлено наличие пор в структуре металла. Определены размеры зерен и пор исследуемого спеченного титана. Установлены закономерности формирования пористости при использовании порошков титана разных фракций. Подсчитаны индекс пор и параметр их формы. Получены закономерности влияния фракционного состава исходного порошка титана на индекс и параметр формы пор. Установлено, что при использовании условно мелких фракций титанового порошка ПТ5 в структуре спеченного сплава формируются мелкие поры параметр формы которых находился в диапазоне от 1,1 до 4,0. При использовании более крупных фракций параметр формы пор увеличивался. В спеченном сплаве, полученном из порошка ПТ5 в состоянии поставки, параметр формы пор имел высокий разброс значений. Индекс пор при снижении размера фракции исходного порошка уменьшался, что свидетельствовало о формировании меньшего количества пор.

Таким образом, расширены представления о влиянии фракций исходного порошка титана на формирование пористости. Полученные закономерности могут быть использованы для прогнозирования структуры (пористости) спеченного титанового сплава ВТ1-0.

УДК 621.74

Куликовський Р.А., к.т.н., доц., Овчинников О.В., д-р техн. наук, проф.
ЗНТУ

ПЕРСПЕКТИВИ РОЗРОБКИ ВІТЧИЗНЯНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДІВ ТИТАНУ І ТЕХНОЛОГІЙ ЇХ ВИРОБНИЦТВА ТА ОБРОБКИ ДЛЯ КОНСТРУКЦІЙ ДЕТАЛЕЙ ГТД

На сьогоднішній день сплави на основі алюмінідів титану з розряду екзотичних та перспективних перейшли до основної групи матеріалів, які використовуються в конструкціях, де вимоги підвищення робочих темпера-

тур та зменшення ваги є головними. Довгий час темпи широкого використання алюмінідів титану в авіадвигунах стримувались через їх основні вади - низька пластичність литої структури при кімнатних температурах та обмежена технологічність при гарячій обробці тиском. Досягнутий на цей час рівень механічних властивостей сплавів системи TiAl дозволив їх використання в сучасних серійних авіаційних газотурбінних двигунах (ГТД) сімейства LEAP виробництва корпорацій General Electric та Snecma.

Проте слід відзначити, що можливість впровадження інноваційних іноземних матеріалів у вітчизняні ГТД є вкрай обмеженою. Перед усім це викликано наявністю конкурентного середовища на ринку виробництва авіадвигунів, та небажанням закордонних партнерів співпрацювати в цьому напрямку. Тому проблема створення вітчизняних матеріалів на основі алюмінідів титану і розробка технологій їх виробництва та обробки для українського виробника ГТД ПАТ «Мотор Січ» є актуальною.

Таким чином на ПАТ «Мотор Січ» спільно з науковими установами ЗНТУ (м. Запоріжжя) та ДП НВЦ «Титан» (м. Київ) розпочато дослідження з розробки жароміцних сплавів на основі алюмінідів титану. На підготовчому етапі робіт здійснено аналіз питання сучасного стану та перспективні напрямки систем легування сплавів з метою отримання заданих властивостей. Так серед сплавів на основі алюмініду титану за думкою багатьох вчених найбільш перспективними є сплави, що в більшості вміщують фазу TiAl (γ -сплави), в той час як сплави на основі Ti_3Al і Ti_2NbAl опором повзучості істотно поступаються жароміцним нікелевим сплавам. Опір повзучості алюмінідів з фазою TiAl більше, ніж з Ti_3Al . Гамма-сплави за опором повзучості можна застосовувати до температури 750 °C при бімодальній структурі, та до 950 °C при пластинчастій. Для сплавів на основі фази Ti_3Al максимальні робочі температури не повинні перевищувати 650...700 °C.

Був проведений аналіз перспективних деталей ГТД та умов їх роботи з метою можливості заміни базового матеріалу деталі на сплав з алюмініду титану, що розробляється. Здійснено чисельний аналіз напружено-деформованого стану елементів конструкцій з алюмінідами титану під дією відцентрових сил і при коливаннях, виявлено локалізації напружень.

При розробці сплавів на основі алюмініду титану потрібно вирішувати два взаємопов'язаних напрямки проблеми: розробка технології промислової виплавки й механічної обробки алюмінідів титану та безпосередня розробка їх хімічного складу.

Для вирішення першої задачі була відпрацьована технологія виплавки двох базових зливків 195 мм масою 114 та 106 кг заданих відповідних хімічних складів: 70,9Ti-29,1Al (% мас.) та 63Ti-28Al-7Nb-2Mo (% мас.) методом електронно-променевої плавки, розроблено відповідні рекомендації

та технологічні режими. На етапах механічної обробки зливків виконана порівняльна оцінка їх оброблюваності різанням. Вивчено вплив марки і геометрії ріжучого інструменту та режимів різання при точінні на формування параметрів якості поверхневого шару.

Заплановані наступні етапи досліджень направлені на здійснення робіт в другому напрямку та вміщують в себе: відпрацювання технологічних параметрів отримання дослідних зливків алюмінідів титану заданого хімічного складу методом вакуумно-дугового переплаву; легування та модифікування зразків базових зливків; термічну та термодеоформаційну обробку дослідної партії зразків; механічні та металографічні дослідження; аналіз та дослідження технологічних властивостей сплавів (оброблюваність, зварюваність та інш.).

УДК 669.295.054

Нестеренко Т.М.

канд. техн. наук, доцент, ЗДІА, Запоріжжя

ПРО ЗМІНУ МОРФОЛОГІЇ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВОЇ СТРУЖКИ ПІСЛЯ ГІДРОМЕТАЛУРГІЙНОЇ ДЕОКСИДАЦІЇ

У виробництві титанових напівфабрикатів відомо декілька методів очищення поверхні від оксидних плівок: механічне видалення, електрохімічна обробка, травлення в розплавах на основі гідроксиду натрію або в суміші лугу з селітрою, хімічне травлення у водних розчинах кислот. Механічне видалення плівок застосовне для кускових відходів. Електрохімічна обробка потребує застосування порівняно дорогого устаткування і завантаження у ванни матеріалу певної конфігурації. Травлення в розплавах є енергоємним процесом.

Достатньо проста і економічна при відповідному підборі реагентів гідрометалургійна деоксидация окисленої титанової стружки, при якій оксидна плівка видаляється в основному внаслідок проникнення травильного розчину через неоднорідності та недосконалості структури оксиду. Руйнування плівок відбувається шляхом відшарування при підтравленні металевої підкладки. Ефективними реагентами для видалення оксидних плівок з поверхні титану гідрометалургійним способом є розчини азотної, сірчаної і соляної кислот з добавками плавикової кислоти або її солей. Використання як добавки солей зручніше і менш небезпечно, чим кислоти. Проте травлення титану в кисневмісних кислотах приводить до пасивації його поверхні киснем.

За основу травильного розчину для гідрометалургійної деоксидації окисленої титанової стружки вибрано 10 %-ий розчин HCl з добавкою NaF (хлоридно-фторидний розчин). Для вивчення впливу складу травильного розчину на структуру, склад і морфологію поверхні стружки після видалення оксидної плівки використано зразки стружки сплавів (BT1-0, BT3-1, BT23, TC6), які протравлено в хлоридно-фторидному розчині та в хлоридно-фторидному розчині з добавкою H_2O_2 .

Після травлення в хлоридно-фторидному розчині фазовий склад стружки сплаву TC6 за даними рентгеноструктурного аналізу, представлений однією β -фазою. Мікроструктурний аналіз також показав переважно одну фазу, але з можливою присутністю другої α -фази, внаслідок дисперсності і невеликої кількості якої рентгеноструктурним аналізом її не виявлено. Зникнення явно виражених ділянок розпаду β -фази в структурі очищеної стружки зумовлено поглинанням водню металом протягом травлення. З насиченням металу воднем зв'язана і більша мікротвердість за перетину стружки. Вона складає в середньому 4,5 ГПа у зубчастій поверхні і 4,2 ГПа в решті перетину (у зубчастій поверхні поглинання водню могло бути інтенсивнішим через меншу щільність оксидної плівки). Поглинання водню титановими сплавами залежить як від умов травлення (температури, складу травильного розчину), так і від структури, фазового складу сплаву.

Мікроструктура стружки після травлення в хлоридно-фторидному розчині з добавкою H_2O_2 , представлена, в основному, β -фазою. Також присутні ділянки продуктів розпаду β -фази, що складаються з суміші дисперсних α - і β -фаз. Появу даних ділянок спричинено умовами механічної обробки титанових напівфабрикатів. В середньому мікротвердість у зубчастій поверхні складає 3,0 ГПа, на ділянках зі стабільною β -фазою (серцевина) – 2,5 ГПа. Знижені значення мікротвердості (порівняно із значеннями мікротвердості для стружки після деоксидації в хлоридно-фторидному розчині) пов'язані з використанням “м'якого” травильного розчину і видаленням поверхневої оксидної плівки без надмірного травлення і поглинання водню металом.

Для оцінювання морфології поверхні стружки сплаву BT23 після травлення проведено електронно-мікроскопічне дослідження з використанням Y-модуляції. Морфологія поверхні стружки після травлення в хлоридно-фторидному розчині, змінена порівняно з морфологією поверхні неокисленої стружки. Згладжені борозенки первинної морфології покриті захисним шаром, утвореним продуктами травлення. Спостережувані на поверхні мікропори, частково розкрита волосовина (“вороняча нога”), а також скупчення травильних пузирків є характерними ознаками водневого окрихлення титану. Стружка після травлення в хлоридно-фторидному розчині з добавкою

H₂O₂ має одноріднішу поверхню, що вказує на рівномірне видалення оксидної плівки. За морфологією поверхні така стружка відповідає неокисленій стружці.

Попередня гідрометалургійна обробка окисленої титанової стружки в хлоридно-фторидному розчині без та з добавкою пероксиду водню не змінює мікроструктуру металу. Деоксидація окисленої титанової стружки в хлоридно-фторидному розчині дозволяє використовувати стружку як сировину для отримання порошків методом гідрування-дегідрування. Гідрування може бути суміщено з гідрометалургійною обробкою. Титанова стружка після гідрометалургійної деоксидації в розчинах з регульованою кислотністю (системи HCl–NaF–H₂O₂) може бути направлена для виплавки злитків титанових сплавів.

УДК 621.762.4

Носенко М.І., доцент, канд.техн.наук

Запорізький національний технічний університет

АНАЛІЗ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПОРОШКОВОГО ТИТАНУ В ПРОЦЕСІ ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ ПОРИСТИХ ЗАГОТОВОК

Рівень щільності та характер структури визначають механічні властивості матеріалу, які обумовлюються умовами експлуатації виробів. Тому дослідження особливостей формування щільності та структури по об'єму порошкової заготовки в процесі гарячої деформації є важливою науково-практичною проблемою.

При проведенні досліджень використовували метод координатних сіток, які наносили на меридіональний переріз заготовок ПТЕС-1, ПТЕК-1, ТТ-ТВ. Вивчали характер викривлення деформованих пігулок сіток та проводили металографічний аналіз.

Визначено наявність та вплив різних розподілу локальних деформацій ($\varepsilon_z, \varepsilon_r, \varepsilon_0, \gamma_{rz}$), інтенсивності деформацій зсуву G_i та граничних умов при закритому штампуванні та з елементами витікання на формування зон різної щільності та структури матеріалу по об'єму деформованих заготовок.

При закритому штампуванні середня відносна щільність виробів складає $\theta = 98...98,5\%$. Деформація центральної частини заготовки має явно виражений характер. За рахунок течії металу структура дрібнозерниста, деформована, безпори́ста. В зонах приляглих до торців та відтворюючої

заготовки спостерігається значно менша деформація. Структура металу крупнозерниста. Характерна наявність пор. На ущільнення металу негативно впливає контактне тертя та обмеження течії металу. Схема напружено-здеформованого стану максимально наближується до всебічного рівномірного стискання, що перешкоджає подальшій деформації та ущільненню, отриманню більш деформованої, дрібнозернистої рівноущільненої структури металу виробів.

При штампуванні з елементами витікання нерівномірність ущільнення по об'єму заготовки зменшується. Відносна щільність виробів складає $\theta = 99,8...100\%$, структура металу деформована, практично однорідна, дрібнозерниста. Це забезпечується створенням умов всебічного нерівномірного стискання та течії металу при застосуванні компенсаційних щілин з визначеними кількістю, розмірами і місцезонашуванням, дозволяє створювати в об'ємі заготовки додаткові локальні зони деформації, керувати ущільненням та формуванням структури металу. Деяке збільшення розмірів зерна та наявність одиничних дрібних пор спостерігається в приконтактних зонах утрудненої деформації, де не забезпечено необхідних zdeформованого стану та течії металу.

УДК 621.762

Фирстов С.А.¹, Кулак Л.Д.², Кузьменко Н.Н.³, Дорогой А.А.⁴

¹д.ф.-м.н., зам. дир. ИПМ НАНУ,.

²к.т.н., ст.н.с. ИПМ НАНУ,.

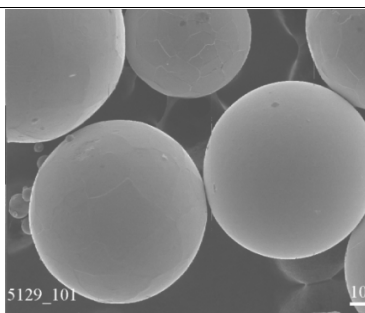
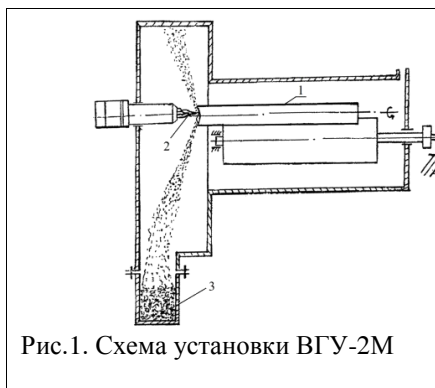
³к.т.н., ст.н.с. ИПМ НАНУ,.

⁴вед. Инж., ИПМ НАНУ

УСТАНОВКА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВ СФЕРИЧЕСКОЙ И ЧЕШУЙЧАТОЙ ФОРМЫ

В Институте проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины имеется установка плазменного центробежного распыления вращающейся заготовки для получения порошков высокочистых металлов и сплавов ВГУ-2М, схема которой представлена на рис. 1. Принцип действия ее состоит в том, что предварительно подготовленная заготовка-электрод (1) из распыляемого материала диаметром 50 мм и длиной 570 мм устанавливается на вращающиеся барабаны диаметром 200 мм. Камера подвергается вакуумированию до 10^{-4} мм.рт.ст. и заполнению инертной газовой средой, состоящей из смеси гелия и аргона, после чего включается вращение барабанов и с помощью плазмы (2) производится оплавление торца вращающейся заготовки-электрода. Образовавшаяся на торце

электрода жидкая ванна расплава под действием центробежных сил распадается на капли, которые отрываются от его края и кристаллизуются в свободном полете в виде частиц сферической формы в бункере охлаждения (3). Скорость охлаждения порошков при этом варьируется в диапазоне 10^3 - 10^6 °K/с и зависит от фракционного состава полученных порошков. Размер гранул находится в диапазоне 100-500 мкм и на прямую зависит от скорости вращения электрода, которая может изменяться в широком диапазоне от 1 до 18 тыс. об/мин. Полученные на основе экспериментальных данных результаты свидетельствуют, что для каждой угловой скорости вращения электрода, при прочих равных условиях технологического процесса, существует максимальное количество порошка определенного размера. Этот максимум сдвигается в сторону уменьшения размера распыленных порошков с увеличением угловой скорости вращения электрода. В настоящее время ведутся работы по повышению скорости вращения электрода до 25-30 тыс. об/мин., что позволит получать сферические гранулы размером 40-70 мкм. Установка позволяет загружать в кассету и за один цикл, без разгерметизации рабочей камеры, поочередно распылять партию заготовок в количестве 10 штук.



Этот процесс позволяет получать порошки высокочистых металлов и сплавов, так как распыление происходит после предварительного вакуумирования камеры и последующего заполнения ее высокочистыми инертными газами. Такие порошки характеризуются почти идеальной сферической формой с гладкой поверхностью (Рис.2).

При установке в камере распыления медного охлаждаемого водой экрана, имеется возможность получать порошки чешуйчатой и квазиволокновой формы со следующими размерами: длина 1,5-8 мм, ширина 0,3-1,5 мм, толщина 10-100 мкм. Скорость охлаждения таких порошков может достигать 10^7 °K/с, что позволяет получать в них сверх мелкодисперсную структуру и, соответственно, уникальные свойства. Некоторые сплавы при этом аморфизируются.

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ-5 МЕТОДОМ МОДИФИЦИРОВАНИЯ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОЧАСТИЦАМИ

Постоянно возрастающие требования по снижению расхода топлива и увеличения полезной нагрузки приводят к необходимости снижения массы ЛА за счет увеличения доли применения легких материалов. Магниевого литейные сплавы являются одними из наиболее легких конструкционных материалов, что позволяет их широко использовать в авиационных двигателях и узлах трансмиссий вертолетов. Между тем, литейные магниевые сплавы имеют ряд недостатков, среди которых – относительно невысокая механическая прочность. В настоящее время в авиационной промышленности существует потребность в высокопрочных магниевых сплавах с пределом прочности $\sigma_b = 260 \dots 300$ МПа и выше, имеющих высокую коррозионную стойкость.

Таким образом, повышение свойств литейных магниевых сплавов представляет актуальную задачу. Важным условием является усовершенствование существующих сплавов и разработка новых марок материалов при невысоких затратах без применения дорогостоящих и дефицитных легирующих добавок.

Одним из новых направлений в повышении свойств литейных магниевых сплавов является исследование по введению углеродных наночастиц. Несмотря на большой объем научных исследований в этом направлении, влияние модифицирования углеродом на свойства литейных магниевых сплавов является недостаточно изученным, четкое объяснение механизма модифицирования углеродом отсутствует.

Исследовано влияние модифицирования углеродными наночастицами на микро-, макроструктуру и механические свойства литейного магниевых сплава МЛ-5 (Al 7,5 – 9,0%; Mn 0,15 – 0,5%; Zn 0,2 – 0,8%; Mg основа (ГОСТ 2856-68)).

Сплав МЛ-5 модифицировали путем продувки при температуре 760 °С расплава высокочистым аргоном с введением наночастиц технического углерода в количестве 0,1% по массе. Выполнена заливка стандартных образцов для механических испытаний с рабочим диаметром 12 мм в песчано-глинистые формы. Отлитые образцы были подвергнуты термической обработке по режиму Т6.

В ходе металлографических исследований фрагментов испытанных образцов обнаружено, что модифицирование магниевых сплава МЛ-5 наночастицами технического углерода приводит к измельчению макро-, микрозерна, а также к одновременному повышению прочности и пластичности. Полученные результаты исследования указывают на перспективность при-

менения данной нанотехнологии в повышении эксплуатационных свойств авиационных деталей из магниевых сплавов. Результаты настоящего исследования могут быть использованы при разработке металломатричных нанокompозитов нового поколения.

УДК 621.791.14

Кучук-Яценко С.И. академик НАНУ, зам. директора ИЭС им. Е.О.Патона

Зяхор И.В. к.т.н., зам. зав. отделом ИЭС им. Е.О.Патона

Завертанний М.С. мл. научн. сотр. ИЭС им. Е.О.Патона

Чорнобай С.В. мл. научн. сотр. ИЭС им. Е.О.Патона

СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА

Сплавы на основе алюминидов титана являются перспективными материалами для изготовления деталей авиационных и автомобильных двигателей. Одной из причин, которая ограничивает использование алюминидов титана, является сложность их сварки, обусловленная низкой пластичностью и высокой чувствительностью к образованию трещин. Разработка эффективных технологий сварки алюминидов титана является актуальной проблемой современного авиастроения.

Соединения алюминидов титана, выполненные методами сварки плавлением (дуговой неплавящимся электродом и электроннолучевой), склонны к расстрескиванию, развивающемуся по линии сплавления или околошовной зоне. Для снижения вероятности образования в соединениях трещин необходим предварительный подогрев свариваемой конструкции до высоких температур.

Значительная часть исследований по соединению алюминидов титана посвящена способам сварки давлением – диффузионной сварки в вакууме (ДСВ), контактной стыковой сопротивлением (КСС), сварки трением (СТ). Однако при использовании канонических технологий сварки давлением также возникают проблемы по обеспечению бездефектности соединений, предотвращению возникновения трещин.

Высокая чувствительность к термомеханическому циклу сварки алюминидов титана стимулирует технологов к поиску путей интенсификации процесса локальной пластической деформации в зоне контакта, повышения пластичности металла в зоне соединения, снижения возникающих при сварке напряжений. Основными технологическими приемами при способах сварки давлением являются оптимизация параметров термомеханического воздействия и использование промежуточных прослоек из различ-

ных материалов, в том числе, в наноструктурном состоянии. В этом случае отработка технологии сварки предусматривает оптимизацию состава, структурного состояния и толщины прослойки.

При ДСВ сплава γ -TiAl через прослойку из алюминиевой или титановой фольги в зоне соединения образуются микропоры, трещины и значительная химическая неоднородность. При ДСВ алюминидов титана с использованием нанослойных фольг (НФ) системы Ni/Ti и Ni/Al дефекты сварки не наблюдаются, однако, в зоне соединения формируется переходная зона неоднородная по структуре и составу. ДСВ сплава γ -TiAl (Ti-48Al-2Cr-2Nb) с использованием НФ системы Ti/Al обеспечивает формирование бездефектных соединений с прочностью на уровне 0,9 от показателей основного материала. Положительное влияние использования НФ при ДСВ связывают с интенсификацией процессов массопереноса в зоне контакта.

При СТ сплава Ti-46Al-2Nb-2Cr за счет оптимизации параметров термомодеформационного воздействия обеспечивается формирование соединений с мелкозернистой динамически рекристаллизованной структурой без каких-либо дефектов. Использование НФ при СТ разнородных соединений сплавов Ti-46Al-2Nb-2Cr и Ti-30Al-4Cr позволяет сократить энергозатраты в стык, предотвратить механическое перемешивание сплавов, избежать образование структурной неоднородности в соединении и трещин.

При КСС сплава Ti-47Al-1.5Cr-2Nb без использования промежуточных прослоек в широком диапазоне изменения технологических параметров наблюдались трещины в зоне соединения. Использование НФ позволило улучшить формирование соединений. Положительный эффект достигался благодаря более концентрированному выделению тепла в зоне контакта за счет протекания экзотермической реакции в НФ. При КСС с использованием НФ систем Ti/Co, Ti/Al обеспечивается формирование бездефектных соединений, при этом химическая неоднородность в виде продуктов трансформации фольги в стыке не обнаруживается. Полученные результаты показывают перспективность использования НФ в качестве активаторов процесса сварки давлением алюминидов титана. Для дальнейшего совершенствования технологии КСС представляет интерес исследование влияния исходной структуры свариваемого сплава, состава и толщины НФ на процессы нагрева, деформации и формирования соединений.

Дальнейшие исследования процессов сварки давлением с использованием НФ актуальны для различных сочетаний трудносвариваемых материалов на основе титана, никеля, интерметаллидных сплавов и композиционных материалов.

Наукове видання

Тези доповідей

**„ТИТАН 2016: ВИРОБНИЦТВО ТА ВИКОРИСТАННЯ В
АВІАБУДУВАННІ”**

Технічний редактор *Омельченко О.С.*
Відповідальний за випуск *Басов Ю.Ф.*
Комп'ютерна верстка *Омельченко О.С.*

Здано до друку 24.10.2016. Папір Хегох 80г/м². Формат 60×84/16.
Ум. друк. арк. 7,2.
Тираж 100 прим. Зам. 3883 10.2016 р.

АТ «Мотор Січ»,
пр. Моторобудівників, 15, м. Запоріжжя, 69068
Тел.: 061-720-42-49

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 4213 від 22.11.2011 р.