



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

Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»

**Всероссийская научно-техническая конференция
«Современные достижения в области
металловедения, технологий литья, деформации,
термической обработки и антикоррозионной
защиты легких сплавов»**

материалы конференции

12 октября 2017 г.

Электронное издание

Москва

2017

УДК 66.017

ББК 34.23 + 34.61 + 34.623

C56

Редакционная коллегия:

В.В. Антипов, к.т.н., начальник НИО «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы» ФГУП «ВИАМ»; Н.А. Ночовная, д.т.н., заместитель начальника лаборатории ФГУП «ВИАМ»; С.С. Виноградов, д.т.н., начальник сектора ФГУП «ВИАМ»; А.Е. Кутырев, к.т.н., ведущий научный сотрудник ФГУП «ВИАМ»; М.С. Оглодков, к.т.н., начальник сектора ФГУП «ВИАМ»; А.В. Бронз, к.т.н., начальник сектора ФГУП «ВИАМ»; В.А. Дуюнова, к.т.н., начальник лаборатории ФГУП «ВИАМ»; Е.А. Шейн, к.т.н., главный специалист отдела ФГУП «ВИАМ»; М.С. Закржевская, инженер 2-й категории ФГУП «ВИАМ»

Современные достижения в области металловедения, технологий
C56 **литья, деформации, термической обработки и антикоррозионной защиты легких сплавов:** материалы Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 12 окт. 2017 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2017. – 350 с. – ISBN 978-5-905217-15-9. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб. – Загл. с экрана.

В сборнике представлены доклады в области технологий литья и деформации, термической обработки и антикоррозионной защиты легких сплавов, производства интерметаллидных титановых сплавов, а также рентгеновских методов анализа легких сплавов, математического моделирования свойств материалов, новых прецизионных сплавов, алюминиевых и магниевых сплавов.

УДК 66.017

ББК 34.23 + 34.61 + 34.623

ISBN 978-5-905217-15-9

© ФГУП «ВИАМ», 2017

Организационный комитет семинара

Председатель:

В.В. Антипов – к.т.н., начальник НИО «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы» ФГУП «ВИАМ»

Заместители председателя:

В.А. Дуюнова – к.т.н., начальник лаборатории ФГУП «ВИАМ»

Члены организационного комитета:

Д.Е. Каблов – к.т.н., заместитель начальника управления ФГУП «ВИАМ»;

Д.Ю. Буколов – начальник управления ФГУП «ВИАМ»;

А.А. Каньгин – начальник управления ФГУП «ВИАМ»;

В.Г. Дворяшин – заместитель начальника управления ФГУП «ВИАМ»;

Д.В. Чесноков – заместитель начальника лаборатории ФГУП «ВИАМ»;

М.С. Оглодков – к.т.н., начальник сектора ФГУП «ВИАМ»;

М.Н. Москвитин – начальник сектора ФГУП «ВИАМ»;

Д.А. Браилко – начальник сектора ФГУП «ВИАМ»;

А.В. Бабин – ведущий инженер ФГУП «ВИАМ»;

И.Ю. Ширяева – инженер по маркетингу 1-й категории ФГУП «ВИАМ»;

Е.А. Пашкова – специалист по выставочной деятельности ФГУП «ВИАМ»;

И.В. Тарасов – инженер ФГУП «ВИАМ».

СОДЕРЖАНИЕ

Бенариеб И.; Пучков Ю.А.

Совершенствование технологии термической обработки изделий из термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si на основе математического моделирования..... 7

Котенков П.В.; Долматов А.В.; Гилёв И.О.; Галлямов Р.М.; Попова Э.А

Влияние малых добавок переходных металлов на механические свойства чистого алюминия..... 22

Густов Ю.И.

Разработка и исследование коррозионно-износостойких наплавленных металлов трибосистем строительной техники..... 28

Селиванов А.А., к.т.н.; Антипов К.В.

Исследование влияния режимов искусственного старения на механические и коррозионные свойства кованных и катаных полуфабрикатов из жаропрочного алюминиевого сплава АК4-1ч..... 42

Дорошенко В.В.; Наумова Е.А.; Базлова Т.А.; Самошина М.Е.

Особенности фазового состава и микроструктуры сплавов системы Al-Ca-Zn-Mg..... 58

Гречников Ф.В.; Ерисов Я.А.

Научные основы технологии прокатки алюминиевых сплавов с заданной кристаллографией структуры..... 73

Зеленин М. Н.; Белый Д.О.; Шуньгин В.Ю.

Разработка технологии изготовления сварных конструкций из алюминиевых сплавов с применением моделирования деформационных процессов..... 78

Иванов Д.А.; Колосков А.А.

Влияние натекающих воздушных потоков на коррозионную стойкость конструкционных материалов..... 101

Кабанов А.А.; Еремин Р.А.; Ахметшина Т.Г.; Крутов А.Ф.; Гречников Ф.В.

Применение современных топологических методов и математического моделирования для прогнозирования новых материалов и их свойств 114

Коновалов С.В.; Комиссарова И.А.; Косинов Д.А.; Иванов Ю.Ф.; Громов В.Е.

Влияние электронно-пучковой обработки на изменение структуры и фазового состава титанового сплава ВТ1-0 при усталости..... 119

Кошелев А.О.; Мухина И.Ю.

Устранения литейных дефектов в магниевых крупногабаритных отливках методом газодинамического напыления..... 131

Логашов С.Ю.; Козлов П.А.

Разработка жаропрочного коррозионного сплава на никелевой основе для изготовления ответственных элементов оборудования угольных энергоблоков с ультрасверхкритическими параметрами пара 154

Старцев О.В.; Медведев И.М.

Разработка волоконно-оптических датчиков коррозии для оценки локальной коррозионной агрессивности атмосферы..... 172

Минаев И.В.; Никульшин М.В.; Путилин О.С.

Численное моделирование динамических свойств конструкционных материалов при определении несущей способности конструкций..... 185

Михеев В.А.; Сурудин С.В.; Агафонова Д.В.; Лемещенко Д.А.

Анализ влияния температуры изотермического дискретного сканирования на силовые режимы прокатки и свойства образцов алюминий-литиевого сплава 197

Наумова Е.А.; Белов Н.А.; Дорошенко В.В.

Исследование технологических свойств эвтектических сплавов системы Al-Ca-Mn-Fe-Si-Zr, упрочняемых без закалки 209

Овсянников Б.В.; Кожекин А.Е.; Резник П.Л.

Применение современных методов исследования для идентификации структурных составляющих в слитках и полуфабрикатах из алюминиевых деформируемых сплавов 221

Первухин М.В.; Тимофеев В.Н.; Лаптев А.Б.

Разработка технологии литья алюминиевых сплавов при воздействии магнитогидродинамической обработки расплава 240

Почивалов Ю.И.; Смирнова А.С.; Панин В.Е.; Оришич А.М.; Фомин В.М.; Маликов А.Г.

Ультразвуковая ковка в сочетании с высокочастотным электрофизическим воздействием как способ повышения усталостной долговечности сварных соединений..... 260

Прядезников Б.Ю.; Тарасов П.П.; Петров П.П.; Степанова К.В.; Тарасов И.П.

Влияние типа добавки порошка железа на свойства спеченных композитов на основе алюминия..... 273

Кашапов О.С.; Павлова Т.В.; Лукина Е.А.; Калашников В.С.; Валиахметов С.А.

Особенности термической обработки полуфабрикатов и сварных узлов ротора компрессора из сплава ВТ41 281

Хасков М.А.; Леонов А.А.; Дуюнова В.А.

Термокинетические исследования дегидратации флюсов для магниевых сплавов с целью оптимизации режимов их сушки..... 300

Гармашев А.Ю.; Дегтярёв А.А.; Долгих С.М.; Клёнов А.И.; Петухов Е.А.; Сидоров К.С.; Смирнов Е.Б.; Шестириков М.А.; Юсупов Д.Т.

Исследование высокоскоростной деформации меди методом составных стержней гопкинсона 313

Шуркин П.К.; Акопян Т.К., к.т.н.; Короткова Н.О.; Цыденов А.Г.; Финогеев А.С.

Формирование структуры листового проката из сплава системы Al-Mn-Mg с добавкой 0,3 масс. % Zr, полученного на основе баночного лома состава сплава 3104..... 322

Черменский В.И.; Харчук М.Д.; Кончаковский И.В.; Антонов В.В.; Воробьев С.Б.; Ушаков А.Р.;

Новые прецизионные сплавы с минимальным тепловым расширением и повышенными литейными свойствами 336

УДК 669.715:621.78

Совершенствование технологии термической обработки изделий из термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si на основе математического моделирования

Development of heat treatment technology of products from precipitation hardenable aluminium alloys on the basis of modelling

Бенариеб И.¹; Пучков Ю.А.¹, к.т.н.

Benarieb I.¹; Puchkov Y.A.¹

benar1294@gmail.com, putchkov_bmstu@mail.ru

¹*Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана*

¹*Bauman Moscow State Technical University*

Аннотация:

Данная работа направлена на совершенствование математической модели прогнозирования свойств деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si с использованием теории закалочного фактора.

На основе данных имеющихся диаграмм температура-время-условный предел текучести термически упрочняемых закалкой и искусственным старением деформируемых сплавов системы Al-Mg-Si и уравнений теории кристаллизации, разработана методика расчета параметров уравнения С-

кривых сплавов данной системы. Полученные уравнения могут быть использованы для прогнозирования условного предела текучести в различных точках фасонных изделий из сплавов системы Al-Mg-Si, упрочненных закалкой и искусственным старением.

Разработанная методика может быть также использована для расчета параметров С-кривых и других дисперсионно-твердеющих сплавов.

Ключевые слова:

деформируемые термически упрочняемые алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si, закалка, искусственное старение, прогнозирование свойств, диаграмма температура-время-свойство.

Abstract:

This work is oriented on development of mathematical model of property simulation of heat treatable aluminium alloys of Al-Mg-Si system on the base of quench factor analysis.

On the basis of available TTPD of foreign Al-Mg-Si alloys and the equations of the crystallization theory the technique was offered to calculate coefficients defining the equation of TTP-curves of this system alloys. The received data was used for determination of TTP-curves coefficients of domestic AD31, AD33, AD35 and AV alloys and simulation of yield strength in different points of heat treatable parts made from Al-Mg-Si wrought alloys.

The developed technique can be also used for calculation of TTP-curves coefficients for age-hardenable alloys of other systems.

Keywords:

Wrought heat treatable aluminum alloys of Al-Mg-Si system, quenching, artificial aging, property simulation, TTP diagrams

Введение

Благодаря хорошему сочетанию механических, коррозионных и технологических свойств деформируемые термически упрочняемые алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si широко применяются в машиностроении, строительстве. Для упрочнения данных сплавов проводят пластическую деформацию и термическую обработку, включающую закалку, обеспечивающую получение пересыщенного твердого раствора (ПТР), и последующее старение, при котором в матрице образуются упрочняющие мелкодисперсные включения [1–4].

Закалка является ключевым фактором термической обработки дисперсионно твердеющих сплавов. При замедленном охлаждении от температуры закали происходит частичный распад ПТР, приводящий к снижению прочности сплава. Чрезмерно высокие скорости охлаждения могут приводить к значительным остаточным напряжениям и короблению, особенно при закалке фасонных изделий [3, 4, 7, 10].

В настоящее время для выбора приемлемого режима охлаждения изделия из дисперсионно-твердеющего сплава, как правило, используют экспериментальный метод, который требует больших затрат. Альтернативой экспериментальному методу является расчетный метод с применением компьютерных технологий.

Математическое моделирование позволит устранить затраты ускорить сроки при подготовке производства изделий на этапе выбора режима закали [7, 9]. Кроме того, плоды моделирования термообработки могут способствовать решению задач оптимизации конструкций: снижение веса, расхода топлива и стоимости; повышение массовой отдачи, надежности и ресурса конструкций [5, 6].

Математическое моделирование прочности дисперсионно твердеющих сплавов

Наиболее достоверную и полезную информацию о влиянии режима охлаждения на механические свойства сплава дает модель закалочного фактора [7, 8]. Эта модель оценивает влияние закалки на окончательную прочность сплава после старения:

$$\frac{\sigma - \sigma_{min}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}} = \exp[-(k_1 \cdot Q)^n] \quad , \quad (1)$$

где σ – прогнозируемая прочность; $\sigma_{мин}$ – минимальная прочность сплава, полученная после термической обработки; $\sigma_{мак}$ – максимальная прочность сплава, полученная после термической обработки; n – степенной показатель.

В данной модели ключевым звеном математической связи между режимом закалки и получаемыми свойствами является величина Q , закалочный фактор, который соответствует относительной доле выделений при распаде пересыщенного твердого раствора (ПТР), его значение зависит от режима охлаждения при закалке и чувствительности ПТР к распаду [11, 12].

Величина закалочного фактора рассчитывается по формуле [3]:

$$Q = \int_{T_1}^{T_2} \frac{dT}{v_{охл}(T) \cdot \tau_c(T)} \quad , \quad (2)$$

где T_1 – температура закалочной среды; T_2 – температура нагрева под закалку; $v_{охл}$ – функция скорости охлаждения; τ_c – функция С-кривой диаграммы температура-время-свойство (ТВС)[13].

Таким образом, для расчета закалочного фактора необходимо математическое описание температурной зависимости функции скорости охлаждения и функции С-кривой. Функцию скорости охлаждения достаточно точно можно описать полиномом n -ого порядка на основе эмпирических данных или данных термического анализа с применением систем автоматического проектирования (*ANSYS, ABAQUS, SYSWELD* и др.).

Функция С-кривой описывается следующим уравнением [7-11, 9, 14]:

$$\tau_c(T) = -k_1 \cdot k_2 \cdot \exp\left(\frac{k_3 \cdot k_4^2}{RT(k_4 - T)^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{k_5}{RT}\right), \quad (3)$$

где $\tau_c(T)$ – инкубационный период критической доли выделений, с; k_1 – параметр, определяемый долей образовавшихся выделений при изотермической выдержке; k_2 – параметр, зависящий от плотности потенциальных мест зародышеобразования и скорости роста зародышей, с; k_3 – параметр, зависящий от энергии межфазной границы матрица-зародыш и от энтальпии образования зародыша данной фазы, Дж/моль; k_4 – параметр, соответствующий температуре сольвуса выделяющейся фазы, К; k_5 – параметр, соответствующий энергии активации диффузии атомов легирующих элементов в алюминиевой матрице, Дж/моль.

Определение температурных коэффициентов уравнения диаграмм ТВС сплавов системы Al-Mg-Si

Параметр k_1 уравнения (3) определяется однозначно в зависимости от доли образовавшихся выделений x . Значения коэффициентов k_2, k_3, k_4, k_5 в большинстве случаев определяют методом подгонки экспериментально построенных ТВС диаграмм. Наличие в этом уравнении четырех неизвестных

коэффициентов практически не позволяет получить их значения, действительно связанные с соответствующими физическими характеристиками. В тоже время часть физических характеристик, соответствующих этим коэффициентам, например температуру сольвуса T_s (k_4), энергию активации диффузии E_d (k_5) атомов выделяющейся фазы, можно определить независимо.

Расчет ТВС диаграммы следует проводить в температурном интервале наименьшей устойчивости ПТР 240...440°C, где образуется основная доля выделений при закалке. Согласно данным Н.А. Белова [15], при температурах свыше 300 °С распад ПТР начинается с образования выделений β' , а при температурах свыше 400°C наиболее вероятно образование стабильной фазы Mg_2Si . Это подтверждается в работе [9], а также в работе [10], где показано, что при охлаждении в температурном интервале минимальной устойчивости ПТР происходит преимущественное выделение частиц β' или B' фаз (Рис.1). Что касается частиц β'' фазы, то в условиях охлаждения при закалке они должны формироваться при низких температурах в гораздо меньших количествах.

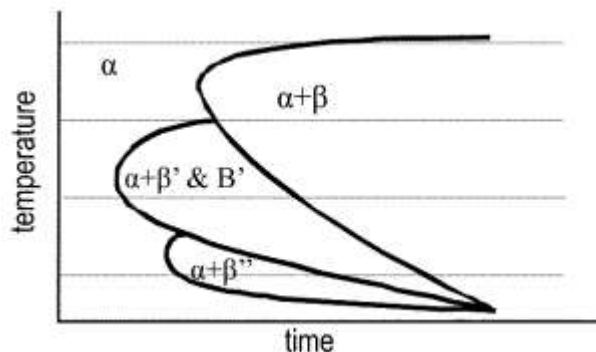


Рис. 1 – Схематическое описание изотермической диаграммы температура-время-выделение (ТТР) для сплавов бxxx [9]

В связи с вышеизложенным для каждого сплава параметр k_4 был выбран по температуре сольвуса β' -фазы, которая вычисляется по следующему уравнению [9]:

$$T_s^{\beta'} = \frac{\Delta H^0 - 2\Omega}{\Delta S^0 - \ln(C_{Mg}^{1,8} \cdot C_{Si})} ,$$

где ΔH^0 и ΔS^0 – стандартная энтальпия и энтропия реакции образования химического соединения $Mg_{1,8}Si$; Ω – величина, определяемая типом выделения; C_i – концентрация химического элемента, % ат. Значения ΔH^0 , ΔS^0 и Ω приведены Табл. 1.

Таблица 1

Данные для расчета температуры сольвуса β' -фазы [9]

Параметр	ΔH^0 , Дж/моль	ΔS^0 , Дж/(моль·Т)	Ω , Дж/моль
Значение	95 900	112	1900

Выбор параметра k_5 , соответствующего энергии активации диффузии, неоднозначен, так как зависит от многих факторов, в первую очередь – от концентрации вакансий в ПТР. Известно, что закалочные вакансии ускоряют процессе распада ПТР как при старении, так и при охлаждении от температуры закалки. Изучая кинетику образования метастабильных фаз в закаленных сплавах системы Al-Mg-Si. А.А. Васильев и другие авторы работы [16] определили, что значение эффективной энергии активации процесса диффузионного переноса атомов легирующих элементов, контролирующих выделение метастабильных фаз в сплавах Al-Mg-Si, должна совпадать с энергией миграции комплекса вакансия $v+Mg$ (медленный комплекс) и в условиях высокого пересыщения закалочными вакансиями

составляет 0,58 эВ (55960 Дж/моль). Но при этом автор замечает, что одна часть закалочных вакансий расходуется на начальных стадиях старения, а другая - может исчезать на структурных дефектах. Таким образом, можно предположить, что при изотермической выдержке по мере образования новых выделений концентрация вакансий должна уменьшаться и стремиться к равновесной. Энергия активации диффузии в этом случае возрастает и при равновесной концентрации вакансий согласно работе [17] должна составлять 131000 Дж/моль. С учетом этого в данной работе параметр k_5 принимали равным двум значениям в зависимости от величины параметра k_1 .

Определенные таким образом значения k_4 и k_5 могут быть использованы в качестве опорных при расчете неизвестных параметров k_2 и k_3 .

Для определения неизвестного параметра k_3 продифференцируем уравнение (5):

$$\begin{aligned} \frac{d\tau_c(T)}{dT} = & k_1 \cdot k_2 \\ & \cdot \exp \left[\frac{k_3 \cdot k_4^2}{R \cdot T \cdot (k_4 - T)^2} + \frac{k_5}{RT} \cdot \frac{k_5}{RT^2} - \frac{2 \cdot k_3 \cdot k_4^2}{R \cdot T \cdot (k_4 - T)^3} \right] \\ & + \frac{k_3 \cdot k_4^2}{R \cdot T^2 \cdot (k_4 - T)^2} \end{aligned}$$

Экстремум функции $\tau_c(T)$ достигается в точке минимальной устойчивости твердого раствора ($\tau_{кр}$, $T_{кр}$) С-кривой при условии:

$$\frac{k_5}{RT_{кр}^2} - \frac{2 \cdot k_3 \cdot k_4^2}{R \cdot T_{кр} \cdot (k_4 - T_{кр})^3} + \frac{k_3 \cdot k_4^2}{R \cdot T_{кр}^2 \cdot (k_4 - T_{кр})^2} = 0$$

Тогда при известных коэффициентах $T_{кр}$, k_4 и k_5 можно определить k_3

$$k_3 = \frac{k_5(k_4 - T_{кр})^3}{k_4^2 \cdot 3 \cdot T_{кр} - k_4},$$

а также k_2 :

$$k_2 = \frac{\tau_{кр}}{-k_1 \cdot \exp \frac{k_3 \cdot k_4^2}{R \cdot T_{кр} \cdot (k_4 - T_{кр})^2} \cdot \exp \frac{k_5}{RT_{кр}}}$$

Для определения параметров k_2 и k_3 уравнения ТВС были использованы экспериментально полученные диаграммы температура-время-условный предел текучести для разных сплавов системы Al-Mg-Si [19, 20, 21]. Все сплавы были термически обработаны по режиму Т1, включающему закалку и искусственное старение на максимальную прочность. Химический и фазовый составы и уровень достигаемого свойства данных сплавов приведены в Табл. 2. Информация о С-кривых приведена в Табл. 3.

На Рис. 2 приведены рассчитанные диаграммы ТВС, которые имеют высокую корреляцию с экспериментальными ДТВС, а в Табл. 4 – результаты определения параметров этих диаграмм по описанной выше методике.

Таблица 2

Химический и фазовый составы исследуемых сплавов Al-Mg-Si

Сплав	Аналог	Химический состав (масс.%)							$\frac{\text{Mg}}{\text{Si}}$	Фазовый состав
		Mg	Si	Mn	Cu	Fe	Cr	Ti		
6082 (A1)	АД35	0,59	0,92	0,7	0,05	0,25	0,12	0,05	0,64	$\alpha + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$
6007 (A2)	АД35	0,81	1,18	0,14	0,02	0,39	0,14	0,03	0,69	$\alpha + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$
6205 (A3)	АД31	0,53	0,76	0,11	-	0,14	0,12	0,01	0,70	$\alpha + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$
6061 (A4)	АД31	0,55	0,68	0,01	0,04	0,11	0,01	0,01	0,81	$\alpha + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$
6061 (A5)	АД33	0,89	0,65	0,02	0,23	0,23	0,06	0,024	1,37	$\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$
6061 (A6)	АД33	0,98	0,66	0,12	0,23	0,38	0,12	0,014	1,48	$\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$
6063 (A7)	АД31	0,6	0,3	0,02	-	0,16	-	0,02	2,0	$\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$

Таблица 3

Температура закалки, критические точки диаграмм ТВС, критическая скорость охлаждения и уровень достигаемого условного предела текучести исследуемых сплавов Al-Mg-Si

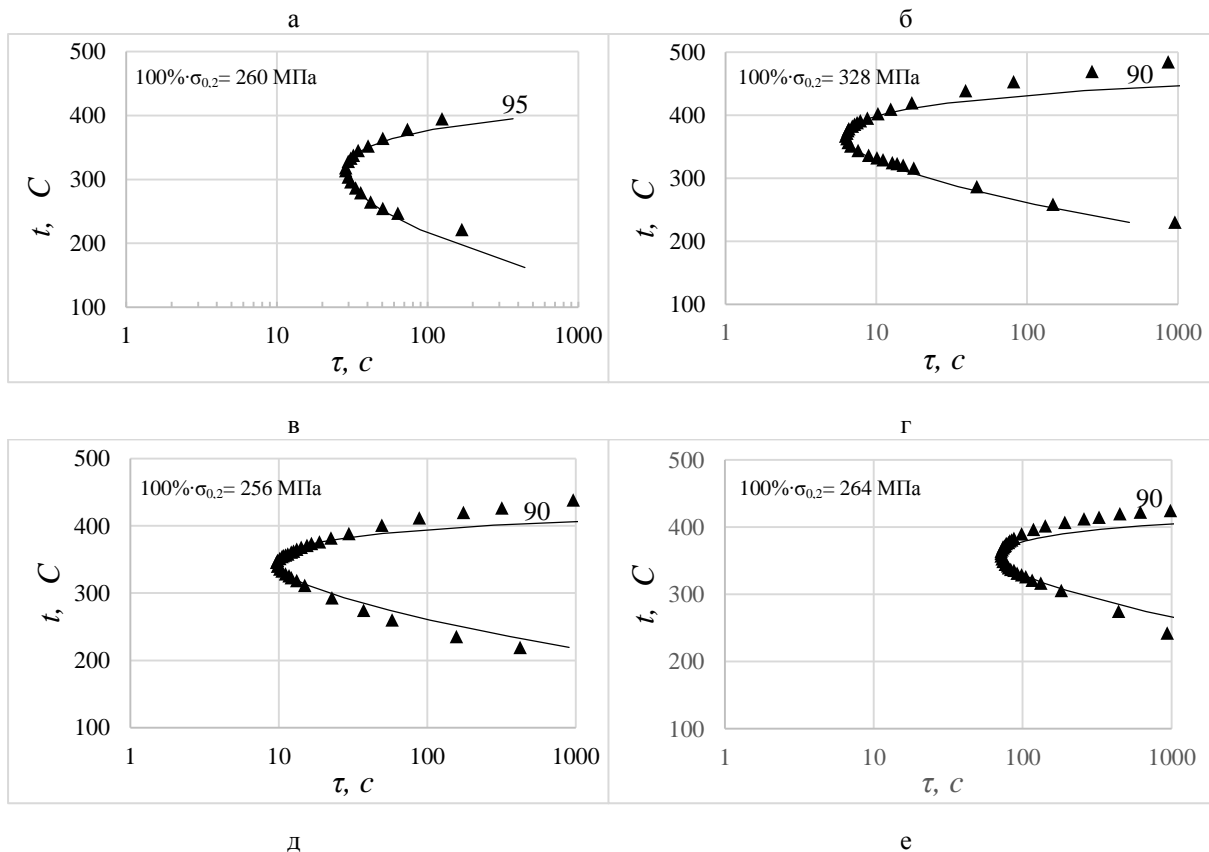
Сплав	$t_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{кр}}, ^\circ\text{C}$	$\tau_{\text{кр}}, \text{с}$	$V_{\text{кр}}, \text{град/с}$	$\sigma_{0,2}^{\text{max}}$	% ($\sigma_{0,2}^{\text{max}}$)
6082 (A1)	540	313	28,78	7,89	≈ 255	95
6007 (A2)	550	367	6,26	29,23	328	90
6205 (A3)	540	346	9,65	20,10	256	90
6061 (A4)	550	357	71,63	2,69	264	90
6061 (A5)	566	368	5,90	33,56	≈ 360	95
6061 (A6)	540	390	8,99	16,69	280	90
6063 (A7)	540	367	27,02	6,40	178	90

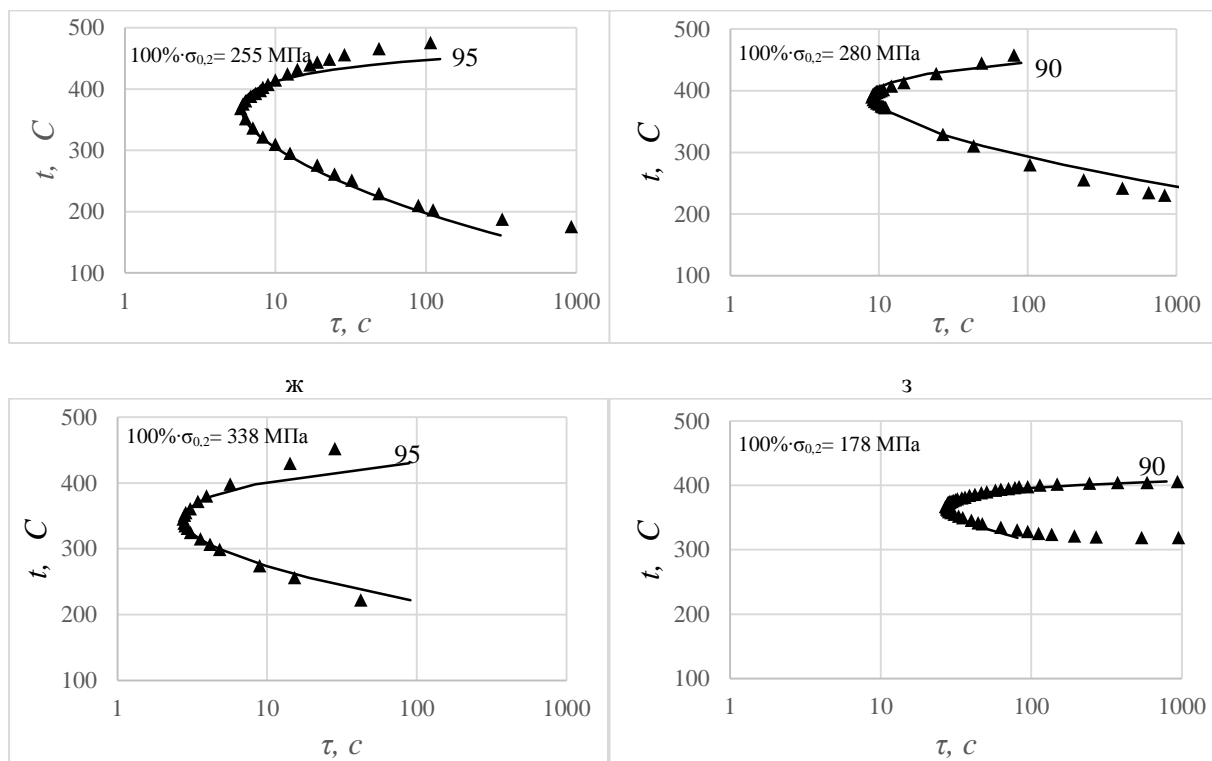
* $t_{\text{кр}}$, ** $\tau_{\text{кр}}$ – температура и время, соответствующие минимальной устойчивости ПТР

Таблица 4

Расчитанные параметры диаграмм температура-время-условный предел текучести исследуемых сплавов Al-Mg-Si

Сплав	k_1	k_2, c^{-1}	$k_3, \text{Дж/моль}$	$k_4, \text{К}$	$k_5, \text{Дж/моль}$
6082 (A1)	-0,05	$6,70 \cdot 10^{-4}$	613,53	772,73	55940
6007 (A2)	-0,11	$2,21 \cdot 10^{-11}$	1014,85	818,76	131000
6205 (A3)	-0,11	$3,70 \cdot 10^{-11}$	494,86	751,76	131000
6061 (A4)	-0,11	$6,86 \cdot 10^{-10}$	344,80	748,91	131000
6061 (A5)	-0,05	$7,72 \cdot 10^{-4}$	279,77	794,02	55940
6061 (A6)	-0,11	$2,33 \cdot 10^{-10}$	490,28	804,92	131000
6063 (A7)	-0,11	$1,05 \cdot 10^{-9}$	100,18	717,93	131000





а – 6082 (A1); б – 6007 (A2); в – 6205 (A3); г – 6061 (A4); д – 6061 (A5); е – 6061 (A6); ж – 6069 (A7); з – 6063 (A8)

Рис. 2 – Диаграммы температура-время-условный предел текучести сплавов системы Al-Mg-Si

Заключение

На основе данных имеющихся диаграмм температура-время-условный (ТВС) предел текучести термически упрочняемых закалкой и искусственным старением зарубежных сплавов системы Al-Mg-Si и уравнений теории кристаллизации, разработана методика расчета параметров уравнения С-кривых сплавов данной системы. Полученные данные могут быть использованы для определения параметров С-кривых диаграмм температура-время условный предел текучести отечественных сплавов АД31, АД33, АД35 и АВ а также для прогнозирования условного предела текучести в различных точках фасонных изделий из этих сплавов, упрочняемых закалкой и искусственным старением.

Разработанная методика может быть также использована для расчета параметров С-кривых дисперсионно-твердеющих сплавов и других систем.

Литература

1. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б. Структура, свойства и применение сплавов системы Al-Mg-Si-(Cu) // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 9. с. 40–45.
2. Овчинников В.В., Грушко О.Е. Высокотехнологичный свариваемый алюминиевый сплав В1341 системы Al-Mg-Si // Машиностроение и инженерное образование. 2005. № С. 2–11.
3. Пучков Ю. А., Фам Хонг Фу. Влияние режимов охлаждения при закалке на структуру и свойства сплавов системы Al-Mg-Si // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 4. С. 37-42.
4. Пучков Ю. А., Фам Хонг Фу. Влияние режимов термической обработки на коррозионные свойства алюминиевого сплава В1341 / // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2016. № 2. С. 125–133.
5. Каблов Е.Н., Грушко О.Е., Гриневиц А.В. «Летающий металл» в автомобилестроении // Грузовик. 2005. №10. С. 16–24
6. Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В. Свариваемые алюминиевые сплавы в конструкциях транспортных средств // Заготовительные производства машиностроении. Москва. –2009. – №3. – С.11.
7. Staley J.T. Quench Factor Analysis of Aluminum Alloys. Mat. Sci. Tech., 1987. 3 (11): pp. 923-935.

8. Staley J.T., Tiryakioglu M. Use of TTP Curves and Quench Factor Analysis for Property Prediction in Aluminum Alloys // Materials Solutions Conference. 2001. pp. 6–15.

9. D.H. Bratland, O. Grong. H. Schercliff, O.R. Myhr. S. Tjøtta. Modelling of precipitation reactions in industrial processing. Acta Materialia. 1997. Vol. 45. pp. 1–22.

10. Li. H., Zeng. C., Han, M., Liu. J., Lu. X. Time-temperature-property curves for quench sensitivity of 6063 aluminum alloy. Trans. Nonferr. Met. Soc. China, 2013, V. 23, pp. 38–45.

11. Пучков Ю.А., Фам Хонг Фу. Построение диаграмм достижения свойств термически упрочняемых алюминиевых сплавов методом торцевой закалки // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 3. с. 33–38.

12. Пучков Ю. А., Березина С. Л. Применение теории закалочного фактора для прогнозирования свойств изделий из термически упрочняемого алюминиевого сплава В91 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 3. С. 20–25.

13. Г. Давыдов, В.В. Захаров, Е.Д. Захаров, И.И. Новиков. Диаграммы изотермического распада раствора в алюминиевых сплавах. М.: Металлургия, 1973. 152 с.

14. Rometsch P.A., Starink M.J., Gregson P.J. Improvements in Quench Factor Modeling // Materials Science and Engineering A. 2003. V. 339. pp. 255–264.

15. Фазовый состав алюминиевых сплавов / Белов Н. А.; Гос. технол. ун-т, Моск. ин-т стали и сплавов. М. : Изд.. Дом МИСиС, 2009. 389 с.

16. Васильев А. А., Кузьмин Н. Л., Груздев А. С. Исследование кинетики образования метастабильных фаз в закаленных сплавах Al-Mg-Si // Физика твердого тела. 2011. Т.53, вып. 8. с. 1576-1581.

17. M. A. Gaffar, A. Gaber, M. S. Mostafa, and E. F. Abo Zeid. Investigation of developed precipitates in Al-1,1 wt-% Mg₂Si balanced alloy by DSC and SEM techniques. Mater. Sci. Technol. 2006. V. 22, pp. 1483-1488.

18. George F. Vander Voort. Atlas of time-temperature diagrams for nonferrous alloys. ASM International, 1991, p. 474.

19. S.C. Bergsma, M.E. Kassner, X. Li and R.S. Rosen, The Quench Sensitivity of Hot Extruded 6061-T6 and 6069-T6 Aluminum Alloys, in Proc. 3rd International Conference of Processing and Manufacturing Advanced Materials, (Las Vegas, American, 2000).

20. Milkereit, L. Giersberg, O. Kessler, Г. Schick. Isothermal time-temperature precipitation diagram for an aluminum alloy 6005A by in situ DSC experiments. Materials. 2014. V. 7. pp. 2631–2649.

21. Dolan G.P., Robinson J.S. Residual stress reduction in 7175-T73, 6061-T6 and 2017a-T4 aluminium alloys using quench factor analysis. J. Mater. Process. Technol. 2004, pp. 346–351.

УДК 669.715

Влияние малых добавок переходных металлов на механические свойства чистого алюминия

Котенков П.В.¹, к.х.н.; Долматов А.В.¹, к.х.н.;

Гилёв И.О.¹; Галлямов Р.М.¹; Попова Э.А.¹, к.т.н.

Kotenzkov Pavel Valeryevich, Dolmatov Aleksey Vladimirovich, Gilev Ivan Olegovich, Gallyamov Renat Mugalimovich, Popova Elvira Alekseyevna.

p.kotenzkoff@yandex.ru; d.aleksey@gmail.com; i.o.gilev@yandex.ru;
ren0896@mail.ru; po.elvira@gmail.com

¹*Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург*

¹*Institute of Metallurgy, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg*

Аннотация:

В работе представлены результаты экспериментов по получению опытных лигатурных сплавов с двумя переходными металлами, получены зависимости твердости образцов с различной концентрацией модификатора от длительности термической обработки, показано различие в эффекте модифицирования при использовании бинарных и тройных лигатур.

Ключевые слова:

лигатурные сплавы, Переходные металлы, Модифицирование, Дисперсионное упрочнение, Синергетический эффект.

Abstract:

Experimental data on the preparation of test master alloys, which contain two transition metals are presented, dependence of hardness of samples with different concentrations of modifier on the duration of heat treatment was obtained, substantial difference in the modifying effects of the binary and ternary master alloys have been shown.

Keywords:

master alloys, Transition metals, Modifying, Precipitation strengthening, Synergetic effect.

В последнее время одним из ключевых направлений развития авиационной и ракетно-космической отрасли является создание конструкционных и функциональных металлических материалов с принципиально улучшенным комплексом технологических и механических свойств. Особый интерес представляют алюминиевые сплавы, обладающие высокими прочностными и ресурсными характеристиками. Для повышения качества таких сплавов необходимо совершенствовать их микроструктуру, управление которой осуществляется за счет добавок модифицирующих лигатур на основе алюминия с переходными элементами. Такие добавки придают сплаву уникальные свойства за счет измельчения зерна и дисперсионного упрочнения вторичными алюминиды [1–2].

Подбор и определенное соотношение переходных элементов, вводимых в алюминиевые сплавы с тройными лигатурами, обеспечивает проявление синергетического эффекта при модифицировании и легировании [3], что в значительной степени сказывается на прочностных характеристиках

материала. Однако сведений по модифицированию алюминиевых сплавов двумя и более переходными металлами в мировой практике крайне мало.

Таким образом, целью данной работы являлось изучение влияния малых совместных добавок переходных металлов Y+Sc, Y+Zr, Y+Ti, вводимых с опытными тройными лигатурами, на упрочнение алюминия в процессе старения.

В качестве объекта модифицирования был выбран алюминий технической чистоты. Подготовка исходного расплава осуществлялась из гранулированного алюминия марки А97 в корундовых тиглях в шахтной электропечи при температуре 700–720°C в атмосфере аргона. Расплав был выдержан в течение 20 минут при наведении активного покровного флюса (45%NaCl-55%KCl) и легирован переходными металлами, вводимыми с опытными лигатурами. С целью равномерного распределения переходных металлов в объеме, расплав выдерживался в течение 30 минут. Перемешивание проводилось графитовым стержнем, инертным для данной системы при температуре 720°C. Готовый расплав заливался в бронзовую изложницу, скорость охлаждения при этом составила 200–1000 град/с. Для получения пересыщенного переходными металлами твердого раствора алюминия образцы были подвергнуты дополнительному отжигу при 530°C в течение 5 часов с последующей закалкой в проточной воде. Полученные слитки были разрезаны на бруски размером 80×15×10 мм для изучения дисперсионного упрочнения сплавов в процессе старения при температуре 200°C.

Состав литых образцов и опытных лигатур, определенный методами аналитической химии, представлен в таблице 1.

Таблица 1

Состав литых образцов и опытных лигатур.

Номер образца	Состав литых образцов, масс. %	Состав лигатур, мас. %	Сумма легирующих элементов, мас. %
1	Al-0,023Y+0,086Zr	Al-1.23Zr-0.39Y	Σ (Y+Zr) 0,109
2	Al-0,046Y+0,157Zr	Al-1.23Zr-0.39Y	Σ (Y+Zr) 0,203
3	Al-0,066Y+0,245Zr	Al-1.23Zr-0.39Y	Σ (Y+Zr) 0,311
4	Al-0,064Y+0,045Sc	Al-1.62Y-0.74Sc	Σ (Y+Sc) 0,109
5	Al-0,104Y+0,072Sc	Al-1.62Y-0.74Sc	Σ (Y+Sc) 0,176
6	Al-0,170Y+0,089Sc	Al-1.62Y-0.74Sc	Σ (Y+Sc) 0,259
7	Al-0,028Y+0,128Ti	Al-0.78Ti-0.31Y	Σ (Y+Sc) 0,156
8	Al-0,052Y+0,246Ti	Al-0.78Ti-0.31Y	Σ (Y+Sc) 0,298
9	Al-0,046Y+0,160Ti	Al-10Y, Al-3Ti	Σ (Y+Sc) 0,206
10	Al-0,117Y+0,272Ti	Al-10Y, Al-3Ti	Σ (Y+Sc) 0,389

Для оценки степени упрочнения и качества термической обработки опытных образцов был выбран метод определения твердости по Бринелю, наименее критичный к чистоте подготовленной поверхности. Измерения проводились на универсальной одноосной испытательной машине Zwick/Roell Z050.

Для каждого сплава были получены кривые зависимости твердости от длительности термической обработки. Результаты испытаний образцов №1–3 представлены на рисунке 1.

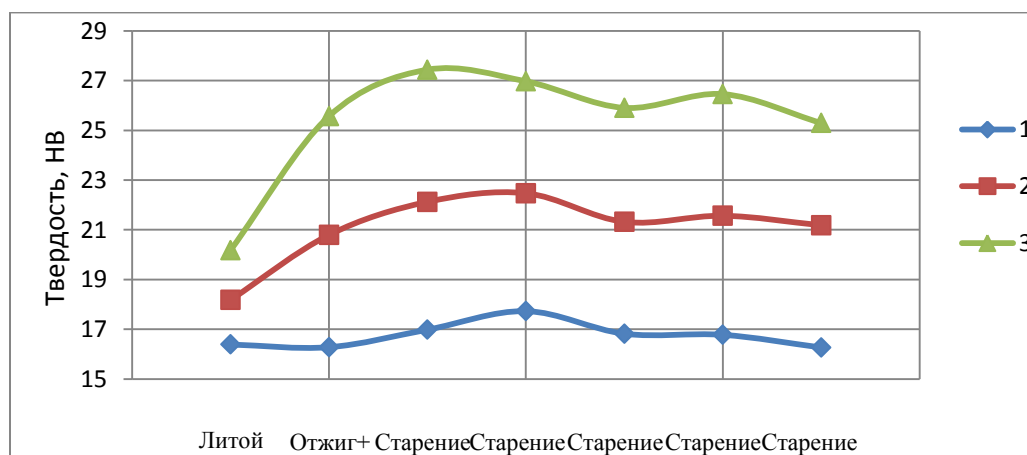


Рис. 1 – Зависимость твердости образцов Al-Y-Zr с различной концентрацией модификатора от длительности термической обработки

На рисунке 2 представлены результаты измерения твердости образцов №4–6.

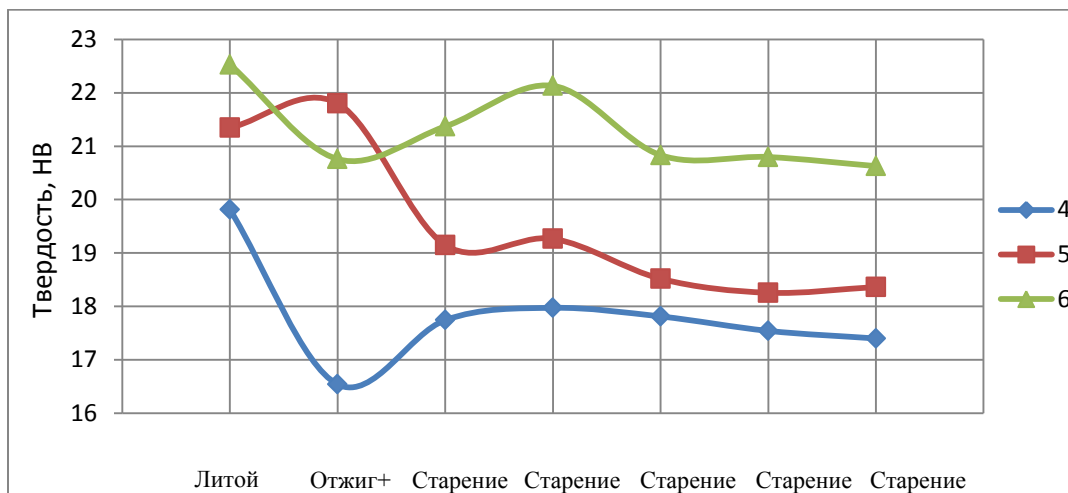


Рис. 2 – Зависимость твердости образцов Al-Y-Sc с различной концентрацией модификатора от длительности термической обработки

Результаты измерения твердости образцов №7-10 представлены на рисунке 3.

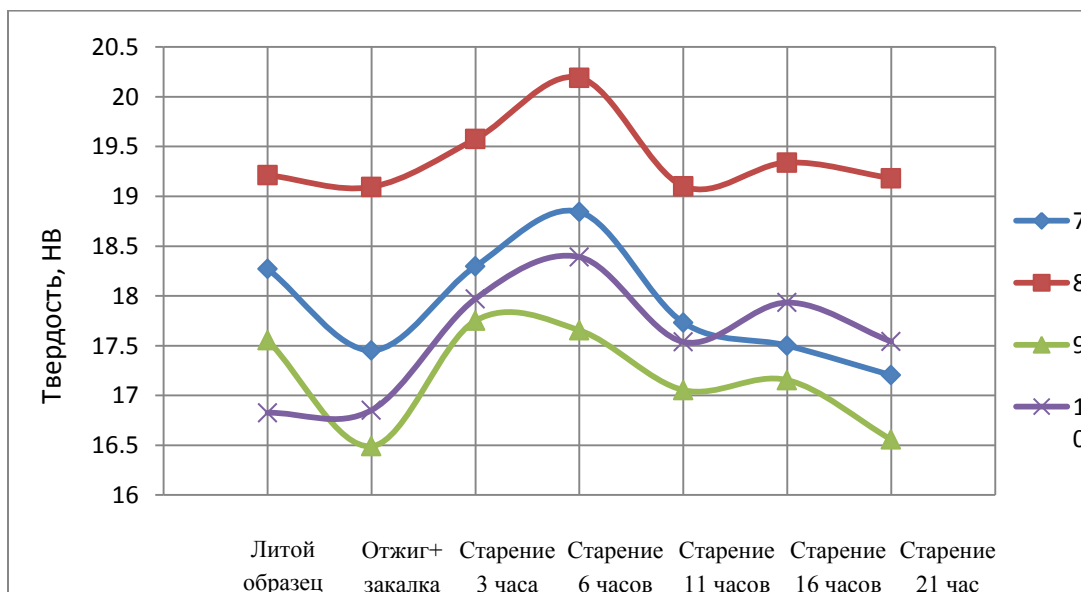


Рис. 3 – Зависимость твердости образцов Al-Y-Ti с различной концентрацией модификатора от длительности термической обработки

Показано, что твердость каждого из образцов возрастает с увеличением содержания модифицирующих добавок и длительности старения, достигает максимума и затем снижается. Эффект перестаривания возникает через шесть часов от начала термической обработки при 200°C. Выпадающие значения и пересечения кривых твердости (см. рисунок 2 и 3) свидетельствуют о попадании индентора в поры либо о неравномерном распределении легирующего компонента в алюминиевой матрице. Такие отклонения не позволяют однозначно судить о влиянии модифицирующей добавки на прочностные характеристики сплава, что требует накопления большого количества статистических данных.

Тем не менее, стоит отметить, что тройная лигатура Al-Ti-Y, по сравнению с бинарными совместными добавками Al-Y и Al-Ti, оказала наибольшее влияние на дисперсионное упрочнение чистого алюминия, что в очередной раз подтверждает целесообразность разработки и применения тройных лигатурных сплавов.

Литература

1. Y.Harada. Microstructure of Al₃Sc with ternary transition-metal addition / Y.Harada., D.C.Dunand.- Materials Science and Engineering A329-331 (2002), p.686-695.
2. K.B.Hyde. The Growth Morphology and Nucleation Mechanism of Primary L₁₂ Al₃Sc Particles in Al-Sc Alloys/ K.B. Hyde, A.F. Norman, P.B. Prangnell. Materials Science Forum Vols. 331-337. 2000, p. 1013-18.
3. E.A. Popova. Synergetic Effect in Modifying with Master Alloys Having an Aluminide Cubic Structure / E.A. Popova, P.V. Kotenkov, E.A. Pastukhov, 2016, published in Rasplavy, 2016, No. 2, pp. 185–191.

УДК 621.791.92+621.891

Разработка и исследование коррозионно-износостойких наплавленных металлов трибосистем строительной техники

Густов Ю.И.¹, д.т.н.

Gustov Yuriy Ivanovich Dr. of Technical Sciences, Professor

GustovU.I@mgsu.ru, moidm@mgsu.ru

¹*Национальный Исследовательский Московский государственный строительный университет (НИУ МГСУ), Москва, Россия.*

¹*Moscow State University of Civil Engineering (National Research University), Moscow, Russia*

Аннотация:

Представлены результаты разработки и исследования коррозионно-износостойких наплавленных металлов трибосистем строительной техники различного функционального назначения. Излагается методология деформационно-топографического расчета триботехнических показателей и повышения износостойкости рабочих органов и сопряжений строительных машин и оборудования.

Ключевые слова:

трибосистема, наплавленный металл, износостойкость, рабочие органы, сопряжения.

Abstract:

The results of the development and research of corrosion-wear-resistant welded metals of tribosystems for construction equipment of various functional purposes are presented. The methodology of deformation-topographical calculation of tribotechnical indicators and increase of wear resistance of working bodies and interfaces of construction machines and equipment is outlined.

Keywords:

tribosystem, welded metal, wear resistance, working bodies, interfaces.

Введение

Традиционно повышение долговечности изнашивающихся элементов строительной техники достигается путем увеличения показателей механических свойств используемых материалов и, в частности, прочностных характеристик (твердости, временного сопротивления разрыву, предела текучести). В случае выраженного ударного изнашивания учитываются показатели пластичности (относительные удлинение и поперечное сужение). Реже принимаются во внимание предел выносливости и ударная вязкость металлов.

Указанные показатели характеризуют, кроме твердости, объемные, а не поверхностные свойства трущихся деталей. Поэтому обоснованнее учитывать твердость и, в большей степени, микротвердость поверхностных слоев. Этот метод позволяет установить характер распределения микротвердости по глубине, а также определить микротвердость структурных составляющих и их соотношение. Однако измерение микротвердости требует изготовления шлифов, что может вызвать изменение эксплуатационной микротвердости.

Наиболее достоверный характер изношенной поверхности можно получить посредством её профилографирования с последующим построением кривой опорной поверхности в нормализованной системе координат «относительное контурное давление – относительное сближение» [1]. На основе этой системы разработан деформационно-топографический метод оценки трибологических показателей с установлением взаимосвязи между ними, что позволяет не только получить комплекс фактических характеристик трения и изнашивания деталей, но и прогнозировать рациональные варианты трущихся пар. Этот метод позволяет идентифицировать показатели прочности и пластичности приповерхностных активных слоев, оценить степени трибодформационного упрочнения (разупрочнения) поверхности трения и продуктов износа, соответствующие фрикционные температуры, коэффициенты трения и коэффициенты полезного действия трибосистемы. Становится возможным установить механизм изнашивания поверхностей трения и обосновано выбрать целесообразный износостойкий материал из числа исследуемых или выбрать направление в разработке новых перспективных материалов [2–4].

Основная часть

Целью работы является разработка и исследование коррозионно-износостойких наплавленных металлов для повышения долговечности триботехнических систем строительной техники различного функционального назначения.

Основными целевыми задачами являются:

1. Разработка и исследование наплавленных металлов для условий скоростного резания грунтов применительно к рабочему оборудованию

дорожных фрез и грунтосмесительных машин; для условий низкотемпературного разрушения высокопрочных пород применительно к рабочим органам карьерных экскаваторов; для условий дробления различных пород молотковыми и щековыми дробилками.

2. Разработка обобщенного деформационно-топографического метода определения трибологических показателей шероховатых поверхностей трения.

3. Разработка трибологических критериев выбора рациональных по износостойкости наплавленных металлов для повышения долговечности трибосистем строительной техники.

В связи с широким спектром эксплуатационных условий для восстановления и упрочнения рабочих органов и деталей сопряжений строительной техники выбраны следующие основные типы сплавов:

1. Наплавочные материалы, дающие наплавленный металл с аустенито-мартенситной основой и мелкими карбидами (электроды ВСН-6, ВСН-8, ЦН-16, опытные электрод И-1 и порошкообразные смеси Э-1, Э-2, Э-3).

2. Наплавочные материалы, образующие доэвтектические и эвтектические сплавы со структурой, состоящей из дендритов твердого раствора и эвтектики (порошкообразная смесь СКБ, опытные электроды И-2, И-3).

3. Наплавочные материалы, образующие при наплавке заэвтектические сплавы со структурой, состоящей из первичных карбидов, расположенных в ледебурите (электроды Т-620, КБХ-45, Х-5; порошковая лента ПЛ-400Х38ГЗРТЮ).

Микроструктуры наплавленных металлов показаны на рис. 1.

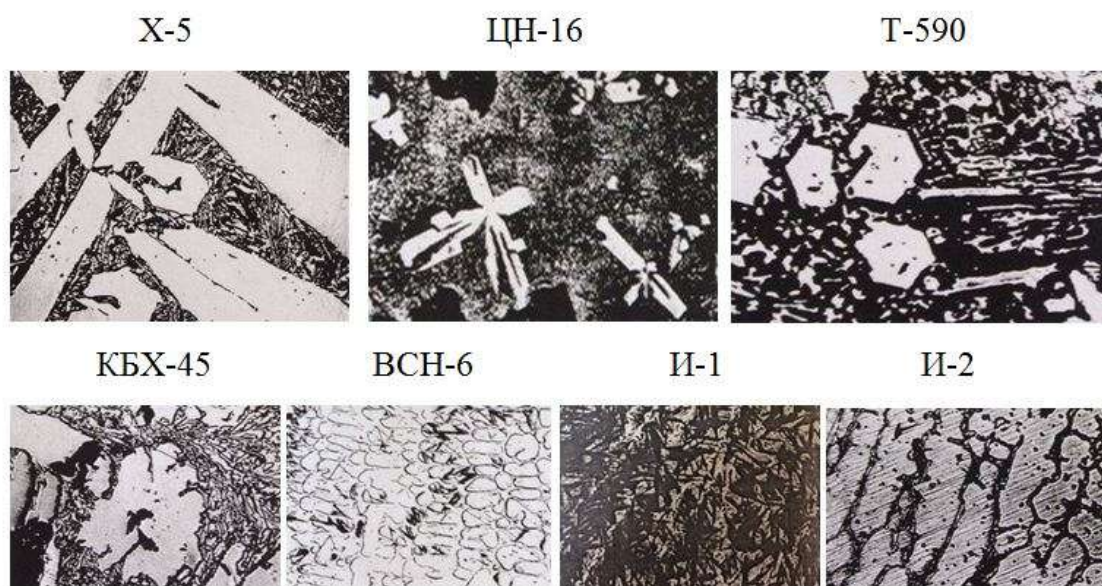


Рис. 1 – Микроструктуры наплавленных металлов

В основу трибологического исследования наплавленных материалов положены гипсоцентридная и склеробатическая модели изнашивания, объединенные в деформационно-топографический метод [2].

Гипсоцентридная модель изнашивания характеризует распределение микрометалла по высоте шероховатого слоя поверхности трения в нормализованной системе координат «относительное контурное давление t_p – относительное сближение ϵ » (рис. 2).

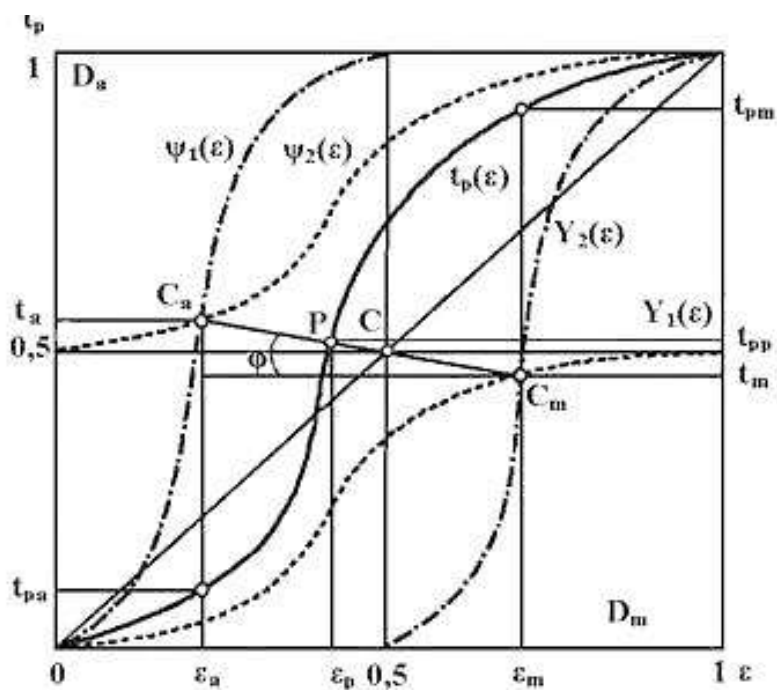


Рис. 2 – Гипсоцентридная модель изнашивания

Склеробатическая модель изнашивания отражает трибодформационные процессы упрочнения (разупрочнения) подповерхностных слоев вследствие фрикционного контакта с абразивными частицами (рис. 3).

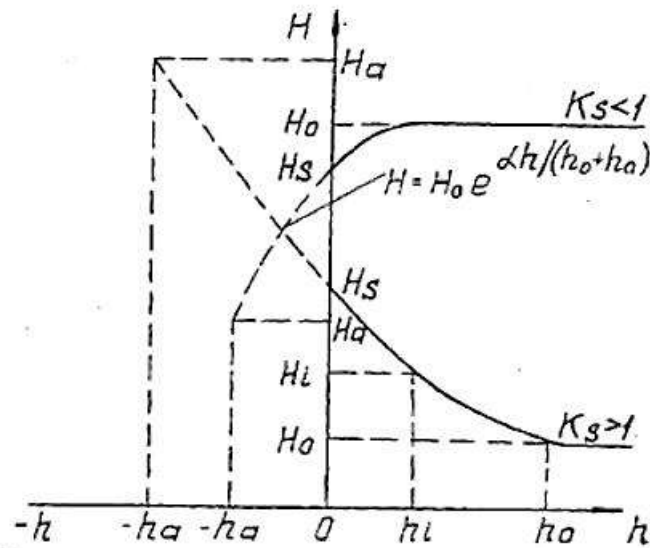


Рис. 3 – Склеробатическая модель изнашивания

По нормализованным системам координат t_p - ε устанавливаются парциальные величины микроизноса D_a (доля впадин шероховатого слоя) и микрометалла (доля выступов).

Производными трибомеханическими характеристиками парциальных величин являются:

– коэффициент трения скольжения

$$f = (1 - D_a)^{1/D_a} = D_m^{1/D_a}, \quad (1)$$

– степень трибodeформационного упрочнения (разупрочнения) поверхности трения

$$K_s = (0,618/D_m)^{D_m}/D_a, \quad (2)$$

– степень трибodeформационного упрочнения ($K_s > 1$) и (разупрочнения) ($K_s < 1$) продуктов износа

$$\text{при } K_s > 1 \quad K_a = K_s [K_s^{0,5} + K_s - 1^{0,5}], \quad (3)$$

$$\text{при } K_s < 1 \quad K_a = K_s [K_s^2 + K_s - 1^2]; \quad (4)$$

– фрикционные температуры поверхностей трения T_s и продуктов износа T_a

$$\text{при } K_s > 1 \quad T_s = T_o + \Delta T_s = T_o + \ln K_s / \lambda, \quad (5)$$

$$\text{при } K_s < 1 \quad T_s = T_o + \Delta T_s = T_o + \ln 1/K_s \lambda,$$

$$\text{при } K_s > 1 \quad T_a = T_o + \Delta T_a = T_o + \ln K_a / \lambda, \quad (6)$$

$$\text{при } K_s < 1 \quad T_a = T_o + \Delta T_a = T_o + \ln 1/K_a \lambda,$$

где T_o – температура окружающей среды; $\lambda = 2,15 \cdot 10^{-3} \text{ } 1^\circ\text{C}$ – среднее значение температурного коэффициента для сталей и сплавов.

Распределение микротвёрдости по глубине подповерхностного слоя (см. рис. 3) описывается экспонентой

$$H_i = H_o \exp [ah_i/(h_o + h_a)], \quad (7)$$

где h_o – глубина трибодеструкционного упрочнения (разупрочнения);

h_a – мнимая толщина изношенного слоя; h_i – текущая глубина;

α – показатель трибодеструкционного упрочнения (разупрочнения).

При $h_i = h_o + h_a$ микротвёрдость достигает значения предельной микротвёрдости продуктов износа и $\alpha = \ln(H_a/H_o) = \ln K_a$.

Для случаев упрочнения и разупрочнения справедливо отношение деструктивной h_a и деформационной h_o толщин вида

$$h_a/h_o = (\ln K_a)/(\ln K_s) - 1. \quad (8)$$

Полагается, что меньшему отношению соответствует большая износостойкость металла.

Температурные эффекты при трении и изнашивании оцениваются выражениями

$$t_s = \Delta T_s/T_o, \quad t_a = \Delta T_a/T_o. \quad (9)$$

Значения температурных эффектов зависят от условий теплообразования и теплоотвода. При благоприятных условиях теплоотвода

температура деформируемого тела может оказаться незначительной. Повышение температуры приводит, как правило, к увеличению пластичности, уменьшению твердости и прочности, снижению износостойкости материала. В связи с этим температурные эффекты t_s и t_a могут служить характеристиками износостойкости элементов трибосистемы.

Полученные значения коэффициентов трения (f) и степеней трибодетформационного упрочнения (K_s , K_a) позволяют оценить коэффициенты полезного действия (КПД) трущихся тел (η).

Предлагаются расчетные формулы вида

$$\text{при } K_s > 1 \quad \eta = 1/(1 + 2f)^{2(1+2f)}, \quad (10)$$

$$\text{при } K_s < 1 \quad \eta = 1/(1 + 2f)^{1+2f}, \quad (11)$$

$$\text{при } K_s > 1 \quad \eta = 1/(1 + K_a/K_s), \quad (12)$$

$$\text{при } K_s < 1 \quad \eta = 1/(1 + K_s/K_a), \quad (13)$$

Результаты трибологических исследований представлены в табл. 1-4 и на рис. 1-5.

Эксплуатационные испытания зубьев ковшей экскаваторов ЭО-3322 при разработке высокопрочных грунтов III - IV категорий показали (табл. 1), что наименьший износ по длине (ΔL), скорость (V) и темп изнашивания (T) имеют зубья из стали 40Х с восстановительно-профилактической наплавкой электродами ОЗН-6.

Таблица 1

Износостойкость ϵ зубьев ковшей экскаваторов ЭО-3322

Материал	Твердость HRC (HB)	ΔL , мм	V, мм/ч	T-10 ³ , мм/м ³	ϵ
Сталь: 40X	36-38	28,8	0,056	2,4	1
110Г13Л	(205-208)	35,0	0,068	2,92	0,82
Наплавка: ОЗН-7	54-56	20,3	0,039	1,69	1,44
ОЗН -6	60-63	5,2	0,01	0,43	5,6
ОЗН-400М	38-42	20,0	0,038	1,67	1,47

Установлено, что износостойкость зубьев ковшей экскаваторов можно повысить наплавкой электродами ЭНУ-2, ВСН-6 и ОМГ-Н. Вследствие большей ударной вязкости двух последних для наплавки зубьев рекомендуются электроды ВСН-6 и ОМГ-Н (табл. 2).

Таблица 2

Износостойкость наплавленных зубьев ковшей экскаваторов ЭКГ-4,6 при температуре – 35...-45°С

Наплавка	Выработка, м3	Износ зуба, мм		Темп изнашивания, мм/м ³		Износостойкость	
		по длине ΔL	по толщине ΔB	по длине T_L	по толщине T_B	E_L	E_B
ВСН-6	3020	63	10	0,021	0,0033	1,10	1,30
ОМГ-Н		6	11	0,022	0,0036	1,05	1,19
110Г13Л		70	13	0,023	0,0043	1,0	1,0
ЭНУ-2	1428	38	6	0,0027	0,0042	1,19	1,33
T-590		4	8	0,032	0,0056	1,10	1,00
110Г13Л		4	8	0,032	0,0056	1,0	1,0

Установлено, что наибольшую износостойкость в условиях работы подвижной и неподвижной плит имеют борсодержащие сплавы эвтектического типа (электроды КБХ-45 и ЭНУ-2). В частности, наплавленный электродами ЭНУ-2 сплав превосходит по износостойкости сталь 110Г13Л в 2,5–2,7 раза (табл. 3). При дроблении древесно-сфагнового

торфа в условиях коррозионно-абразивного изнашивания наибольшую стойкость показали молотки с наплавкой электродами Х-5 (табл. 4).

Таблица 3

Износостойкость наплавленных дробящих плит

Марка электрода	Твердость наплавки, HRC	Износостойкость	
		неподвижной плиты	подвижной плиты
ЦН-16	54-58	0,40-0,50	0,70-0,80
ЭН-60М	48-54	0,70-0,80	0,80-0,85
ВСН-8	56-60	0,90-1,00	0,80-0,85
Т-620	55-59	0,85-0,90	0,90-0,95
ВСН-6	45-48	0,95-1,05	0,95-1,00
ОМГ	26-33	1,00	1,00
Т-590	57-61	1,10-1,20	1,05-1,10
ВСН-9	55-60	1,15-1,25	1,10-1,25
ВСН-11	45-50	1,15-1,20	1,10-1,50
КБХ-45	59-64	2,10-2,15	1,80-1,90
ЭНУ-2	58-62	1,85-1,95	2,50-2,70

Таблица 4

Износостойкость ϵ наплавленных молотов при $\rho H=5$

Марка электрода	Твердость наплавки, HRC	Микротвердость, МПа		ϵ
		основы	упрочняющей фазы	
ВСН-6	44-47	4670	7580	0,69
ЦН-16	54-57	5550	7880	0,88
И-1	36-39	4660	4790	0,52
И-2	35-37	4650	4720	0,54
КБХ-45	56-58	9960	14900	1,56
Х-5	59-64	10800	16100	2,94
Т-590	55-57	7480	14220	1,00

На рис. 4 представлены зависимости показателей трибодеструкционного упрочнения, на рис. 5 – зависимость износостойкости наплавленных металлов молотков (см. табл. 4) от коэффициента трения.

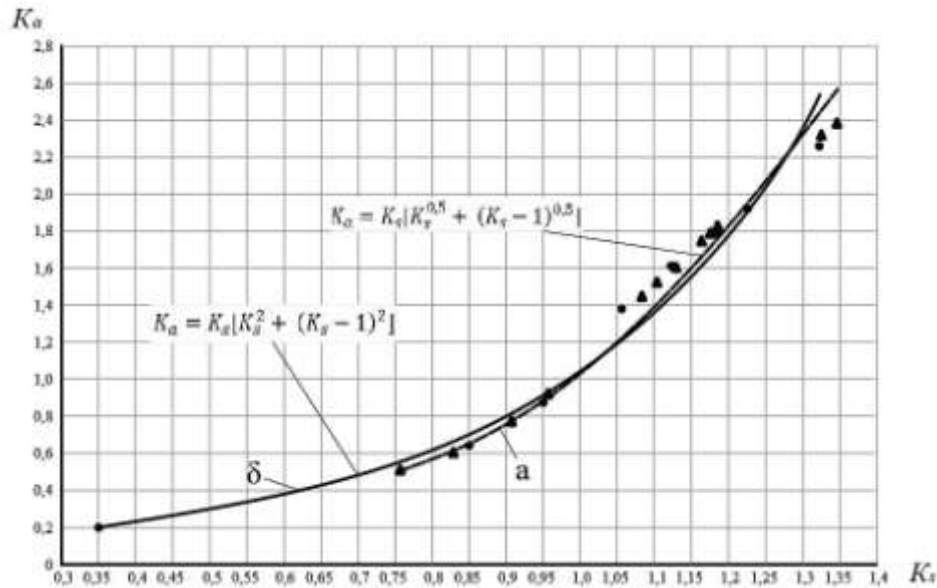


Рис. 4 – График зависимости K_a от K_s для подвижной (а) и неподвижной (δ) плит по поперечной профилограмме

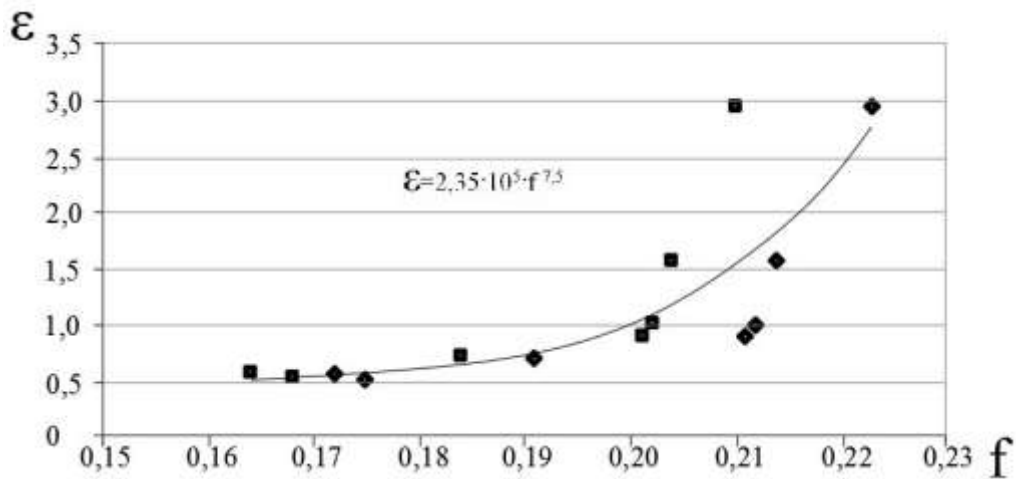


Рис. 5 – Зависимость относительной износостойкости молотков от коэффициента трения

Выводы:

1. Наибольшую коррозионно-абразивную износостойкость при скоростном резании грунтов ($v = 8 - 14$ м/с) имеют ножи дорожной фрезы,

наплавленные ручным электродуговым способом покрытыми электродами марки Х-5 (тип металла 300Х25Г2Р2СТ, 60-62 HRC), превосходящие по износостойкости ножи из стали 45 (35-40 HRC) в 2,4 раза и наплавку порошковой лентой ПЛ-У40 Х38 Г3 РТЮ (50-54 HRC) в 1,56 раза.

2. При температуре $-35 \dots -45^{\circ}\text{C}$ в условиях выемки скальных пород износостойкость зубьев ковшей карьерных экскаваторов можно повысить наплавкой электродами ЭНУ-2, ВСН-6 и ОМГ-Н, превосходящими зубья из стали 110 Г13Л соответственно в 1,33; 1,30 и 1,19 раза. Наплавки электродами ВСН-6 и ОМГ-Н рекомендуются при значительном ударно-абразивном изнашивании.

3. Наибольшую износостойкость в условиях работы подвижной и неподвижной плит щековой дробилки при дроблении высокопрочной гранитно-диоритной породы ($\sigma_c = 300 \text{ МПа}$) имеют борсодержащие сплавы эвтектического типа (электроды КБХ-45 и ЭНУ-2), превосходящие износостойкость неподвижных плит из стали 110 Г13Л соответственно в 2,1-2,15 и 1,85-1,95 раз; в 1,8-1,9 и 2,5-2,7 раз износостойкость подвижных плит из этой же стали.

4. При дроблении древесно-сфагнового торфа в условиях коррозионно-абразивного изнашивания ($\text{pH}=1-6,85-90\%$ абразивных частиц) наибольшую износостойкость показали молотки, направленные электродами Х-5 (59-64 HRC), превышающие износостойкость молотков с наплавкой электродами Т-590 в 2,94 раза.

5. Разработанные опытные электроды ВСН-12 (тип Э-140Х10С2Г2Н2БФ1) и ВСН-14 (тип Э-170Х6Г2Н2Б2РС1) обладают наилучшей гидроабразивной износостойкостью при различной степени

ударного нагружения, благодаря хромоникельмарганцевой аустенитной основе с высокой энергоемкостью.

6. Разработанная порошковая проволока марки ПП-Нп 100Х4Г2АР для автоматической наплавки под слоем флюса марки АН-60 рекомендуется с целью повышения износостойкости опорных катков бульдозеров, обеспечивая твердость наплавки 48,5-55 HRC.

Литература

1. Густов Ю.И. Триботехника строительных машин и оборудования: Монография. / Моск. гос. строит. ун-т.- М.: МГСУ, 2011. - с.192.

2. Густов Ю. И., Воронина И. В., Орехов А. А. Методология исследования трибомеханических показателей строительной техники // Механизация строительства. — 2011. — № 08. — С. 10–12.

3. Густов Д.Ю., Густов Ю.И., Юшков А.А. Механизмы абразивного изнашивания и коэффициенты полезного действия трибосистем строительной техники // Механизация строительства. — 2016. — № 9. — С. 50–54.

4. Густов Ю.И., Юшков А.А., Слётов С.Ю. Методика выбора материалов для трущихся деталей по твердости изношенных поверхностей // Механизация строительства. — 2016. — № 11. — С. 18–21.

УДК 699.715

Исследование влияния режимов искусственного старения на механические и коррозионные свойства кованных и катаных полуфабрикатов из жаропрочного алюминиевого сплава АК4-1ч
Investigation of the influence of artificial aging conditions on the mechanical and corrosive properties of forged and rolled semi-finished products from heat-resistant aluminum alloy АК4-1h

Селиванов А.А.¹, к.т.н.; Антипов К.В.¹

Selivanov Andrey Arkadevich, candidate of technical science;

Antipov Konstantin Valerievich,

org80@viam.ru

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

¹*Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation material», State research center of the Russian Federation (FSUE «VIAM»)*

Аннотация:

Приведены результаты исследований кинетики искусственного старения поковок толщиной 135 мм и 225 мм и плит толщиной 12-60 мм из жаропрочного алюминиевого сплава АК4-1ч на основе системы Al-Cu-Mg с

добавками железа, никеля и кремния. Полуфабрикаты для исследований были получены в производственных условиях металлургических заводов.

Получены закономерности влияния температуры и продолжительности старения на механические и коррозионные свойства кованных и катаных полуфабрикатов, которые позволяют выбрать оптимальные режимы термической обработки для серийных полуфабрикатов из сплава АК4-1ч, полученных на современном новом и модернизированном технологическом оборудовании металлургических заводов.

Ключевые слова:

жаропрочные деформируемые сплавы системы Al-Cu-Mg, поковки, катаные плиты, микроструктура, механические свойства, вязкость разрушения, сопротивление усталости.

Abstract:

The results of studies of the kinetics of artificial aging of forgings with a thickness of 135 mm and 225 mm and plates of 12-60 mm in thickness from a heat-resistant aluminum alloy AK4-1h based on the Al-Cu-Mg system with additives of iron, nickel and silicon are presented. Semi-finished products for research were obtained in the production conditions of metallurgical plants.

The regularities of the influence of the temperature and duration of aging on the mechanical and corrosive properties of forged and rolled semi-finished products have been obtained, which allow choosing the optimal thermal treatment conditions for serial semi-finished products from the AK4-1h alloy obtained on modern new and retrofit technological equipment of metallurgical plants.

Keywords:

heat-resistant wrought alloys of the Al-Cu-Mg system, forgings, rolled plates, microstructure, mechanical properties, fracture toughness, fatigue resistance.

Введение

Ведущие металлургические заводы России, производящие полуфабрикаты из алюминиевых сплавов, провели и проводят в настоящее время масштабное обновление и модернизацию основного оборудования: литейного, прессового, для термической и механической обработки полуфабрикатов. С целью получения высококачественных изделий из алюминиевых сплавов применяют эффективные современные методы рафинирования металла от неметаллических и газовых включений, к которым относится обработка расплава рафинирующими газами, фильтрация через пенокерамические фильтры. Оборудование для деформации, литейные и термические агрегаты оснащены электронными датчиками и другими приборами, позволяющими с большой точностью выполнять основные параметры технологического процесса, а также задавать и фиксировать технологические режимы изготовления полуфабрикатов на каждом этапе производства.

В связи с освоением на металлургических заводах нового и модернизированного оборудования, обеспечивающего улучшение качества, а следовательно структуры и свойств полуфабрикатов, требуется уточнение и разработка новых технологических режимов их изготовления. В частности, требуется актуализация режимов термической обработки и для серийного жаропрочного сплава АК4-1ч.

Особенностью жаропрочных алюминиевых сплавов является способность работать длительное время при повышенной температуре и эксплуатационной нагрузке без существенной остаточной деформации и разрушения [1–4]. Жаропрочный сплав АК4-1ч обладает оптимальным комплексом механических, технологических и коррозионных свойств, а

также ресурсных характеристик и применяется в авиастроении как основной конструкционный материал в виде плит, листов, поковок и штамповок, а также пресованных профилей для сверхзвуковой авиации

Сплав АК4-1ч близок по своему химическому и фазовому составу к сплавам типа дуралюмин системы Al-Cu-Mg. Основными упрочняющими фазами при термической обработке служат фазы $S(Al_2CuMg)$ и $\theta(CuAl_2)$. В качестве легирующих элементов в сплаве АК4-1ч в значительных количествах содержится железо, никель и кремний. Сплав характеризуется высокими технологическими свойствами при литье и обработке давлением (ковке, штамповке, прокатке, пресованию). При одновременном введении железа и никеля прочностные свойства резко повышаются в закаленном и состаренном состояниях. Железо и никель образуют тройное соединение $FeNiAl_9$, в котором железо и никель находятся примерно в равных весовых соотношениях, эта фаза улучшает механические свойства при повышенных температурах и жаропрочность сплава и препятствует пластической деформации при повышенных температурах [5–9].

В настоящей работе представлены результаты по исследованию влияния режимов искусственного старения на механические и коррозионные свойства кованных и катаных полуфабрикатов из жаропрочного алюминиевого сплава АК4-1ч, широко применяемого в настоящее время для изготовления деталей силового набора и обшивки фюзеляжа современных самолетов, в том числе сверхзвуковых [10–13].

Материал и методы исследований

Для исследований были выбраны поковки в широком диапазоне типоразмеров: масса полуфабриката составляла от 72 кг до 1385 кг, толщина

изменялась от 135 мм (поковка №1) до 225 мм (поковка №2) и плиты толщиной 12–60 мм.

Для изготовления поковок и плит были использованы гомогенизированные слитки цилиндрические и плоские слитки.

Химический состав слитков соответствовал марочному составу сплава АК4-1ч по ОСТ 1 90048-90. Литье слитков и их гомогенизацию проводили в соответствии с технологическими инструкциями для сплавов системы Al-Cu-Mg, действующими в производственных условиях металлургических заводов.

Изготовление поковок проводили на вертикальных прессах силой от 1250 тс до 75000 тс. Закалку поковок осуществляли в условиях металлургических заводов по серийным режимам.

Горячую прокатку плит осуществляли поперечно-продольным методом на четырехвалковом реверсивном стане горячей прокатки «Кварто-2840» фирмы «UNITED».

Нагрев плит под закалку по стандартному режиму проводили на современном горизонтальном закалочном агрегате «Ebner», который позволяет регулировать интенсивность и однородность охлаждения благодаря струйному охлаждению катаных полуфабрикатов. Время выдержки было увеличено в 1,5 раза по сравнению с действующей производственной инструкцией. Правку плит растяжением в свежезакаленном состоянии осуществляли с остаточной деформацией 1–2%.

Образцы для определения комплекса механических и коррозионных свойств катаных и кованных полуфабрикатов, изготовленных в производственных условиях металлургических заводов, отбирали из центральных и периферийных зон по толщине, ширине и длине

полуфабриката, с учетом направления волокна. Искусственное старение проводили в условиях ФГУП «ВИАМ».

Определение механических и коррозионных свойств плит, поковок и штамповок из сплава АК4-1ч проводили в соответствии с действующими стандартами и методиками [14].

Результаты исследований и их обсуждение

С целью выбора режимов старения для термической обработки полуфабрикатов, изготовленных на нескольких металлургических заводах из различных слитков и при различных условиях и температурах деформации, было проведено исследование кинетики старения.

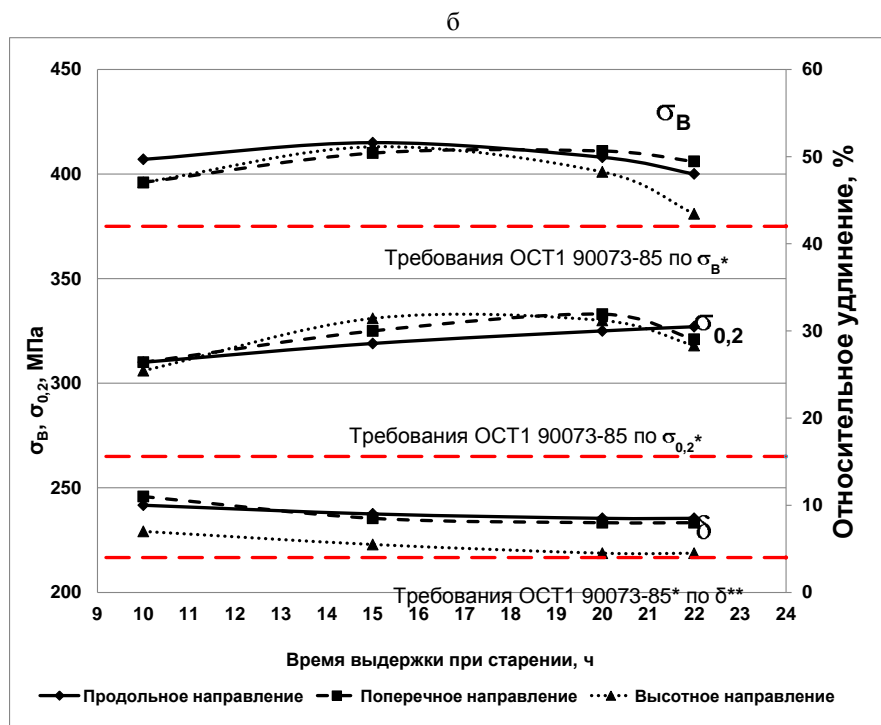
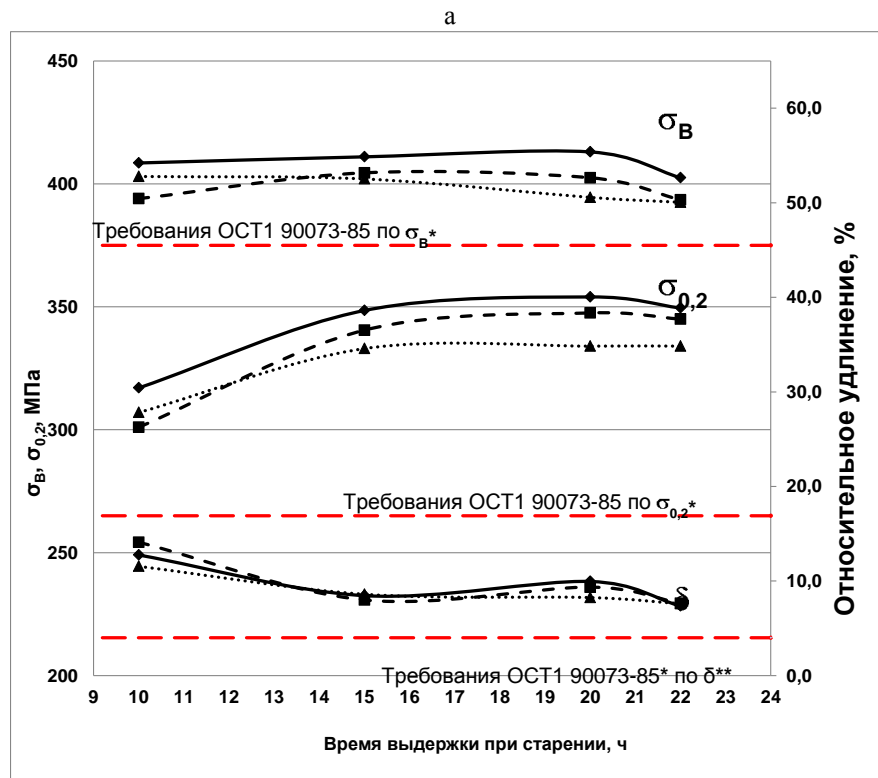
Кинетику старения изучали на образцах, вырезанных из поковок и плит сплава АК4-1ч, закаленных в цеховых условиях металлургических заводов. Старение образцов по различным режимам проводили во ФГУП «ВИАМ».

Исследование кинетики старения проводили при температурах 190°C и 200°C и при времени выдержки от 8 ч до 22 ч для поковок и от 6 до 18 ч для плит. Было также проведено исследование влияния продолжительности времени выдержки при нагреве под закалку поковок на механические и коррозионные свойства поковок.

Поковки

Результаты исследования кинетики старения поковок из сплава АК4-1ч представлены на рисунках 1, 2.

Анализ кривых старения показывает, что механические свойства поковок из сплава АК4-1ч во всем исследованном интервале выдержек при двух температурах старения соответствуют требованиям ОСТ1 90073-85.



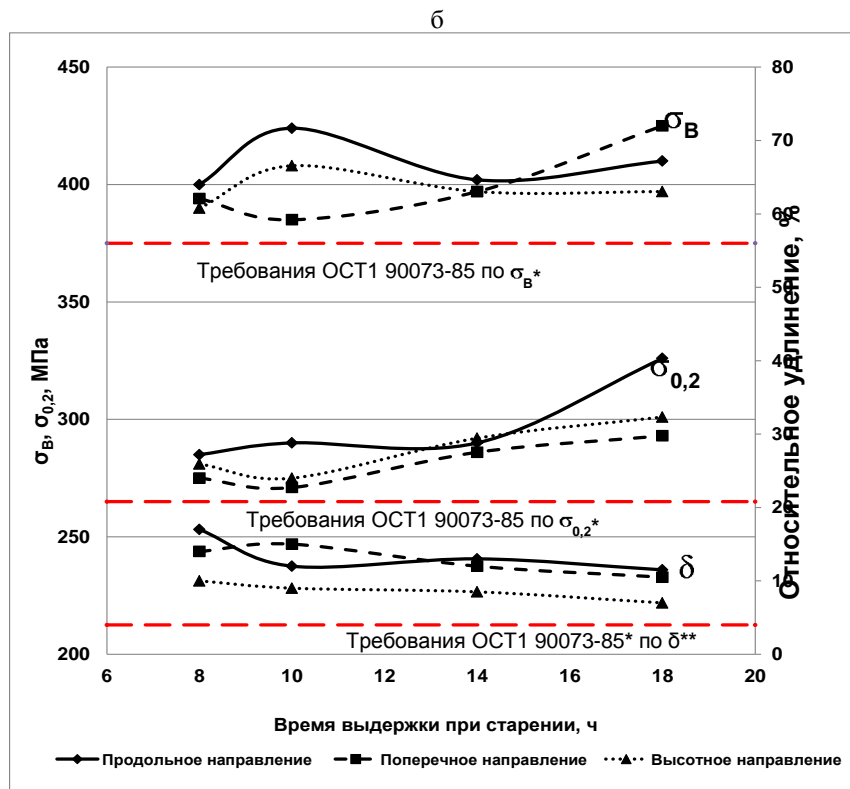
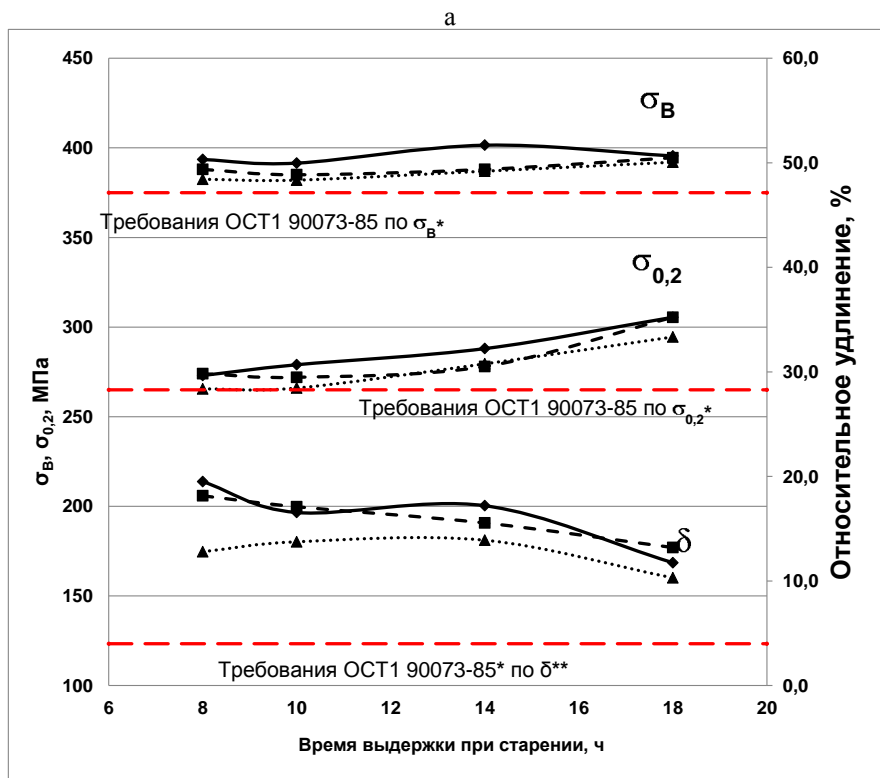
* – Приведены значения показателей в продольном направлении;

** – приведены значения показателей в высотном направлении

Рис. 1 – Влияние времени выдержки при температуре старения 200°C на механические свойства поковок №1 (а) и №2 (б) из сплава АК4-1ч

Можно отметить следующие закономерности в изменении механических свойств в процессе старения поковок: при увеличении времени выдержки от 10 ч до 15 ч при температуре 200°C предел текучести поковок повышается на 30–40 МПа, а относительное удлинение снижается при практически неизменном уровне временного сопротивления. Увеличение времени выдержки до 20 ч не приводит к заметному изменению механических свойств поковок, но при дальнейшем увеличении времени старения до 22 ч уровень прочностных свойств снижается при незначительном снижении также и относительного удлинения.

Старение при 190°C (рисунок 2) приводит к некоторому (на 20–30 МПа) повышению прочностных свойств при увеличении времени выдержки от 8 до 18 ч при незначительном снижении пластичности. Отмечается заметная (~ 30 МПа) анизотропия механических характеристик при выдержке 10 ч, (особенно проявляющаяся у крупногабаритной поковки №2 толщиной 225 мм – рисунок 2, б), обусловленная различной скоростью процессов старения в зависимости от направления волокна в полуфабрикate, причем максимум прочностных свойств продольных образцов достигается при более коротких выдержках, чем у поперечных и высотных. При времени старения 14 ч анизотропия прочностных характеристик практически отсутствует.



* – Приведены значения показателей в продольном направлении;

** – приведены значения показателей в высотном направлении

Рис. 2 – Влияние времени выдержки при температуре старения 190°C на механические свойства поковок №1 (а) и №2 (б) из сплава АК4-1ч

Сравнение механических свойств поковок из сплава АК4-1ч, состаренных при 190°C и при 200°C показывает, что временное сопротивление (σ_B) поковок находится практически на одном уровне – 390–415 МПа, а предел текучести ($\sigma_{0,2}$) у поковок, состаренных при 200°C, выше на ~30 МПа по сравнению с поковками после старения при 190°C, при этом по относительному удлинению преимущество имеют поковки, состаренные при 190°C ($\delta=6–12\%$ против $\delta=4–8\%$ у поковок, состаренных при 200°C).

Поскольку в производственных условиях (особенно на самолетостроительных заводах при использовании предварительной механической обработки полуфабрикатов) по техническим причинам может возникнуть задержка в проведении старения непосредственно после закалки, было изучено влияние времени перерыва между закалкой и старением на механические свойства поковок.

Термическую обработку (закалку и искусственное старение) заготовок под образцы выполняли в условиях ФГУП «ВИАМ» по серийным режимам.

Проведенное исследование показало (таблица 1), что механические свойства поковок из сплава АК4-1ч не изменяются при длительности перерыва между закалкой и старением до 240 ч. Увеличение этого перерыва до 1–2 месяцев приводит к снижению относительного удлинения, не оказывая влияния на уровень прочностных характеристик.

Таблица 1
Влияние перерыва между закалкой и старением на механические свойства поковок сплава АК4-1ч

Перерыв, ч	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
2	390	275	19,0
10	395	275	17,0
24	395	265	19,0
48	400	270	19,0
240	400	285	18,5
1 месяц	395	285	9,5
2 месяца	395	290	10,0

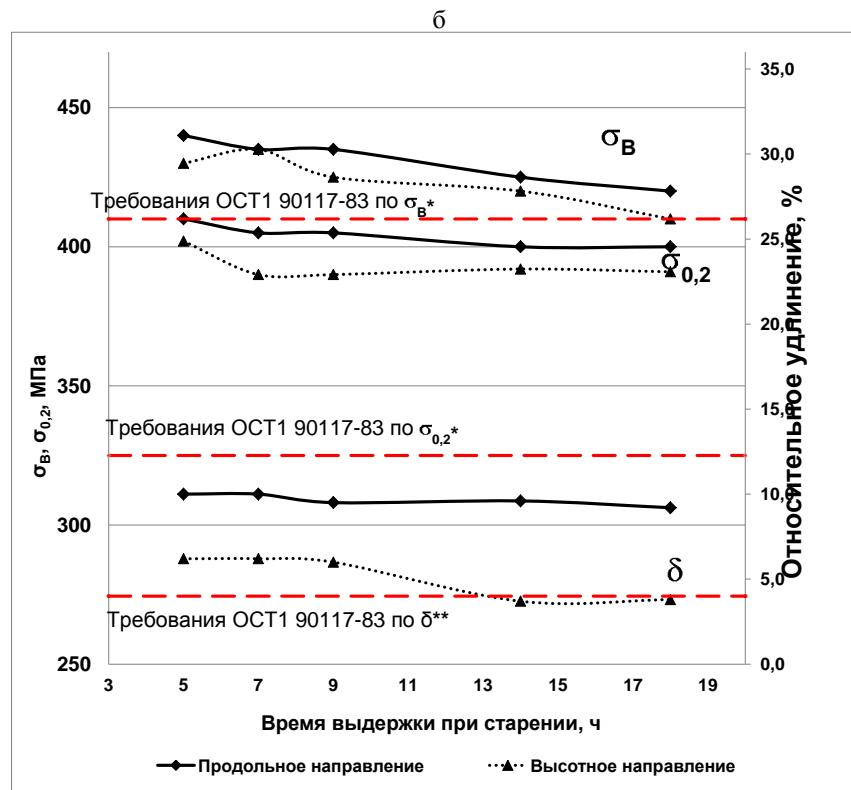
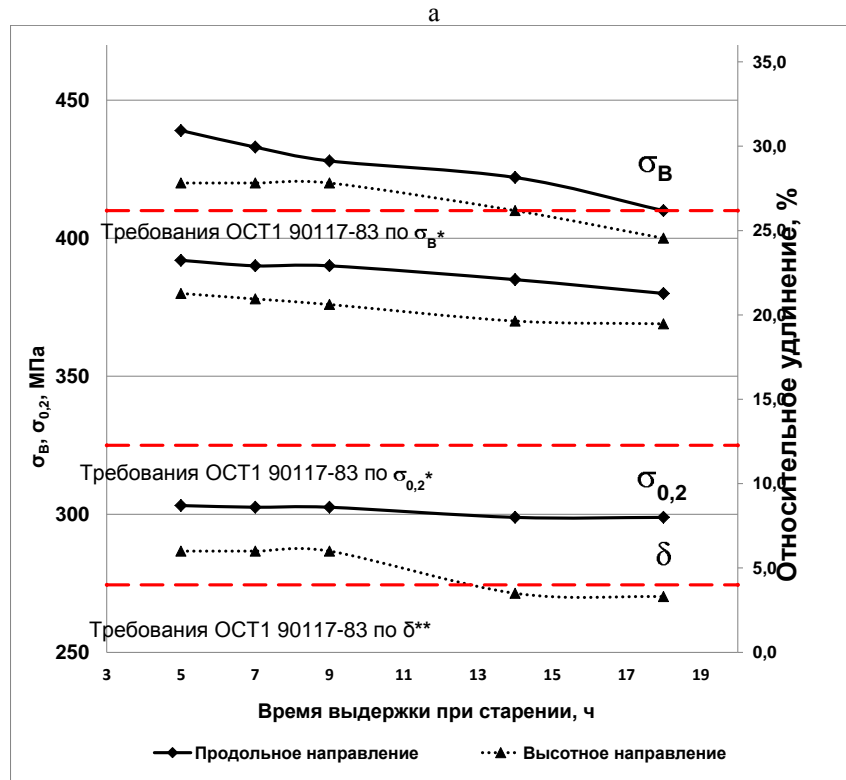
Плиты

Результаты исследования кинетики старения плит из сплава АК4-1ч представлены на рисунке 3.

Кривые старения приведены только для плиты толщиной 60 мм, поскольку для плит толщиной 12–30 мм они имеют аналогичный характер. Анализ кривых старения показывает, что механические свойства плит из сплава АК4-1ч не во всем исследованном интервале выдержек при двух температурах старения соответствуют требованиям ОСТ1 90117-83.

Можно отметить следующие закономерности в изменении механических свойств в процессе старения плит: при увеличении времени выдержки от 5 ч до 18 ч при температуре 200°C временное сопротивление и предел текучести плит понижается на 10–30 МПа, а также снижается относительное удлинение, особенно в высотном направлении.

Старение плит при 190°C также приводит к понижению прочностных свойств на 20–30 МПа при увеличении времени выдержки от 5 до 18 ч при незначительном снижении пластичности (δ) в продольном направлении и существенно снижении (до 3%, что ниже уровня, требуемого по ОСТ1 90117-83) в высотном направлении при выдержке 14–18 ч.



* – Приведены значения показателей в продольном направлении;
 ** – приведены значения показателей в высотном направлении
 Рис. 3 – Влияние времени выдержки при температурах старения 200°C (а) и 190°C (б) на механические свойства плит толщиной 60 мм из сплава АК4-1ч

Коррозионные свойства

Испытания на склонность к расслаивающей коррозии (РСК) образцов, отобранных из кованных и катаных полуфабрикатов из сплава АК4-1ч (таблица 2), показали, что наиболее высокую склонность к расслаивающей коррозии (РСК), достигающую до 4-6 балла (особенно после старения при температуре 200°C), показали поковки №1. У поковок №2 склонность к РСК ниже (3-4 балл), особенно после старения при температуре 190 °С. Из рассматриваемых в исследовании полуфабрикатов плиты имеют самую низкую склонность к РСК – 1-2 балл.

У всех полуфабрикатов из сплава АК4-1ч не выявлено закономерностей влияния режимов старения на склонность к межкристаллитной коррозии (МКК), глубина коррозии безотносительно к технологическим режимам изменяется от 0,06 до 0,24 мм.

Таблица 2

Результаты испытаний на склонность к расслаивающей (РСК) и межкристаллитной (МКК) коррозии катаных и кованных полуфабрикатов из сплава АК4-1ч

Вид полуфабриката, толщина	Режим старения	РСК, балл	МКК, мм
Поковка №1	190°C, 8-18 ч	3 - 3	0,06 – 0,15
	200°C, 10-22 ч	4 - 6	0,09 – 0,15
Поковка №2	190°C, 8-18 ч	3 - 4	0,18 – 0,27
	200°C, 10-22 ч	3 - 4	0,18 – 0,24
Плита 12-60 мм	195°C, 9-14 ч	1 - 2	0,06 – 0,15

Заключение

Анализ кинетических кривых искусственного старения поковок и плит показал, что скорость процессов старения в плитах выше, чем у поковок, что объясняется различием в габаритных размерах (различие по толщине у поковок и плит в 4–10 раз), технологии изготовления (в частности, для плит применяется правка растяжением с остаточной деформацией 1–3%). Этим объясняется различие в выбранных режимах старения. При термической обработке плит применяются режимы старения с меньшей выдержкой по сравнению с выдержками для поковок.

На основании полученных данных исследований разработаны новые и уточнены действующие режимы искусственного старения поковок и плит из сплава АК4-1ч. Соответствующие изменения внесены в нормативную документацию по изготовлению полуфабрикатов на металлургических заводах.

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1. С. 3–33.
2. Каблов Е.Н. ВИАМ: Продолжение пути//Наука в России. 2012. № 11. С. 16–21.
3. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.

4. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов//Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 226–230.

5. Колобнев И.Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов. 2-е изд. М.: Металлургия, 1973. 320 с.

6. Фридляндер И.Н., Добромыслов А.В., Ткаченко Е.А., Сенаторова О.Г. Перспективные высокопрочные материалы на алюминиевой основе //МиТОМ. 2005. №7. С. 17–23.

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

8. Фридляндер И.Н., Антипов В.В., Колобнев Н.И. и др. Конструкционные жаропрочные алюминиевые сплавы//75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2007. Юб. науч.-техн. сб. -М.: ВИАМ. -С. 172–180.

9. Колобнев Н.И. Жаропрочность алюминиевых деформируемых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2016. №1. С. 32–36.

10. Авиационные материалы: Справочник в 13-ти томах. 7-е изд., перераб. и доп. /Под общ. ред. Е.Н. Каблова. Т. 4. КНИГА 1. М.: ВИАМ. 2008. 263 с.

11. Алюминиевые сплавы. Справочное руководство в 6 т./Под ред. Фридляндера И.Н., Добаткина В.И., Ливанова В.А., Квасова Ф.И., Белова А.Ф., Шалина Р.Е. -М.: Металлургия, 2-е изд. 1983. -1986 гг.

12. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 167–182.

13. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы//Авиационные материалы и технологии. 2012. Юбилейный научно-технический сборник. С. 167-182.

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

15. Телешов В.В., Березин Л.Г., Осокин Л.С., Суббота А.П., Цыплухин И.П. Микроструктура слитка сплава АК4-1ч и ее наследственное влияние на структуру катаной плиты//Цветные металлы и сплавы, 1997, № 11 -12, С. 93–98.

16. Телешов В.В. Развитие конструкционных деформируемых алюминиевых сплавов систем Al-Cu и Al-Cu-Mg для длительной работы при повышенных температурах //Технология легких сплавов. 2009. № 4. С. 6–31.

УДК 669.715

Особенности фазового состава и микроструктуры сплавов системы Al-Ca-Zn-Mg

Дорошенко В.В.¹; Наумова Е.А.¹, к.т.н.;

Базлова Т.А.¹, к.т.н.; Самошина М.Е.¹, к.т.н.

Doroshenko Vitali Vladimirovich, Naumova Evgeniya Aleksandrovna,

Bazlova Tatiana Alekseevna, Samoshina Marina Evgenievna

v.doroshenko@mail.ru, jan73@mail.ru, tbazlova@mail.ru,

samoshina@list.ru

¹НИТУ МИСЦ

Аннотация:

Показана возможность использования кальция в системе Al-Zn-Mg. Полученные результаты позволяют говорить о перспективности применения для получения алюминиевых сплавов с высокой коррозионной стойкостью.

Ключевые слова:

Алюминиевые сплавы, Al-Zn-Mg

Abstract:

The possibility of using calcium in the Al-Zn-Mg system is shown. These results suggest a promising application for aluminum alloys with a high corrosion resistance.

Keywords:

aluminum alloys, Al-Zn-Mg

Введение

Предел прочности самых распространенных литейных алюминиевых сплавов на базе системы Al-Si (силуминов) не превышает 400 МПа [1]. Этого явно не достаточно для использования их в новейших изделиях авиационной, космической и оборонной техники. Поэтому, начиная с 90-х годов прошлого века ведется работа над созданием новых эвтектических алюминиевых сплавов, которые могут по комплексу эксплуатационных свойств превосходить силумины [2].

С другой стороны, наиболее прочными алюминиевыми сплавами являются сплавы 7xxx серии (типа В95, В96) на основе системы Al-Zn-Mg-Cu. Но из-за широкого интервала кристаллизации они имеют низкие литейные свойства.

В работах [3, 4] в качестве эвтектикообразующего компонента предлагается использовать кальций, а в качестве упрочнителей алюминиевой матрицы цинк и магний. Авторами [4] установлено, что сплавы системы Al-Ca-Zn-Mg обладают хорошими литейными свойствами, а также их можно прокатывать при температуре 450°C со степенями обжатия около 80%. В термически обработанном по режиму Т6 состоянии упрочнение сплава Al-Zn(9%)-Mg(3.5%)-Ca(3%) потенциально может достигать уровня сплава В95.

Для оптимизации состава новых сплавов и разработки технологии изготовления из них литых и деформированных полуфабрикатов, необходимо построение четверной диаграммы состояния Al-Zn-Mg-Ca, сведения о которой в литературе отсутствуют. Поэтому в данном исследовании

ставились задачи с помощью расчетных и экспериментальных методов построить элементы диаграмм состояния в области алюминиевого угла для тройных систем Al–Zn–Ca и Al–Mg–Ca, для четверной системы Al–Zn–Mg–Ca, а также изучить микроструктуру и фазовый состав сплавов на основе этих систем.

Экспериментальные методики

Объектами экспериментального исследования были тройные и четверные сплавы, содержащие 2,5% Mg, 4-10%Ca и 1-12%Zn. Также, в качестве эталона для сравнения, был приготовлен двойной сплав эвтектического состава Al-7,6%Ca.

Плавку осуществляли в индукционной печи фирмы РЭЛТЕК. Сплавы были приготовлен на основе алюминия А99. При температуре алюминиевого расплава около 780°C вводили металлический кальций в алюминиевой фольге порциями. Затем при температуре расплава 730–740°C вводили цинк и магний совместно, завернутых в алюминиевую фольгу. После полного растворения шихтовых материалов давали выдержку в течение 5–10 мин при 740°C для выравнивания состава сплава. Затем при температуре 720–740°C снимали шлак. После чего производили разливку металла в графитовую форму при температуре 710–720°C, получая плоские отливки с размерами 15×60×180 мм.

Микроструктуру литых и термообработанных образцов изучали на оптическом микроскоп Olympus GX51 (ОМ) и сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 (СЭМ). Микроскоп TESCAN, укомплектованный энергодисперсионной приставкой-микроанализатором производства Oxford Instruments и программным обеспечением AZtec, также

использовали для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Для приготовления шлифов применяли как механическую, так и электролитическую полировку, которую проводили при напряжении 12 В в электролите, содержащем 75 % C_2H_5OH , 12,5 % $HClO_4$ и 12,5 % глицерина.

Для расчета фазового состава системы Al–Ca–Mg–Zn использовали программу Thermo-Calc (база данных TTAL5) [5], а для экспериментального определения критических температур – дифференциальный калориметр Setaram Labsys DSC 16 и установка для прямого ТА.

Результаты и их обсуждение

В работе [3] с помощью расчетных (Thermo-Calc) и экспериментальных методов было установлено, что в двойной системе Al–Ca эвтектика (Al)+ Al_4Ca (где (Al) – твердый раствор на основе алюминия) формируется при 7,6%Ca и температуре 617°C. Эти данные совпадают с данными автора [6]. Растворимость кальция в алюминии при температуре эвтектики около 0,01%. Соединение Al_4Ca образуется по перитектической реакции при температуре 697°C [6]. Эвтектика имеет очень тонкое строение, размер частиц интерметаллида не более 0,5–2,5 мкм (Рис. 2а).

Сплавы системы Al–Ca–Mg

Эта система в большей степени изучена в области, богатой магнием [8, 9]. Информация об исследованиях богатой алюминием области данной системы в литературе отсутствует. Небольшое количество публикаций, посвящённых системе Mg–Al–Ca, основывались главным образом на термодинамических вычислениях и/или на экспериментальных исследованиях сплавов магниевого угла. Вычисления, как утверждают

авторы [9], показали значительное расхождение между опубликованными результатами и экспериментальными данными. Эти несоответствия связаны с тем, что термодинамическое моделирование системы Mg-Al-Ca не принимало во внимание тройные фазы, кроме того, точность этой модели зависит от надёжности экспериментальных данных.

В этой работе исследовались семь сплавов системы Al-Ca-Mg: 1-Al-4%Ca-5%Mg, 2-Al-4%Ca-10%Mg, 3-Al-10%Ca-10%Mg, 5-Al-2,5Mg-6Ca, 6-Al-2,5Mg-7Ca, 7- Al-2,5Mg-10Ca. С помощью программы Thermo-Calc были построены проекции поверхностей ликвидус и солидус системы Al-Ca-Mg в области, богатой алюминием (Рис.1).

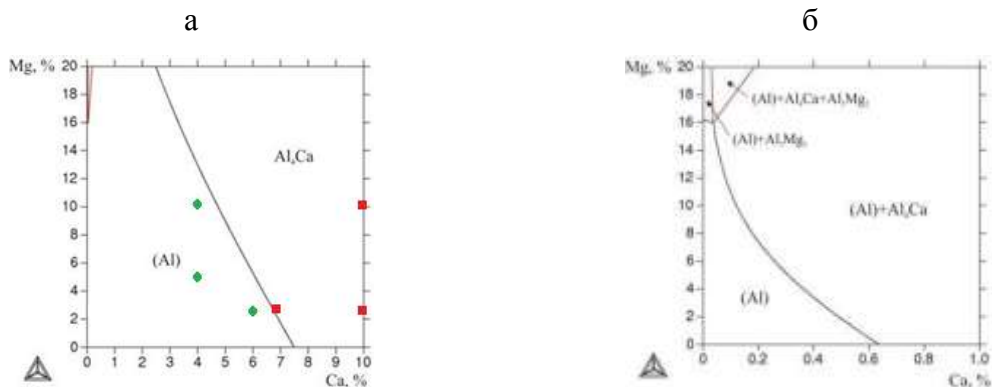


Рис. 1 – Диаграмма Al-Ca-Mg в области алюминиевого угла: а) Проекция ликвидус и солидус до 10%Ca и до 20%Mg; б) Увеличенный фрагмент диаграммы в области до 1%Ca

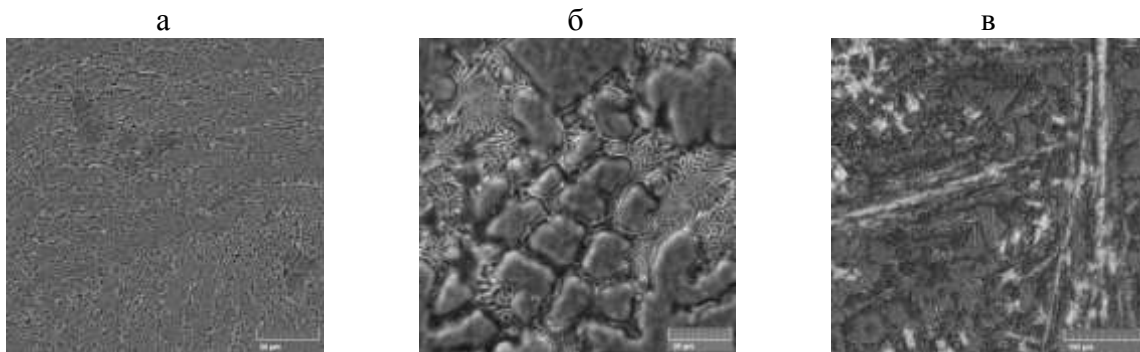
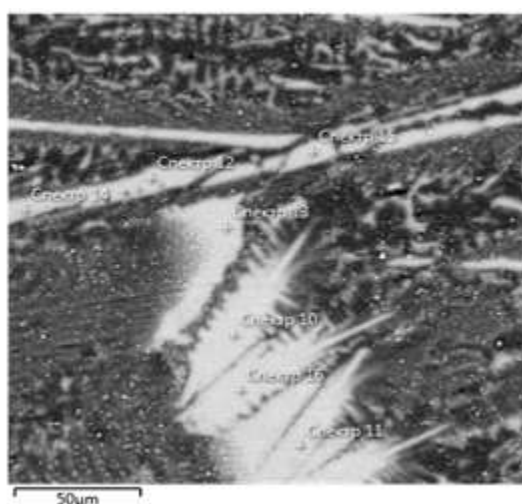


Рис. 2 – Микроструктура сплавов в литом состоянии, СЭМ: а) Al-7,6Ca, $\times 2000$; б) Al-4Ca-10Mg, $\times 1000$; в) Al-10Ca-10Mg, $\times 500$

В равновесии с алюминием находятся фазы Al_4Ca и Al_3Mg_2 , которые надежно идентифицируются с помощью метода МРСА. Структура эвтектики в тройных сплавах с магнием значительно грубее, чем в двойных алюминий-кальциевых (Рис. 2 а, б), в сплаве 3 содержится большое количество первичных кристаллов фазы Al_4Ca (Рис. 2в), что согласуется с диаграммой на рисунке 1а. Растворимость магния в первичных кристаллах фазы Al_4Ca , по данным МРСА, отсутствует (Рис. 3).



Название спектра	Al	Ca	Сумма	Фаза
Спектр 10	72.92±0.05	27.08±0.06	100	Al_4Ca

Рис. 3 – Первичные кристаллы в сплаве Al-10%Ca-10%Mg и их средний состав

Добавка магния заметно снижает концентрацию кальция, при которой появляются первичные кристаллы фазы Al_4Ca . Для достижения хороших литейных свойств концентрация кальция должна быть как можно ближе к эвтектической, а для упрочнения алюминиевого твердого раствора следует увеличивать концентрацию магния. Поэтому в данном исследовании оптимальным является сплав Al-4%Ca-10%Mg с доэвтектической структурой.

Его твердость достигает 140 HV в литом состоянии, что делает его весьма перспективным для дальнейших исследований.

Сплавы системы Al–Zn–Ca

В 70–80 годы прошлого века проводились исследования, направленные на создание Al–Ca сплавов (в частности, со значительным содержанием цинка), обладающих сверхпластичностью [10-12]. Эвтектический сплав Al–7,6 % Ca, имеет невысокую прочность, но очень высокую коррозионную стойкость [11]. При добавлении к двойному эвтектическому сплаву цинка в элементарной решётке интерметаллида Al_4Ca один из атомов алюминия заменяется на атом цинка. Образуется новый, более пластичный интерметаллид $CaZnAl_3$ [11].

На первом этапе мы исследовали два сплава: Al-4%Ca-10%Zn и Al-10%Ca-10%Zn. С помощью программы Thermo-Calc построили поверхность ликвидус системы Al–Zn–Ca (Рис.4а). Структура эвтектики несколько грубее, чем в двойных сплавах Al–Ca, но дисперснее, чем в сплавах с магнием (Рис. 4 б,в).

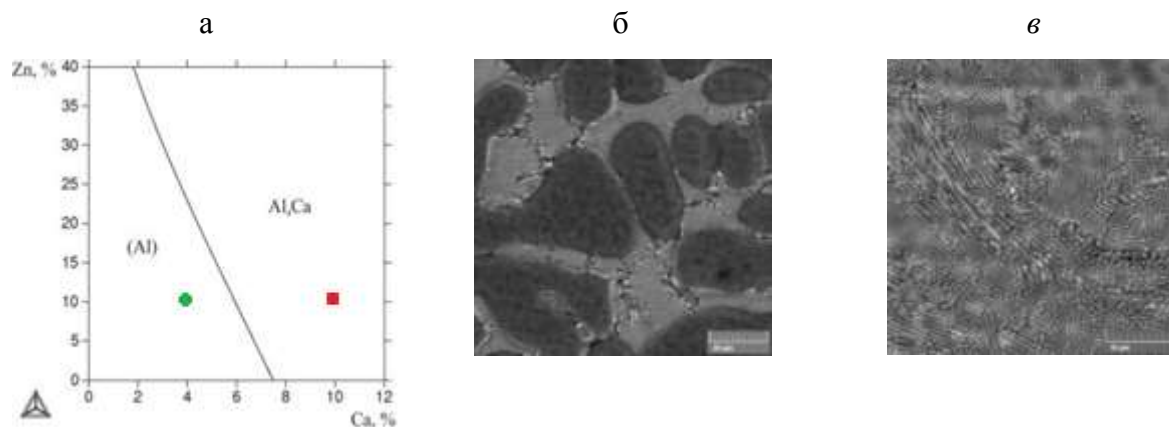


Рис. 4 – а) Проекция поверхности ликвидус системы Al–Zn–Ca в области, богатой алюминием; б) Микроструктура сплава Al-4%Ca-10%Zn в литом состоянии, СЭМ, $\times 2000$; в) Фрагмент структуры эвтектики (Al)+(Al,Zn) $_4$ Ca, СЭМ, $\times 5000$

Добавка цинка, как и добавка магния, снижает концентрацию кальция, при которой появляются первичные кристаллы фазы Al_4Ca . Состав первичных кристаллов в сплаве Al-10%Ca-10%Zn позволяет описать их формулой $(Al,Zn)_4Ca$. Для подтверждения наличия тройного соединения $CaZnAl_3$, о котором упоминается в работах [7,11], необходимы дополнительные исследования. Оптимальной структурой обладает сплав Al-4%Ca-10%Zn, средняя твердость которого в литом состоянии около 85HV. Поскольку цинк растворяется в фазе Al_4Ca , его концентрация в сплаве должна обеспечивать также необходимый уровень легированности алюминиевого твердого раствора.

Сплавы системы Al-Ca-Zn-Mg

Сплавы, выбранные для изучения четверной системы, отмечены на рисунке 5а. В более ранних работах [3,4] были исследованы сплавы с 3-3,5% Mg, поэтому изучаемая область диаграммы была нами несколько расширена.

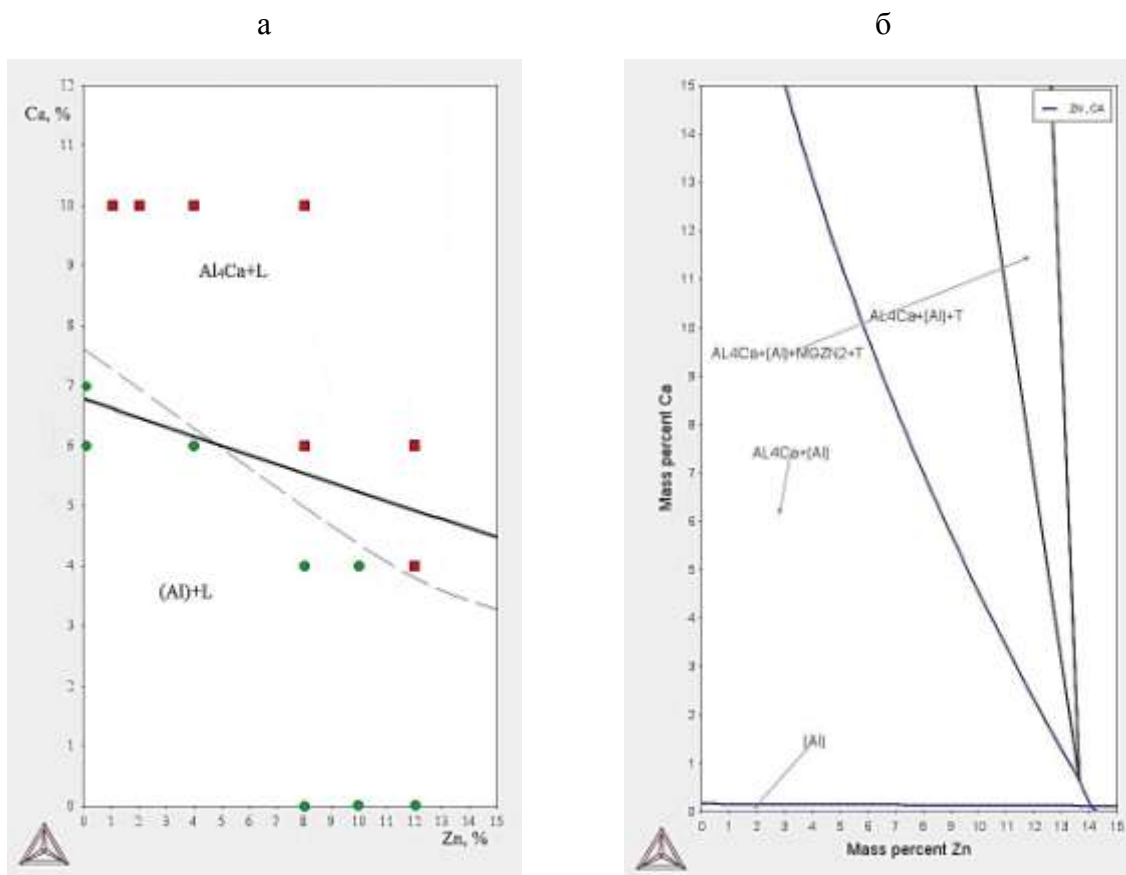


Рис. 5 – а) Проекция поверхности ликвидус системы Al-Ca-Zn-Mg в области, богатой алюминием при 2,5%Mg (пунктиром показана граница появления первичных кристаллов, полученная экспериментальным путем); б) Проекция поверхности солидус системы Al-Ca-Zn-Mg в области, богатой алюминием

С помощью программы Thermo-Calc построены проекции поверхностей ликвидус и солидус системы Al-Ca-Zn-Mg (Рис.5 а,б). Пунктирная линия на рисунке 5а показывает границу появления первичных кристаллов Al_4Ca при 2,5%Mg. При 4%Ca доэвтектическая структура сохраняется в сплавах, содержащих до 10%Zn, а при 6%Ca первичные кристаллы появляются уже в сплавах с концентрацией цинка выше 4%. В работе [4] нами были построены расчетная и экспериментальная границы появления первичных кристаллов Al_4Ca в системе Al-Ca-Zn-Mg при 3,5%Mg. Согласно тем границам, в сплавах с 6% кальция доэвтектическую структуру

можно наблюдать лишь в сплавах, содержащих до 3,5% цинка. То есть, как цинк, так и магний снижают концентрацию кальция, при которой появляются первичные кристаллы.

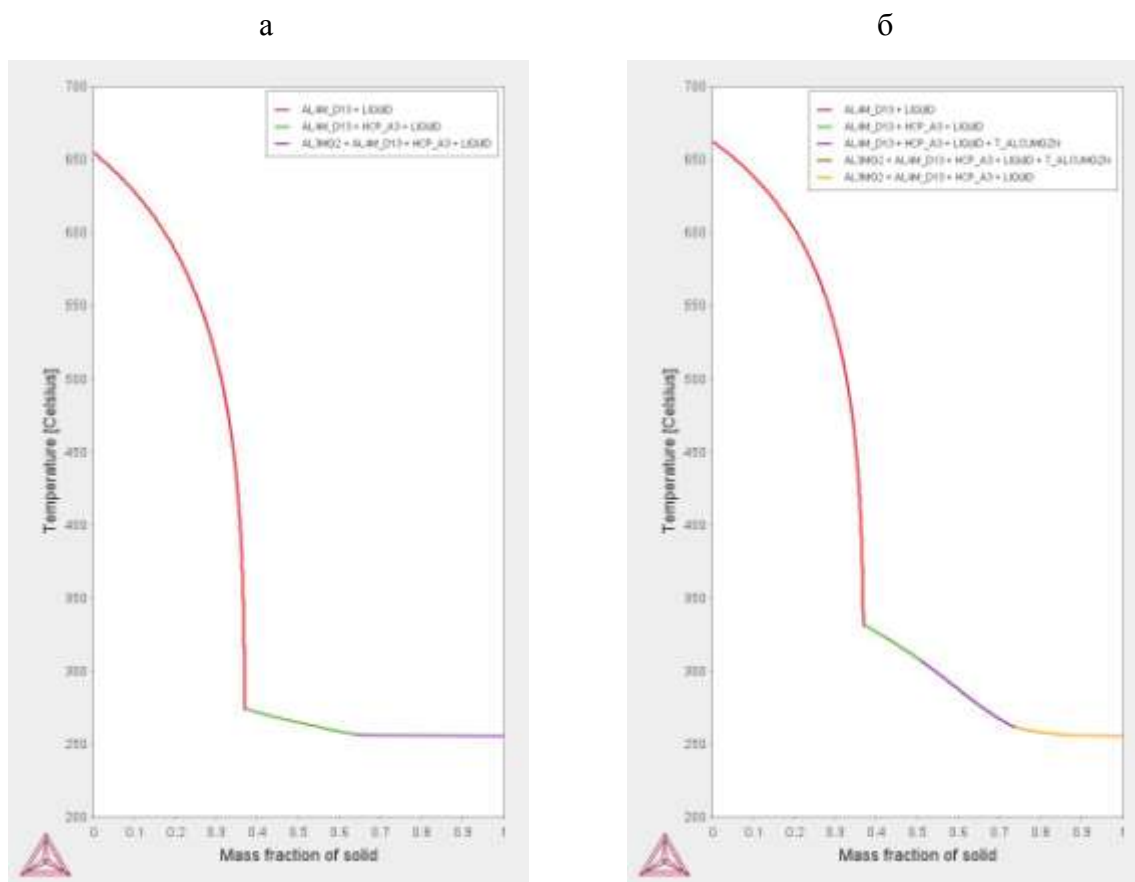


Рис. 6 – Расчетная зависимость суммарной массовой доли твердых фаз (Q) от температуры в процессе неравновесной кристаллизации: а) сплав Al-10Ca-1Zn-2,5Mg; б) Al-10Ca-8Zn-2,5Mg

Литая структура сплавов без кальция представляет собой дендриты алюминиевого твердого раствора, окруженные прожилками фаз $MgZn_2$ и T ($Al_2Mg_3Zn_3$) (Рис.7а). Доэвтектические сплавы с кальцием состоят из дендритов (Al) и дисперсной эвтектики (Al)+ Al_4Ca . В сплавах без цинка (Рис.7б) эвтектика выглядит несколько грубее, чем в четверных сплавах (Рис.7в). В сплавах заэвтектического состава присутствуют первичные

кристаллы фазы $(Al,Zn)_4Ca$. При увеличении содержания в сплавах цинка, заметно увеличивается доля первичных кристаллов, что наглядно демонстрируют расчеты с помощью модели Sheil-Gulliver (Рис.6 в,г). Согласно данным МРСА, процентное содержание цинка в первичных кристаллах меняется в зависимости от содержания его в сплаве от 5,5% (Al-10Ca-1Zn-2,5Mg) до 23% (Al-10Ca-8Zn-2,5Mg). Чем больше цинка в первичных кристаллах, тем они выглядят более фрагментированными (Рис. 7 г, д, е).

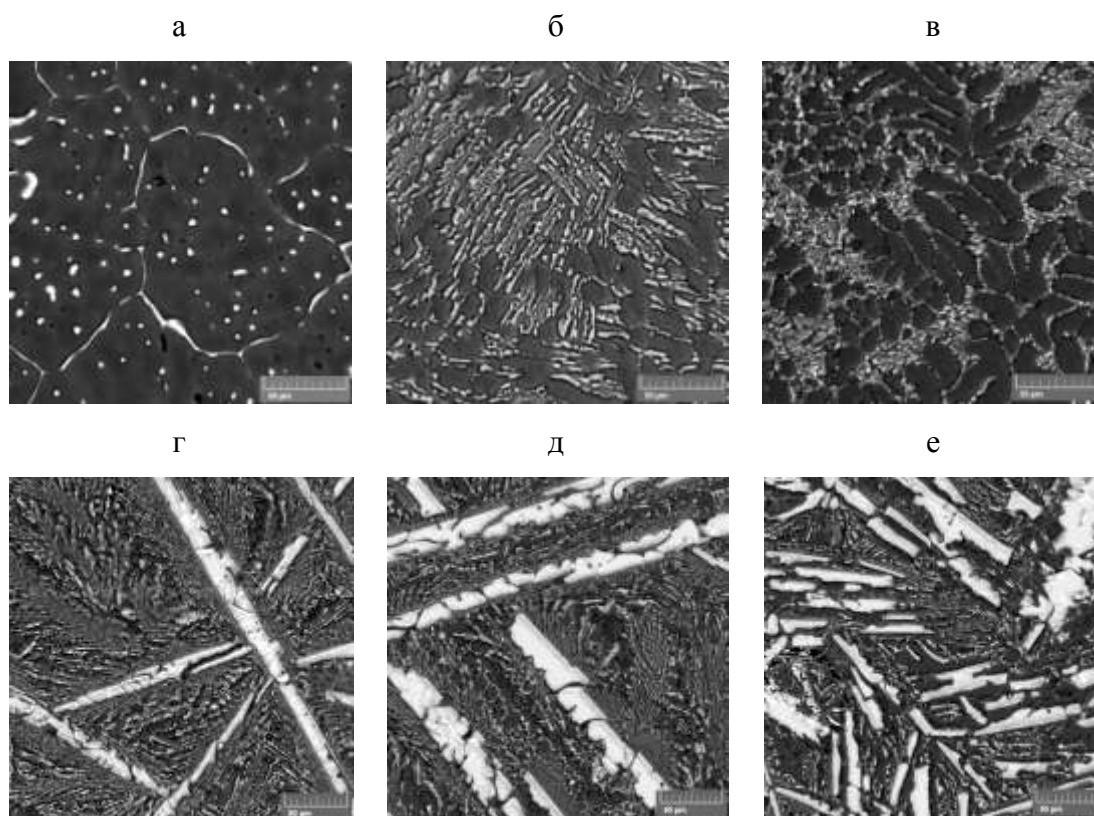


Рис. 7 – Структура сплавов системы Al-Ca-Zn-Mg в литом состоянии, СЭМ, $\times 1000$:
а) Al-12Zn-2,5Mg; б) Al₇Ca_{2,5}Mg; в) Al-4Ca-10Zn-2,5Mg; г) Al-10Ca-1Zn-2,5Mg;
д) Al-10Ca-4Zn-2,5Mg; е) Al-10Ca-8Zn-2,5Mg.

Построены политермические разрезы при 2,5%Mg и переменном содержании кальция и цинка. Микроструктура сплавов (Рис. 7 в, д) соответствует полученным расчетным результатам (Рис. 8 а, б). Данные

прямого термического анализа в исследованном диапазоне концентраций также хорошо согласуются с расчетными данными в части определения температуры ликвидус (Рис. 8 в). Эта температура почти не зависит от содержания в сплавах цинка, но заметно меняется при изменении содержания кальция. Температура критических точек на экспериментальных кривых охлаждения немного ниже, чем на политермических разрезах, что связано с переохлаждением в неравновесных условиях кристаллизации.

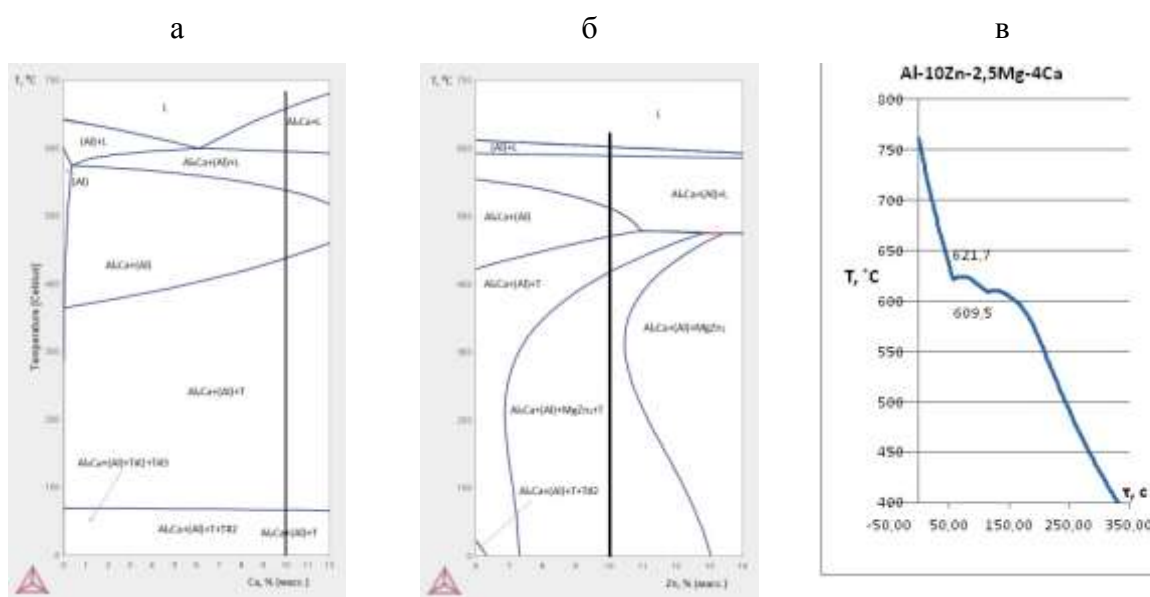


Рис. 8 – Политермические разрезы системы Al-Ca-Zn-Mg: а- при 2,5%Mg и 4Zn; б - при 2,5%Mg и 4 Ca; в - кривая охлаждения сплава Al-4%Ca-2,5%Mg-10%Zn (прямой термический анализ)

На основании проведенных расчетов и экспериментов мы установили, что составы перспективных сплавов системы Al-Ca-Zn-Mg находятся в пределах до 4%Ca, от 2,5 до 3,5%Mg и от 8 до 10%Zn.

Выводы

1. С помощью расчетных и экспериментальных методов исследован фазовый состав и структура сплавов тройных систем Al-Ca-Mg, Al-Ca-Zn и четверной системы Al-Ca-Zn-Mg. Установлено, что эвтектика (Al)+Al₄Ca в сплавах системы Al-Ca-Mg несколько грубее, чем в двойных алюминий-кальциевых, а в сплавах системы Al-Ca-Zn эвтектика имеет средний уровень дисперсности.

2. С помощью программы Thermo-Calc построены проекции поверхностей ликвидус и солидус системы Al-Ca-Mg, проекция ликвидус системы Al-Ca-Zn, проекции поверхностей ликвидус и солидус системы Al-Ca-Zn-Mg при 2,5%Mg, 4-10%Ca и 1-12%Zn, а также политермические разрезы при 2,5%Mg и переменном содержании цинка и кальция. Расчетные и экспериментальные данные хорошо согласуются между собой

3. Установлено, что магний при его содержании в сплаве 2,5% не растворяется в фазе Al₄Ca, а цинк в ней растворяется, и содержание цинка в кристаллах Al₄Ca меняется от 5,5% в сплаве Al-10Ca-1Zn-2,5Mg до 23% в сплаве Al-10Ca-8Zn-2,5Mg.

Статья подготовлена при поддержке гранта РФФИ 14-19-00632 (приготовление сплава в промышленных условиях) и гранта Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ РФ НШ-9899.2016.8 (экспериментальные исследования в лабораторных условиях).

Литература

1. Золоторевский В.С., Белов Н.А./ Металловедение литейных алюминиевых сплавов - М.: МИСиС, 2005, 376 с.
2. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К.«Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования», М.: Руда и металлы, 2016, 250 с.
3. Наумова Е.А, Белов Н.А., Базлова Т.А. «Влияние термообработки на структуру и упрочнение литейного алюминиевого эвтектического сплава Al₁₉Zn₄Ca₃Mg», Металловедение и термическая обработка металлов, 2015, № 5, С.30-36.
4. N. Belov, E. Naumova&T. Akopyan «Eutectic alloys based on the Al–Zn–Mg–Ca system: microstructure, phase composition and hardening»,Materials Science and Technology, Published online: 26 Sep 2016, Pages 1-11
5. Информация на сайте www.thermocalc.com
6. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов/ Пер, с англ, – М.: Металлургия, 1979, 640 с.
7. Ternary Alloys: A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams, by Günter Petzow and Günter Effenberg(Editors), Wiley-VCH; Vol. 3, 1990, 647 p.
8. A. Janz, J. Gröbner, H. Cao, J. Zhu, Y.A. Chang, R. Schmid-Fetzer, Thermodynamic modeling of the Mg–Al–Ca system, Acta Materialia, February 2009, Pages 682–694.
9. M. Aljarrah , M. Medraj , X. Wanga, E. Essadiqi , A. Muntasar , G. Denes Experimental investigation of the Mg-Al-Ca system- Journal of Alloys and Compounds 436 (2007) 131–141.

10. Ильенко В.М. Сверхпластичность эвтектических сплавов на основе системы алюминий-кальций и разработка материалов для сверхпластической формовки, дис. канд. тех. наук -М., 1985г.

11. Superplastic aluminium alloy products and method of preparation / D.M.Moore, L.R. Morris пат. Великобритании. №1580281 от 29.03.78

12. N. Kono, Y. Tsuchida, S. Muromachi and H. Watanabe, Study of the Al-Ca-Zn Ternary Phase Diagram, Light Metals, Vol. 35, 1985, pp.574–580.

УДК 629.78.05

Научные основы технологии прокатки алюминиевых сплавов с заданной кристаллографией структуры
Scientific basis of engineering of optimal structure crystallography of aerospace materials

Гречников Ф.В.¹; Ерисов Я.А.²

F.V. Grechnikov¹, Ya.A. Erisov²

¹*Самарский научный центр Российской академии наук*

¹*Samara Scientific Center of Russian Academy of Sciences*

²*Самарский национальный исследовательский университет*

имени академика С.П. Королёва, г. Самара

²*Samara National Research University*

Аннотация:

Сформулировано направление интенсификации процессов деформирования и повышения эксплуатационных характеристик изделий. Его суть заключается в том, что с помощью оптимизации кристаллографической ориентации структуры конструкционных материалов можно изменять преимущественное развитие деформаций при обработке давлением в пользу тех направлений, которые приведут к повышению предельного формоизменения заготовок, точности геометрических параметров и усталостных характеристик изделий.

Ключевые слова:

структура, кристаллографическая ориентация, анизотропия свойств, формообразование, прокатка, теория пластичности.

Abstract:

The direction of metal forming processes intensification and parts performance increase is formulated. Its essence lies in the fact that by optimizing the crystallographic orientation of the materials structure, it is possible to change the predominant development of strains during forming in favor of those directions, which will lead to an increase in the formability of blanks, the accuracy of geometric parameters and the fatigue characteristics of products.

Keywords:

structure, crystallographic orientation, properties anisotropy, forming, rolling, plasticity theory.

Достижение уровня физико-механических свойств, позволяющего существенно повысить такие параметры авиационной и ракетно-космической техники как весовая эффективность, ресурс, надежность, топливная эффективность и др., возможно только в рамках единой концепции, объединяющей феноменологический и кристаллографический подходы к разработке технологий прокатки и термообработки листовых материалов с оптимальной кристаллографией структуры.

Наиболее широко распространенные в ракетостроении алюминиевые сплавы, наряду со многими преимуществами, имеют и существенный недостаток в виде резкой анизотропии свойств, формирующейся в процессе прокатки при больших пластических деформациях. В результате при

последующем формообразований изделий из таких заготовок происходит преимущественное развитие деформации по толщине листа и его разрушение. Искажаются форма и размеры изделий, возникает фестонообразование и разнотолщинность стенки детали по его высоте, что в конечном итоге приводит к завышению размеров заготовок, увеличению веса конструкций.

Перечисленные недостатки алюминиевых сплавов могут быть устранены, если при прокатке целенаправленно формировать в листовых материалах такую кристаллографическую структуру, при которой не только устраняются отмеченные искажения формы и размеров изделий, но и обеспечивается повышение деформационных возможностей материалов и эксплуатационных характеристик изделий.

Сложность решения этой задачи заключалась в том, что в математическом аппарате классической теории пластичности анизотропных сред, созданной еще в первой половине XX века, как и в более поздних работах, отсутствуют какие-либо параметры, характеризующие строение материала. Это, естественно, не позволяло сформулировать требования к структуре материала, в частности, к ее кристаллографической ориентации, с учетом требований процессов последующего формообразования заготовок в условиях конкретного напряженно-деформированного состояния или силовых условий эксплуатации.

Для решения задач расчета, а затем и формирования в конструкционных материалах оптимальной кристаллографической ориентации структуры авторами разработан вариант теории пластичности, в основные уравнения которого впервые введены такие параметры строения материалов, как упругие константы кристаллической решетки и ориентационные факторы текстуры. Эти уравнения, также, как и

классические, позволяют решать прямую задачу, т.е. определять напряженно-деформированное состояние, усилие и предельную степень деформации в процессе обработки давлением, но уже с учетом сформированной в заготовке кристаллографии структуры.

Основным же достоинством разработанной теории пластичности является возможность решения обратной задачи, т.е. полученные уравнения позволяют по заданным параметрам процессов формообразования деталей определять расчетным путем оптимальную кристаллографическую ориентацию структуры материала, а в конечном итоге создавать расчетную модель состава компонент текстуры идеального конструкционного материала.

Полученная модель показывает – какой состав компонент текстуры должен преобладать в реальной заготовке, чтобы отвечать требованиям формообразования или эксплуатации. Таким образом, ставится задача разработки таких режимов прокатки и термической обработки, которые обеспечат формирование расчетного состава компонент текстуры в реальном материале.

Используя разработанный математический аппарат, выполнено исследование влияния различных компонент текстуры на параметры формообразования деталей в различных процессах обработки давлением. Показано, что благоприятная кристаллография структуры позволяет существенно увеличить предельную степень вытяжки, устранить фестонообразование и разнотолщинность стенки изделий, а значит и снизить толщину исходной заготовки (которую намеренно завышают для компенсации утонения в процессе вытяжки); повысить коэффициент

обтяжки; снизить минимальный радиус изгиба и величину пружинения детали.

Управление формированием кристаллографической ориентацией структуры происходит путем согласования режимов холодной прокатки и отжига. Проведенные исследования ряда алюминиевых сплавов различных систем легирования (АД0, 8011А, 3104, АМг5, 5182, Д16, В95, 1420, В-1461 и др.) позволяют установить степень деформации при холодной прокатке и соответствующую ей температуру отжига, обеспечивающие получение листов с оптимальной кристаллографией структуры, а, следовательно, и с благоприятной анизотропией свойств. Установленные закономерности изменения показателей анизотропии в зависимости от сочетания режимов прокатки и отжига полностью подтверждаются рентгеноструктурными исследованиями.

В целом, в работе проведено теоретическое обоснование влияния кристаллографии структуры материалов на параметры пластического формообразования деталей и разработаны режимы управления кристаллографией структуры при прокатке алюминиевых сплавов.

УДК 66.017

**Разработка технологии изготовления сварных конструкций из
алюминиевых сплавов с применением моделирования
деформационных процессов**

Зеленин М. Н.¹; Белый Д.О.¹; Шуньгин В.Ю.¹

¹АО «ЦТСС»

Аннотация:

Рассмотрена технология резки и гибки листов и плит из алюминиевых сплавов. Описана методика проведения расчётов ожидаемых сварочных деформаций конструкций из алюминиевых сплавов.

Ключевые слова:

Алюминиевые сплавы, судостроение

Annotation:

The technology of cutting and bending of sheets and plates from aluminum alloys is considered. A technique for calculating the expected welding deformations of aluminum alloy structures is described.

Keywords:

Aluminium alloy, shipbuilding.

Гибка деталей из алюминиевых сплавов

Разработка и внедрение прогрессивных ресурсосберегающих технологий изготовления судокорпусных деталей в судостроении является одним из направлений деятельности АО «ЦТСС». Основными легкими сплавами, применяемыми в судостроении, являются алюминиевые сплавы.

Изготовление корпусных деталей из листового, профильного проката и плит выполняют на специализированных участках, в цехах и на оборудовании, предназначенных для обработки алюминиевых сплавов, с применением средств механизации при транспортировании и выполнении технологических операций.

Алюминиевые листы поставляются в пачках, при этом они покрыты маслянистыми консервирующими составами, переложены защитной бумагой. Пачки профилей перед поставкой укладываются в плотный конверт из двух слоев промасленной оберточной бумаги и одного наружного слоя водонепроницаемой бумаги и упаковываются в неплотные ящики. Алюминиевые панели укладываются в решетчатые ящики по 1–5 пакетов, обернутых в два слоя промасленной бумаги, или поставляются в специальных контейнерах.

Листы, профили и панели из алюминиевых сплавов должны храниться в закрытых складских помещениях. Хранение листов, профилей и панелей из алюминиевых сплавов осуществляется в специальных стеллажах, причем листы и панели устанавливают на ребро, а профили укладываются горизонтально. При этом используются деревянные стеллажи или металлические стеллажи с деревянной облицовкой в местах соприкосновения с поверхностью листов, профилей или панелей. Перед размещением в стеллажах алюминиевые полуфабрикаты распаковываются. Склад для

хранения алюминиевых полуфабрикатов целесообразно организовать на территории участка изготовления деталей из алюминиевых сплавов или в примыкающем к нему крытом отапливаемом помещении, что позволит минимизировать трудоемкость транспортных операций и исключить возможность повреждения распакованных полуфабрикатов при транспортировке.

Соблюдение требований к плоскостности проката оказывает существенное влияние на точность изготовления деталей и конструкций корпусов судов, поэтому перед запуском в обработку правки подвергаются:

- листы, имеющие отклонения от плоскостности более 3 мм/м и более 10 мм на всю длину листа;

- профили, имеющие искривления более 2 мм/м и более 8 мм на всю длину полосы профиля.

Большинство верфей мира производит закупку металлопроката в выправленном состоянии, который отвечает упомянутым требованиям к плоскостности. Соответственно, создание участка правки на этих верфях не требуется.

В Российской Федерации и ряде других стран многие верфи по экономическим соображениям приобретают прокат у металлургических предприятий, на которых отсутствует современное листо- и профилеправильное оборудование, и производят его правку на собственных производственных мощностях. В этом случае на них создаются специализированные участки правки, расположенные либо на территории склада стали, либо в корпусообрабатывающем цехе. Важным требованием, которое должно учитываться при выборе места размещения участка, является

необходимость правки листов и профилей в закрытых помещениях, имеющих температуру воздуха не ниже плюс 5°C.

Листы и плиты толщиной менее 16 мм правят в многовалковых листопрямильных машинах с количеством рабочих валков от 7 до 13. При отсутствии мощных листопрямильных машин, плиты толщиной свыше 20 мм правят в трех- или четырехвалковых листогибочных машинах и под вертикальными гидравлическими прессами. В процессе правки листов и плит в случае необходимости разрешается применять прокладки из алюминиевого сплава, фанеры или паронита при строгом соблюдении правил техники безопасности и принятии мер по предотвращению вылета прокладок в процессе правки. После правки местные неровности на листах и плитах (волнистость и бухтиноватость) не должны превышать 3 мм на 1 м.

На поверхности выправленных листов и плит допускаются:

- отпечатки от валков и прокладок в виде мелких вмятин;
- светлые полосы, образующиеся при правке;
- потертости (места нажима листов и плит при транспортировании) и другие дефекты, не выходящие за пределы требований соответствующих стандартов или технических условий на поставку полуфабрикатов из алюминиевых сплавов.

Разметку листовых деталей производят со стороны прохождения набора в конструкции вручную с применением эскизного или шаблонного методов или с применением других способов и установок, механизмирующих процесс. Размеры контура деталей, не имеющих припусков, после разметки должны соответствовать плазовым или чертежным данным с учетом сварочных деформаций. При разметке деталей учитывают припуски на резку, строжку, гибку и другие технологические операции.

На всех заготовках и деталях после разметки наносится маркировка в соответствии с ГОСТ 26828. Основная маркировка должна включать номер заказа, марку сплава, номер чертежа, номер детали. Другие данные вносятся по усмотрению технологической службы завода.

Механическую резку листов и плит выполняют на стационарном станочном оборудовании: при прямолинейных резах – на гильотинных ножницах, пресс-ножницах, дисковых и ленточных пилах, а при криволинейных резах на копировально-фрезерных станках, роликовых и вибрационных ножницах и пресс-ножницах с помощью проколочных штампов и с помощью переносных и ручных пневматических машин и ручного инструмента. Резку на гильотинных ножницах выполняют по разметке или упорам. После резки на гильотинных ножницах допускаются отклонения от линий разметки в пределах $\pm 0,5$ мм, если кромки в дальнейшем не подлежат строжке или фрезерованию.

Для резки по криволинейному контуру и вырезки отверстий применяют стационарные вибрационные ножницы или копировально-фрезерные и кромкофрезерные станки с числовым программным управлением. Для раскроя листов толщиной до 3 мм по прямым и кривым линиям применяют пневматические ножницы-кусачки и пневматические вибрационные ножницы.

Плазменную резку листов и плит выполняют на машинах с числовым программным управлением (ЧПУ). Диапазон толщин разрезаемых деталей определяется характеристиками источника питания плазменной дуги и плазмотрона, используемого в составе машины. Кромки деталей после плазменной резки должны быть обработаны механическим способом или ручными пневматическими машинками, для чего необходимо предусмотреть

соответствующий припуск. Этот припуск независимо от марки материала должен быть не менее 2 мм. При разметке материала под плазменную резку кроме припуска на механическую обработку учитывают ширину реза и величину скоса кромок при резке.

Качество резки металлов определяется шириной реза, шероховатостью поверхности, неперпендикулярностью кромок, глубиной зоны температурного влияния, наличием грата на кромках, а также точностью деталей. На показатели качества влияют параметры излучения и вспомогательного газа, вид и толщина разрезаемого материала, а также скорость резки. Каждой толщине материала соответствует оптимальная скорость резки, близкая к максимальной (75% от предельной скорости резки), при которой достигаются наилучшие показатели качества.

АО «ЦТСС» разработан программно управляемый комплекс для лазерной резки, разметки и маркирования на базе портальной машины «РИТМ» с высокопроизводительным и экономичным волоконным лазерным источником, обеспечивающий высокую точность вырезки деталей.

Качество кромок деталей после лазерной резки сопоставимо с качеством после механической обработки и на порядок выше, чем после известных процессов термической резки.

Заготовки для деталей с двоякой кривизной по контуру должны иметь припуск от 50 до 80 мм на сторону, который удаляется во время оконтуровки согнутых деталей.

Гибка листов и плит может производиться в вальцах, на листогибочных станках типа МГПС, штампах (в том числе в штампах с эластичной средой) под вертикальными гидравлическими прессами, прессами гильотинного типа, на обтяжных и растяжно-обтяжных прессах. Гибка деталей с простой

кривизной (цилиндр, конус) должна выполняться на гибочных вальцах, если радиус кривизны детали равен или больше 0,6 диаметра верхнего валка. При меньшем радиусе кривизны гибку листовых деталей производят под гидравлическими прессами.

Холодную гибку листовых деталей с двоякой кривизной (парусовидной и седловидной формы) на станках типа МГПС выполняют ротационно-локальным деформированием (РЛД) при минимальных давлениях. Бесштамповое ресурсосберегающее ротационно-локальное деформирование реализуется путем прокатки роликом по поверхности листовой заготовки, лежащей на нижнем гибочном ролике, матрице или плите, при этом основными схемами РЛД являются ротационно-локальный свободный изгиб (гибка) и ротационно-локальный изгиб с раскаткой (раскатка). Разделение на схемы деформирования отражает существенные различия в физике процессов деформирования: целью применения гибки является получение в листовой заготовке необходимых пластических деформаций изгиба, а раскатки – продольных пластических деформаций.

Горячую гибку деталей из листов и плит выполняют при невозможности холодной гибки (большие деформации металла, усилие гибки превышает усилие пресса, механические характеристики металла после холодной гибки не соответствуют требуемым и не могут быть восстановлены термообработкой и пр.). Нагрев заготовок и деталей необходимо производить в электрических печах с принудительной циркуляцией воздуха в печном пространстве или в печах типа «Пап».

Основными направлениями развития технологий металлообработки применительно к легким сплавам в настоящее время является переход к высокоточным технологиям резки и ресурсосберегающим технологиям

гибки. В части резки все большее применение находят гидроабразивная, лазерная и электроэрозионная технологии резки, а гибки – технологии холодной гибки методами последовательно-локального (ПЛД) и ротационно-локального (РЛД) деформирования.

Расчеты показывают, что несмотря на низкую производительность гидроабразивная резка имеет свою нишу эффективного применения, поскольку позволяет выполнять прецизионную резку без необходимости последующей механической обработки кромок, что особенно важно применительно к легким сплавам, а также нержавеющей стали. Исследования показали, что внедрения частиц абразива в металл при гидроабразивной резке не происходит.

Ресурсосберегающие технологии гибки методами ПЛД и РЛД успешно внедрены при холодной гибке листовых деталей переборок и других оболочечных металлоконструкций из стали толщиной от 10 до 100 мм. Для изготовления сферических и торосферических заготовок из алюминиевых сплавов холодная гибка методами ПЛД и РЛД в настоящее время также внедрена и используется.

Ранее детали с двоякой кривизной поверхности, например, доньшки переборок, гнули методом штамповки в горячем состоянии, а такой способ гибки имеет ряд недостатков (большие энергозатраты, окисление металла с поверхности листовой заготовки, тяжелые условия труда гибщиков, потребность в специальных штампах и полной термообработке гнутых листовых деталей, низкая точность гибки). Переход на технологию холодной гибки методом ПЛД в данном случае позволяет:

– значительно сократить производственные затраты на формообразование листовых деталей сложной формы, в т. ч. снизить расходы

энергоресурсов и исключить затраты на изготовление дорогостоящих крупногабаритных металлоемких специальных штампов;

- уменьшить продолжительность технологической подготовки производства;

- уменьшить количество операций термообработки или исключить их;

- обеспечить высокую точность гибки без выполнения доводочных операций, т.е. получать гнутые листовые детали сразу путем их гибки в холодном состоянии, без двухступенчатой технологии сначала горячей гибки, а затем дополнительной подгибки листовой заготовки в холодном состоянии;

- выполнять формообразование листовых деталей на имеющемся на предприятии прессогибочном оборудовании относительно небольшой мощности.

Таким образом, изготовление штампованных заготовок с применением технологии холодного локального деформирования позволяет существенно сократить сроки выполнения работ и снизить трудовые и материальные затраты.

Технологии РЛД, реализуемые путем роликовой гибки при помощи верхнего и нижнего гибочных роликов позволяют выполнять локальное растяжение листовой детали с целью компенсации термических напряжений и деформаций, возникающих при резке и сварке листового металлопроката, а также выполнить гибку деталей из профильного проката. В частности метод РЛД стал широко применяться для гибки ребер жесткости из проката полособульбового профиля (роликовая гибка экономит время, не требует штампа и позволяет гнуть профильные детали без припусков). Правка тепловых деформаций листовых деталей после резки возможна путем прокатки по кромкам детали, а предотвращение сварочных деформаций,

возникающих при сварке полотнищ, также путем небольшого растяжения кромок перед сваркой.

Удачное сочетание роликовой гибки с прокаткой в листогибочных вальцах и штамповкой на прессах еще больше повышает эффективность применения технологий РЛД: путем прокатки в вальцах и штамповки могут быть быстро получены заготовки, близкие по размерам к требуемым, а затем путем гибки методами РЛД они будут доведены до требуемых допусков.

Первый (опытный) станок МГПС-25 (1995 г.), реализующий технологии РЛД был поставлен АО «ЦТСС» на судостроительную верфь в Санкт-Петербурге – АО «Судостроительная фирма Алмаз» и применялся и применяется до настоящего времени при формообразовании листовых деталей яхт, катамаранов, катеров, десантного корабля на воздушной подушке типа «Зубр», буксиров, сторожевых кораблей с корпусом из сталей и алюминиевых сплавов. На этом станке впервые были отработаны технологии РЛД листовых деталей с одинарной и двойкой кривизной поверхности, профильных деталей, выполнялась гибка листов для других судостроительных и вагоностроительных предприятий, не имеющих роликовых прессов (ПАО «Ярославский судостроительный завод», ЗАО «Трансмашхолдинг» и др.).

Преимущества применения ротационно-локальной гибки в условиях единичного производства, которым является формообразование листовых деталей обшивок корпусов судов, неоспоримы и многократно подтверждены в производственных условиях. Необходимо отметить, что детали обшивки обычно имеют небольшую двойкую кривизну. Кроме того, кривизна их поверхности в одном из главных направлений превосходит кривизну во втором на порядок и более, что в значительной мере упрощает технологию

гибки. Однако результаты научных исследований и опытных работ показали, что ротационно-локальная гибка может быть с успехом применена также при формообразовании листовых деталей, имеющих значительную двоякую кривизну поверхности и представляющих собой сегменты обшивки тела вращения, достаточно крупными партиями (до нескольких десятков одинаковых деталей). Гибка таких деталей, например, была осуществлена при изготовлении секций диффузоров нагнетателей десантного корабля на воздушной подушке амфибийного типа “Зубр” на станке МГПС-25 в условиях АО СФ “Алмаз”.

В составе корпуса корабля типа “Зубр” присутствуют четыре нагнетательных установки (по две с каждого борта), в состав каждой из которых входят нагнетатель, воздухозаборник и диффузор. Обшивка этих конструкций представляет собой оболочку тела вращения конусной формы с прямыми или вогнутыми образующими и разделена на детали как по ширине (меридианам), так и по высоте (параллелям). В результате каждая деталь имеет конусообразную, седлообразную, парусовидную, в общем случае торосферическую, форму.

Гибка листов обшивок, имеющих прямые образующие (детали конусообразной формы), выполнялась на трехвалковых открытых вальцах, поскольку при этом обеспечивается максимальная производительность. На станке МГПС-25 осуществлялась гибка только листовых деталей с двоякой кривизной поверхности. Детали изготавливались из плоских листовых заготовок толщиной 3–4 мм, материал – алюминиевый сплав АМг5 или АМг61. Общее количество деталей, изготовленных на станке МГПС-25 составило более 400 шт. Из деталей были изготовлены следующие конструкции:

– обтекатели внутреннего контура диффузора нагнетателя (рис. 1);
развертка деталей № 1, 41, 81, 121 показана на рис. 2.

- секции нижние кормовой шахты нагнетателя;
- секции воздухозаборника шахт нагнетателей;
- секции обтекателя наружного контура диффузора нагнетателей.

Листовые заготовки имели припуск по всем сторонам 50 мм.

Гибка выполнялась путем прямолинейной прокатки роликом с рабочей поверхностью цилиндрической формы (цилиндрический ролик) по листовой заготовке, лежащей на вкладыше в матрицу (рис. 3). Контроль формы выполнялся с помощью шаблонов. Сборка секций осуществлялась в кондукторах (рис. 4).

Прокатка роликом при гибке седлообразных деталей осуществлялась в двух направлениях, соответствующих сечениям обшивки секции диффузора: поперечные сечения в широтном направлении и продольные сечения в меридиональном направлении.

В результате проведения опытной гибки типовых деталей были откорректированы режимы гибки, определенные ранее расчетным путем. Типовая технология гибки седлообразных деталей предусматривает в общем случае три основных этапа: растяжение, обратный выгиб и догобка.

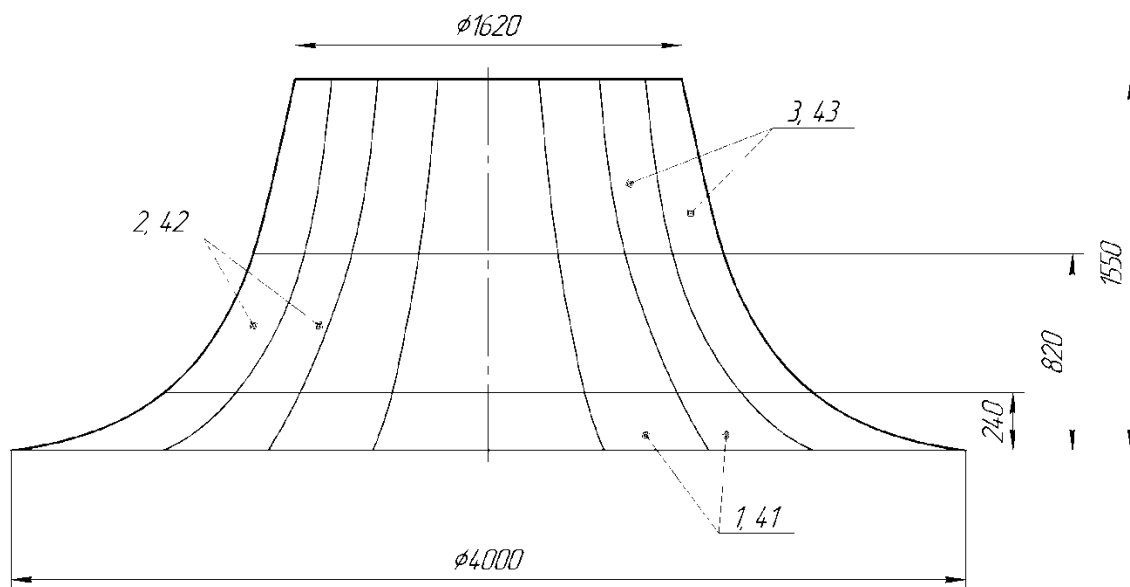


Рис. 1 – Обшивка обтекателя внутреннего контура диффузора нагнетателей

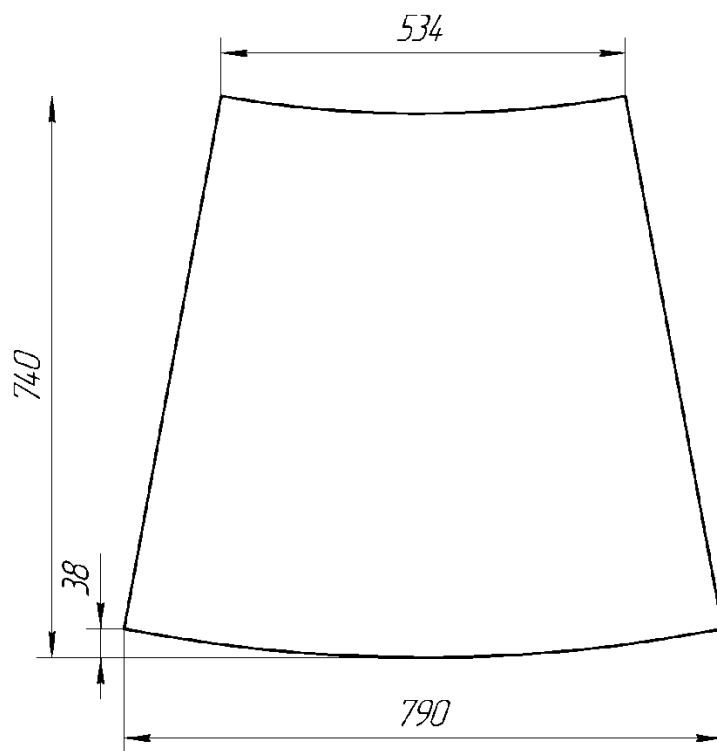


Рис. 2 – Развертка деталей № 1, 41 обшивки обтекателя

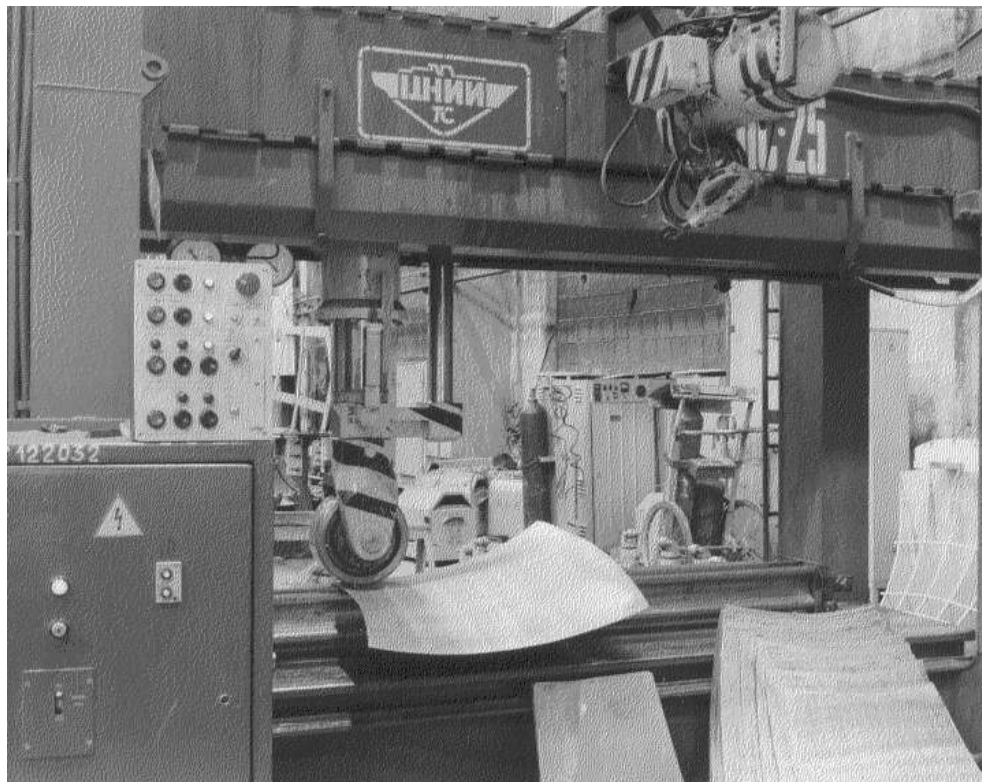


Рис. 3 – Гибка листовых деталей обшивки диффузора на станке МГПС-25

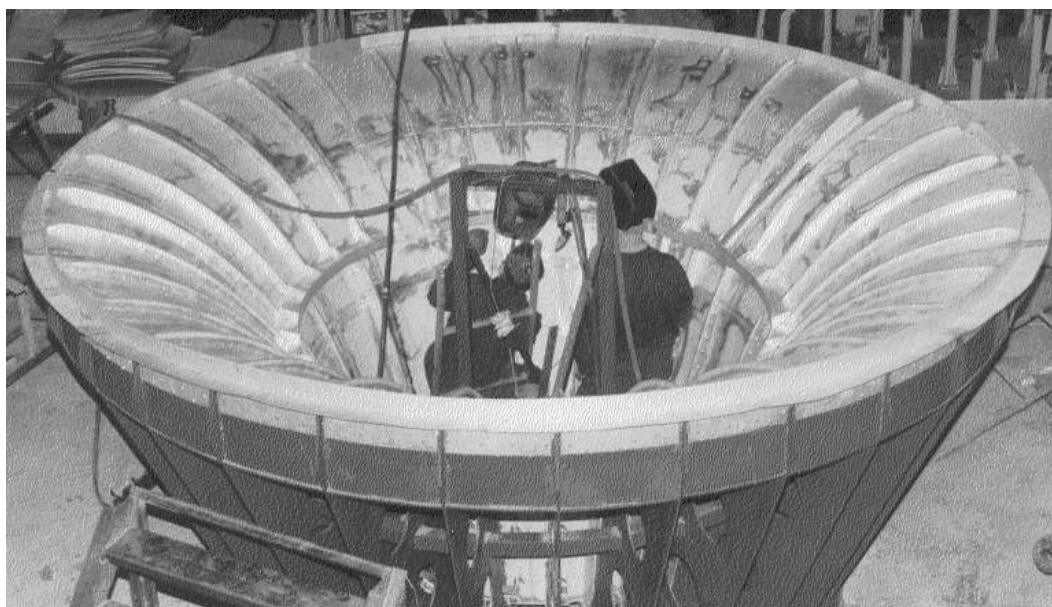


Рис. 4 – Сборка секции диффузора к кондуктору

Целью первого этапа (растяжение) являлось создание необходимых деформаций растяжения отдельных зон листовой заготовки. Прокатка выполнялась по радиусным кривым линиям – широтам криволинейного конуса или по прямым, если их отклонение от кривых невелико. Усилие изменялось от прокатки к прокатке, но в процессе прокатки поддерживалось постоянным. Проход выполнялся от одного края заготовки до другого, при этом расстояние от начала (конца) прокатки до края листовой заготовки должно было составлять не более 10–15 мм. Прокатки выполнялись последовательно таким образом, чтобы остающиеся на заготовке прямолинейные следы перекрывались, обеспечивая постоянное расстояние между ними.

Согласно ОСТ5.9897 заготовки для деталей с двойкой кривизной по контуру должны иметь припуск 50–80 мм на сторону, который удаляется после кунтуровки согнутых деталей, однако поскольку при гибке на станках типа МГПС листовая заготовка претерпевает только деформации растяжения, в результате чего ее размеры увеличиваются на 10–40 мм, припуск может быть принят минимальным (50 мм).

После выполнения всех прокаток целесообразно было выполнить промежуточный контроль формы листовой заготовки, а именно проконтролировать плавность образующей; при наличии местного перегиба в обратную сторону вблизи кромки ее необходимо было дополнительно растянуть.

Результатом формообразования листовой детали на данном этапе являлось получение необходимой двойкой (гауссовой) кривизны (произведение продольной и поперечной кривизны) требуемой поверхности детали. После растяжения, в общем случае, кривизна в продольном и

поперечном направлении не соответствовала заданной, однако произведение радиусов кривизны в продольном и поперечном направлении полученной промежуточной поверхности должно было быть равно заданному по чертежу, поэтому степень растяжения можно было оценить, измерив полученные стрелки погиба по образующей детали и по ее ширине и затем сравнив их с произведением соответствующих требуемых (определяются по шаблонам) стрелок погиба. В случае, если фактическое произведение меньше требуемого, то необходимы дополнительные проходы по кромкам (широкой и узкой) заготовки, а если больше, то в средней части заготовки.

Далее выполнялся второй этап гибки (обратный выгиб). После получения заданного растяжения кривизна поверхности заготовки по направлению прокатки намного превосходила кривизну в перпендикулярном направлении (например, если при растяжении осуществлялась поперечная прокатка, то в широтном направлении заготовка выгнута значительно больше, чем в меридиональном). Для изменения полученного соотношения продольной и поперечной кривизны (их произведение остается постоянным) требовалась прокатка в перпендикулярном направлении (например, по образующим детали). Поэтому после выполнения растяжения листовая заготовка переворачивалась, и прокатка выполнялась по прямым – образующим криволинейного конуса с усилием, достаточным для качественного изменения указанного соотношения, но достаточно малым для сведения к минимуму изменения созданного ранее растяжения.

Проход выполнялся от одного края заготовки до другого, при этом расстояние от начала (конца) прокатки до края листовой заготовки должно было составлять не более 20–30 мм. Усилие в процессе прокатки поддерживалось постоянным. Прокатка осуществлялась последовательно от

одной кромки к другой с перекрытием следов. Результатом формообразования листовой детали на данном этапе являлась листовая заготовка с плавной кривизной поверхности, равномерной как в широтном, так и в меридиональном направлении, причем кривизна в широтном направлении было значительно меньше кривизны в меридиональном.

Третий, завершающий этап (догибка) выполнялся с целью корректировки полученных ранее продольного и поперечного радиуса кривизны с достижением достаточно точного соответствия между фактической и требуемой кривизной поверхности заготовки. Прокатка, как правило, выполнялась по радиусным кривым линиям – широтам криволинейного конуса. Для получения требуемой кривизны прокатка осуществлялась с минимально возможным усилием в некоторых областях заготовки с промежуточным контролем получаемой формы детали по шаблонам. В случае если кривизна в одном направлении (например, широтном) была недостаточна, а в другом (например, меридиональном) больше необходимой, то прокатку необходимо было осуществлять в первом из направлений (листовая заготовка загибается в направлении прокатки).

В случае, если и продольная, и поперечная, кривизна менее требуемой, выполнялось дополнительное растяжение заготовки, для чего осуществлялись несколько проходов вблизи той кромки (узкой или длинной), около которой двоякая кривизна (произведение продольной и поперечной кривизны) была недостаточно велика. При этом было установлено, что для увеличения двоякой кривизны не следует прокатывать вдоль продольных кромок – образующих с большим усилием, поскольку в этом случае после контурования и удаления припуска деталь распрямится. При чрезмерной изогнутости в обоих направлениях, если это не является результатом

перерастянутой кромки, необходимо растянуть среднюю часть листовой заготовки.

После гибки с помощью ультразвукового толщиномера была определена толщина листовых деталей в разных точках. Анализ полученных данных показал, что максимальное утонение не превысило 0,2 мм при толщине деталей 4 мм и 0,15 мм при толщине деталей 3 мм, т.е. утонение не превысило 5–6%. Такая деформация допустима, согласно ОСТ5.9897 допускается наличие следов переходов во время гибки на станках типа МГПС в пределах половины минусового допуска на толщину, если эти повреждения не носят характера трещин, забоин, задиров и расслоений, чего на практике не наблюдалось.

Как показывают результаты проведенных ранее исследований и подтвердившие их выборочные испытания образцов, вырезанных из кромок деталей, где деформация максимальна, при такой степени деформирования наблюдается увеличение предела текучести на 15–20%, временного сопротивления на 3–5% и снижение относительного удлинения и ударной вязкости на 6–8 %, что является допустимым.

Согласно ОСТ5.9897 допустимые отклонения от шаблона гнутых деталей из листового проката составляют при толщине листа до 10 мм и ширине детали менее 1000 мм включительно не более 5 мм в поперечных сечениях и при длине детали до 2000 мм включительно не более 4 мм в продольных сечениях. Полученные на практике отклонения не превышают указанных, точность формообразования на станках типа МГПС зависит от продолжительности гибки и может быть получена достаточно высокой. Продолжительность гибки одной детали колеблется от 15–20 до 8–10 минут в зависимости от размеров и формы детали. В среднем за одну

рабочую смену могут быть изготовлены до 20–30 деталей. В процессе гибки несколько рабочих-судосборщиков были обучены основным приемам гибки.

Попытка осуществить формообразование деталей с помощью штамповки не имела успеха, поскольку в средней части отштампованных деталей образовались гофры, форма детали не соответствовала заданной (отклонения от шаблонов составляли до 50 мм). В результате отштампованные детали пришлось доводить до требуемых допусков на станке МГПС-25.

Станок МГПС-25 также интенсивно использовался на АО «СФ «Алмаз» при гибке деталей из поката полособульбового профиля методом раскатки стенки профиля.

Таким образом, можно утверждать, что применение ротационно - локальной гибки на станке МГПС-25 позволило обеспечить требуемую точность, качество формообразования и производительность гибки седлообразных деталей диффузоров нагнетателей проекта “Зубр” при отсутствии необходимости в применении штамповой оснастки и мощного гидропрессового оборудования.

Другой современной и не имеющей аналогов технологией, разработанной в АО «ЦТСС», является плазменная сварка алюминиевых конструкций неплавящимся электродом на обратной полярности с присадочной проволокой при помощи выпускаемого АО «ЦТСС» полуавтомата ППН-200, который предназначен для механизированной сварки изделий из алюминиевых сплавов малых толщин (1–6 мм).

Потребляемая полуавтоматом мощность при номинальном рабочем токе 200 А не превосходит 7 кВА, ПВ 60 %, скорость подачи присадочной проволоки диаметром 1,2–1,6 мм от 40 до 240 м/ч, расход защитного и

плазмообразующего газа 8–10 л/мин, масса плазматрона 0,6 кг, блока управления 20 кг, насосной станции 35 кг.

Полуавтомат ППН-200 прошел испытания, был выпущен небольшой серией, полуавтоматы успешно эксплуатируются и находят все большее применение на российских судостроительных предприятиях.

Сварка конструкций из алюминиевых сплавов

Одной из основных проблем, которые возникают при изготовлении сварных конструкций из алюминиевых сплавов является возникновение больших сварочных деформаций. Это связано с одной стороны с тем, что коэффициент тепловой деформации алюминия, а следовательно и укорочения сварных швов, примерно в три раза больше, чем у стали. С другой стороны из-за низкого модуля упругости листовые конструкции из алюминиевого сплава легко теряют устойчивость и образуют бухтины.

АО «ЦТСС» уже многие годы занимается проблемой определения и уменьшения сварочных деформаций. В результате была разработана соответствующая методика, основанная на теории распространения тепла, пластичности материала и классической строительной механики корабля. Эта методика включает аналитические зависимости, которые позволяют:

1. Определить укорочения сварного шва в зависимости от свариваемых материалов, режимов сварки, жёсткости конструкции и других факторов (термопластическая задача).

2. Определить искажения размеров и формы сварной конструкции, возникающие в результате укорочений сварных швов (деформационная задача).

Эта методика изложена в руководящем документе, действующем в судостроении РД5Р.9807-93, и позволяет выполнять с достаточной для решения практических задач точностью расчёты ожидаемых сварочных деформаций таких конструкций, как тавровые балки, плоских секций и секций с небольшой погибью, а также в некоторых случаях цилиндрических конструкций. Однако, в тех случаях когда конструкции имеют сложную форму и представляют собой объёмные секции с криволинейными обводами, изготавливаемыми из деталей двойкой кривизны, данная методика не применима из за ограничений, накладываемый применением классической строительной механики корабля.

Для снятия этого ограничения специалистами АО «ЦТСС» было решено применить метод конечных элементов при решении деформационной задачи. В соответствии с этой методикой вначале выполняется расчёт укорочений сварных швов по зависимостям, приведённым в РД5Р.9807-93. Затем по этим укорочениям определяются силы эквивалентные остаточным сварочным напряжениям. При этом применяются следующие формулы:

$$P_{\text{прод}} = |\Delta v_x| \cdot E;$$
$$P_{\text{попер}} = \frac{|\Delta v_y| \cdot E}{b},$$

где $P_{\text{прод}}$ — величина усилий, прикладываемых в продольном направлении, Н;

$P_{\text{попер}}$ — интенсивность поперечной нагрузки, Н/м;

Δv_x — погонный объём продольного укорочения сварного соединения, м²;

Δv_y — погонный объём поперечного укорочения сварного соединения, м²;

E — модуль нормальной упругости материала, Па;

b — ширина пластической зоны, к которой прикладывается поперечная нагрузка.

Типовые схемы приложения эквивалентных сил приведены на рис. 5.

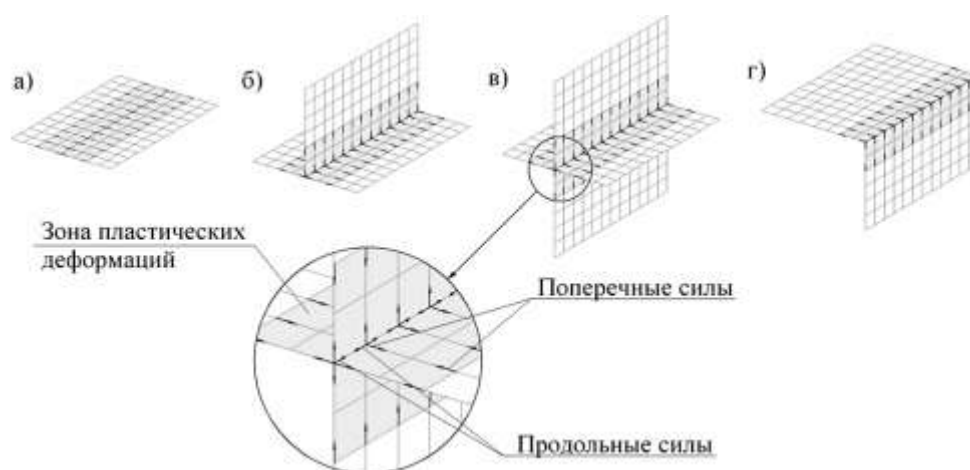


Рис. 5 – Схемы приложения сил эквивалентных остаточным сварочным напряжениям

Силы вводятся в конечно-элементную модель конструкции, после чего выполняется по методу конечных элементов выполняется расчёт деформаций, возникающих под действием этих сил. Эти деформации соответствуют ожидаемым сварочным деформациям. Пример результатов расчёта ожидаемых сварочных деформаций днищевой секции катамарана с использованием метода конечных элементов приведён на рис. 6.

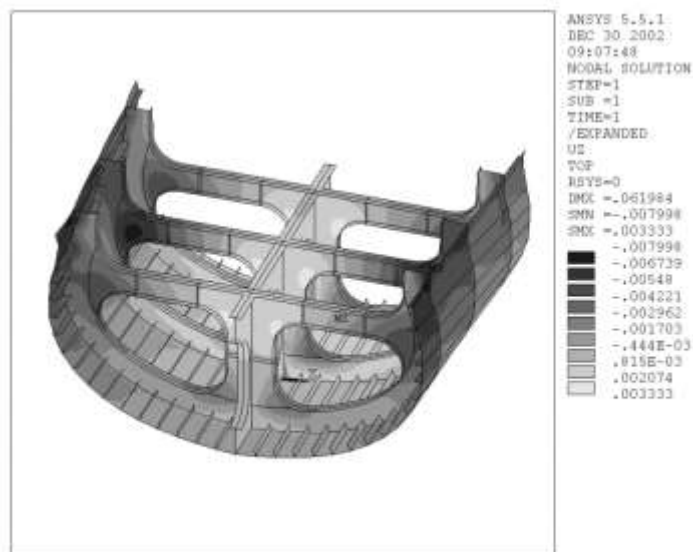


Рис. 6 – Результаты расчёта ожидаемых сварочных деформаций днищевой секции катамарана из алюминиевого сплава

Такой подход позволяет выполнять расчёты для конструкций любой сложности. Имея подобный инструмент, специалисты АО «ЦТСС» выполняют оптимизацию последовательности сварки различных конструкций и принимают решение о необходимости разработки специальных мероприятий по снижению и компенсации сварочных деформаций.

УДК 621.78

Влияние натекающих воздушных потоков на коррозионную стойкость конструкционных материалов

Иванов Д.А.¹; к.т.н.; Колосков А.А.¹

Ivanov Denis Anatolevich; Koloskov Alexandr Alexandrovich

ivanov.denis.71@mail.ru; koloskov16@gmail.com

¹*Санкт-Петербургский государственный университет
гражданской авиации*

Аннотация:

В данной работе представлены результаты исследования влияния обработки пульсирующим дозвуковым газовым потоком на коррозионную стойкость конструкционных металлических материалов, используемых при производстве двигателей, в агрессивных средах.

Ключевые слова:

конструкционные металлические материалы, коррозионная стойкость, термическая обработка, газовый поток.

Annotation:

Are in this work represented the results of investigating the influence of processing by the pulsatory subsonic gas flow on corrosion resistance of the

structural metallic materials, utilized with the production of engines, in the aggressive media.

Keywords:

structural metallic materials, corrosion resistance, heat treatment, gas flow.

Введение

Металлические детали машин, в том числе авиационных двигателей, такие, как валы, бандажные полки, клапаны, крепёж и др. нередко подвергаются коррозии, особенно при взаимодействии с агрессивными средами, причём очаги коррозии не всегда удаётся своевременно выявить неразрушающими методами контроля при техническом обслуживании, поэтому актуальной является задача повышения их коррозионной стойкости.

Коррозия сопровождается потерей массы детали, ведущей к уменьшению её несущей способности, а также повышению риска пластического деформирования и разрушения в процессе передачи усилия. При этом снижается чистота поверхности металла, способствуя интенсификации дальнейшего корродирования.

Коррозионная стойкость может быть повышена не только использованием покрытий, протекторов или введением дорогостоящих легирующих добавок, но и механической обработкой.

С целью повышения коррозионной стойкости металлических конструкционных материалов на сегодняшний день применяются различные методы механической обработки. Известно, что снижение растягивающих напряжений, например, в результате обкатки роликом может приводить к повышению коррозионной стойкости металлических деталей. Схожие результаты по повышению коррозионной стойкости даёт и дробеструйная

обработка, причем вне зависимости от величины и знака исходных остаточных напряжений.

Были проведены исследования влияния обработки пульсирующим дозвуковым газовым потоком (газоимпульсной обработки), ранее показавшей высокую эффективность при повышении механических свойств металлических материалов [1–6], на коррозионную стойкость углеродистых и легированных конструкционных сталей в агрессивных средах.

Для оценки влияния газоимпульсной обработки на коррозионную стойкость среднеуглеродистых конструкционных сталей образцы из стали 40 закаливали в воде с температуры 850°С, после чего часть образцов подвергалась отпуску при температуре 200°С, в то время как остальные образцы были обработаны в течение 15 минут пульсирующим дозвуковым воздушным потоком, обладающего частотой порядка 1130 Гц.

Испытания на коррозионную стойкость осуществлялись путём погружения образцов в 4%-ный водный раствор HCl на 20 суток с промежуточным контролем изменения массы через 5 суток, сопровождающимся обновлением раствора.

Относительная потеря массы образцов за 20 суток составила 7,14% в случае газоимпульсной обработки вместо низкого отпуска после закалки и 10,03% в случае закалки с последующим низким отпуском.

Потеря массы на единицу площади за 20 суток рассчитывалась по формуле

$$\Delta m = (m_0 - m_1)/s \quad (1),$$

где:

m_0 – масса до испытания, кг

m_1 – масса после испытания, кг

S – площадь поверхности, m^2

$\Delta m = 1,078$ kg/m^2 в случае закалки с обдувом и $1,495$ kg/m^2 при закалке с низким отпуском.

Скорость коррозии V_k составила $0,0539$ $kg/m^2 \cdot сут.$ в случае газоимпульсной обработки и $0,0748$ $kg/m^2 \cdot сут.$ в случае закалки с последующим низким отпуском.

Положительное влияние газоимпульсной обработки на коррозионную стойкость образцов из стали 40 показано на рисунке 1.

Повышение коррозионной стойкости связано с более значительной, чем в случае стандартного отпускного нагрева, релаксацией растягивающих остаточных напряжений на поверхности изделий в результате обдува пульсирующим газовым потоком, а также меньшим количеством продуктов распада мартенсита (прежде всего вторичных карбидов).

Потеря твёрдости закалённой стали 40 после обдува низкочастотным воздушным потоком меньше (менее 2 единиц HRC), чем после отпуска при температуре 200 градусов (2 единицы HRC и более).

Можно сделать вывод, что газоимпульсная обработка оказывает положительное влияние на механические свойства, надежность и долговечность термоупрочнённых изделий из конструкционных среднеуглеродистых сталей.

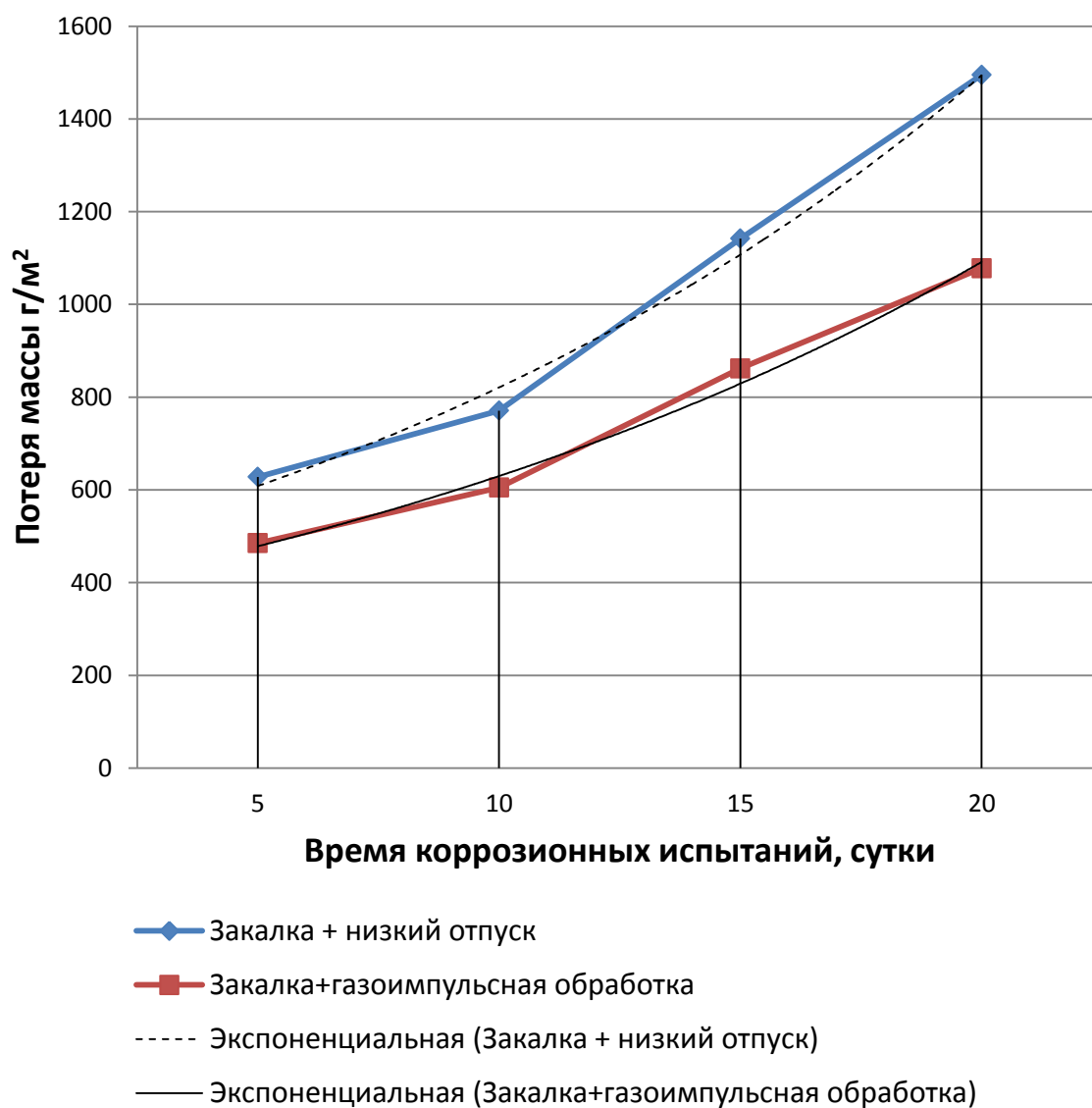


Рис. 1 – Влияние газоимпульсной обработки на потерю массы образцов из стали 40 при коррозионных испытаниях

В дальнейшем было проведено исследование воздействия газоимпульсной обработки на коррозионную стойкость легированных конструкционных сталей.

Среднеуглеродистые легированные конструкционные стали, такие, как сталь 40X в высокопрочном состоянии чувствительны к коррозии под действием напряжений.

Для оценки влияния газоимпульсной обработки на коррозионную стойкость конструкционных легированных сталей в высокопрочном состоянии образцы из стали 40X закаливали в воде с температуры 860°C, после чего часть образцов подвергалась отпуску при температуре 200°C, в то время как остальные образцы были обработаны в течение 15 минут пульсирующим дозвуковым воздушным потоком, обладающего частотой порядка 1130 Гц и звуковым давлением до 120 дБ. Испытания на коррозионную стойкость осуществлялись путём погружения образцов в 4%-ный водный раствор HCl на 20 суток с промежуточным контролем изменения массы через 5 суток, сопровождающимся обновлением раствора.

В таблице 4 приведены результаты измерения потери массы образцов из стали 40X за 0-5, 5-10, 10-15, 15-20 сутки коррозионных испытаний.

Относительная потеря массы образцов за 20 суток составила 2,8% в случае газоимпульсной обработки вместо низкого отпуска после закалки и 3,5% в случае закалки с последующим низким отпуском.

Потеря массы на единицу площади за 20 суток составила:

$\Delta m = 0,2 \text{ кг/м}^2$ в случае закалки с последующей газоимпульсной обработкой и $0,26 \text{ кг/м}^2$ при закалке с низким отпуском.

Скорость коррозии V_k составила $0,01 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{сут.}$ в случае газоимпульсной обработки и $0,013 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{сут.}$ в случае закалки с последующим низким отпуском.

Потеря массы за время коррозионных испытаний образцов из стали 40X с 5 по 20 сутки приведена на рисунке 2.

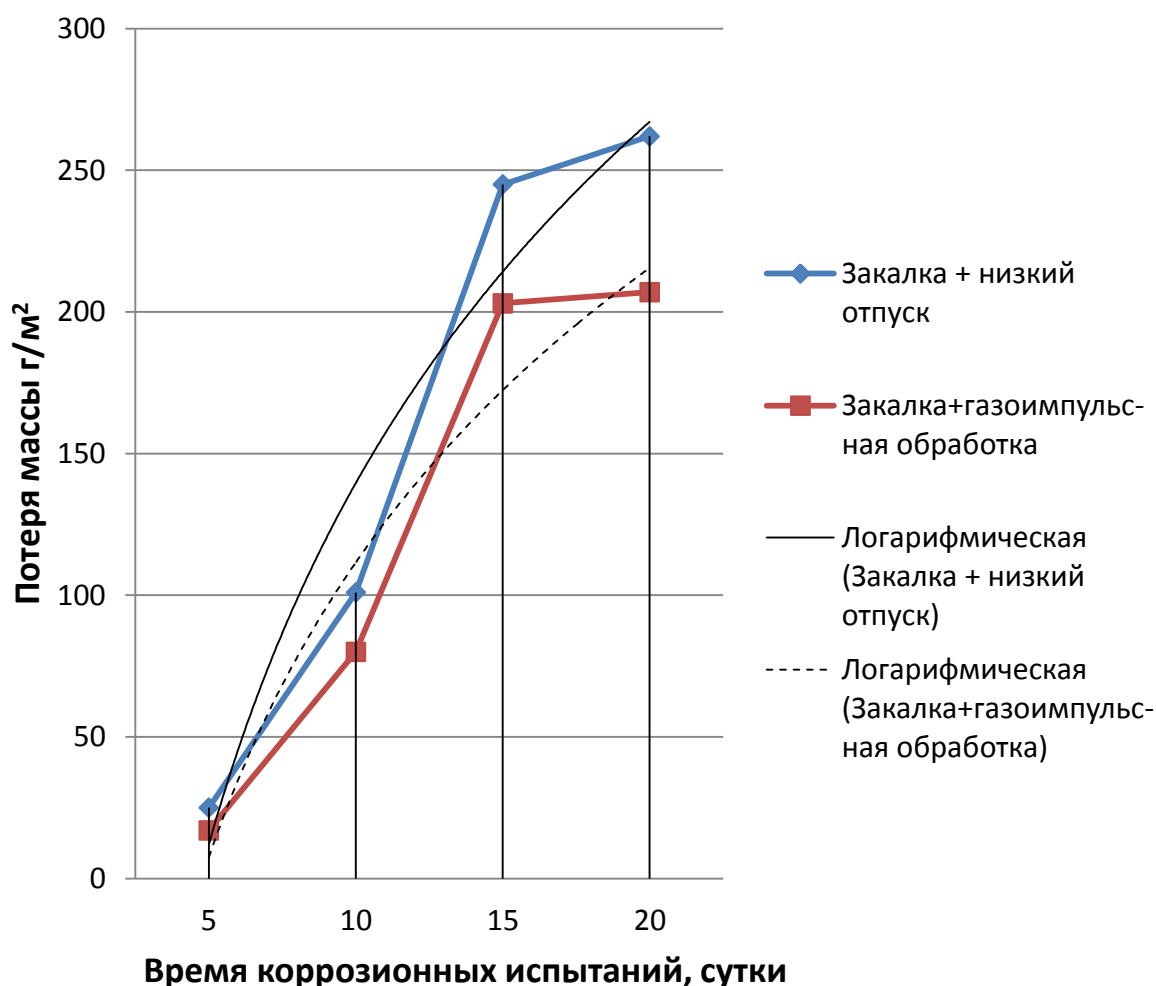


Рис. 2 – Влияние газоимпульсной обработки на потерю массы образцов из стали 40X при коррозионных испытаниях

Среднее значение твёрдости в случае закалки с последующей газоимпульсной обработкой составило 51 HRC, а случае закалки с последующим низким отпуском – 50 HRC.

Как и в случае стали 40, повышение коррозионной стойкости связано с тем, что газоимпульсная обработка более эффективно в сравнении с низким отпуском устраняет нежелательные растягивающие остаточные напряжения,

образующиеся в результате закалки на поверхности стальных изделий, а также с их более однородной структурой, благодаря меньшему выделению карбидной фазы.

Таким образом, замена низкого отпуска газоимпульсной обработкой не только делает технологический процесс достижения легированными конструкционными сталями высокопрочного состояния более экономичным, при сохранении высоких значений показателей твёрдости и прочности и обеспечении достаточной надёжности но и оказывает положительное влияние на их коррозионную стойкость.

Также исследовалось влияние газоимпульсной обработки на коррозионную стойкость легированной конструкционной стали 12ХН, применяемую для изготовления, зубчатых колес, пальцев и других ответственных деталей бытовых машин, работающих в условиях ударных и знакопеременных нагрузок, в состоянии поставки.

Образцы из стали 12ХН цилиндрической формы диаметром $d_0=16$ мм и высотой $h_0=19,6$ мм были обработаны в течение 12 минут пульсирующим дозвуковым воздушным потоком, обладающего частотой порядка 2100 Гц и звуковым давлением до 140 дБ.

Испытания на коррозионную стойкость осуществлялись путём погружения образцов в 4%-ный водный раствор HCl на 15 суток с промежуточным контролем изменения массы.

У образцов, подвергнутых газоимпульсной обработке, в результате пребывания в 4%-м водном растворе HCl продолжительностью 15 суток потеря массы на 24% меньше, чем у необработанных образцов (таблица 1, рис. 3), что может быть объяснено релаксацией остаточных микронапряжений, присутствовавших в холоднокатаном прутке под

действием механических волн, вызванных пульсациями воздушного потока, натекающего на образец и свидетельствует о эффективности применения пульсирующего дозвукового газового потока для повышения коррозионной стойкости легированных конструкционных сталей.

Таблица 1

Потеря массы образцов из стали 12ХН в состоянии поставки и подвергнутых газоимпульсной обработке за время коррозионных испытаний в 4%-ном водном растворе HCl. В скобках указана потеря массы в сравнении с непосредственно предыдущей

Обработка	Потеря массы, гр.		
	0	7 сут.	15 сут.
Состояние поставки	31,03	30,86 (0,17)	30,16 (0,7)
Газоимпульсная обработка 12 мин.	30,9	30,77 (0,13)	30,24 (0,33)



Рис. 3 – Образцы из стали 12ХН после пребывания в 4%-м водном растворе HCl продолжительностью 15 суток
а – состояние поставки, б – газоимпульсная обработка

Как показывают результаты исследования, чем продолжительнее воздействие агрессивной среды, тем в большей степени проявляется положительное воздействие газоимпульсной обработки на коррозионную стойкость. По мере распространения коррозии в глубинные слои, различие в потере массы во времени у обработанных и необработанных образцов не становилось меньше, что свидетельствует об объёмном характере достигнутого эффекта повышения коррозионной стойкости.

В отличие от чистого алюминия, многие алюминиевые сплавы не отличаются высокой коррозионной стойкостью. Латунь склонна к коррозионному растрескиванию в наклёпанном состоянии при содержании цинка, превышающем 20%. Поэтому остаётся актуальной задача повышения устойчивости данных сплавов к коррозии.

Пластины из алюминиевого сплава АМг6 подвергали газоимпульсной обработке при частоте колебаний параметров потока 900 Гц и импульсном воздушном давлении 130 дБ. Обдув осуществлялся в течение 15 мин.

Коррозионные испытания проводились в 40% водном растворе HCl.

Относительная потеря массы образцов за 5 суток составила 12,8% в случае газоимпульсной обработки и 64% без обработки (рис. 4).

Потеря массы на единицу площади за 5 суток составила

$\Delta m = 297,3 \text{ кг/м}^2$ в случае газоимпульсной обработки и $1405,4 \text{ кг/м}^2$ без обработки.

Скорость коррозии V_k составила $59,5 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{сут.}$ в случае газоимпульсной обработки и $281 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{сут}$ без обработки.



Рис. 4 – Образцы из АМгб после 5 суток выдержки в 40% водном растворе HCl
а – без обработки, б – газоимпульсная обработка

Таким образом, в результате исследования получен технический результат, а именно: повышена коррозионная стойкость изделий из конструкционных сталей и цветных сплавов на значительную глубину.

Химико-термическая обработка, в частности, хромирование может быть эффективным способом защиты поверхности изделий от коррозии. Вместе с тем, актуальной является задача повышения стойкости к агрессивным средам самого коррозионно-стойкого покрытия. В ходе решения данной задачи хромированная трубка наружным диаметром 6 мм и толщиной стенки 0,4 мм из латуни Л70 подвергали газоимпульсной обработке при частоте колебаний параметров потока 900 Гц и импульсном воздушном давлении 130 дБ в течение 15 мин.

Коррозионные испытания проводились в 20% водном растворе HCl. В ходе данных испытаний обработанный и контрольный образцы выдерживали в агрессивной среде равный промежуток времени.

Результаты, представленные на фотографии (рис. 5) демонстрируют более высокую устойчивость хромированного слоя к воздействию агрессивной среды после газоимпульсной обработки.



Рис. 5 – Хромированная трубка из латуни Л70 после воздействия агрессивной среды.
а – без обработки, б – газоимпульсная обработка

Таким образом, газоимпульсная обработка способствует повышению коррозионной стойкости изделий из конструкционных сталей и цветных сплавов, в дополнение к описываемому в источниках [1–6] её положительному влиянию на механические и эксплуатационные свойства металлических деталей машин.

Выводы

Механические волны, генерируемые пульсациями газового потока, способны оказывать влияние на коррозионную стойкость металлических материалов. Представляют практический интерес данные о положительном влиянии газоимпульсной обработки на коррозионную стойкость алюминиевых сплавов.

Литература

1. Иванов Д.А. Повышение конструктивной прочности материалов за счёт воздействия пульсирующих дозвуковых низкочастотных газовых потоков. Монография. – СПб.: Изд-во СПбГУСЭ, 2008. – 123 с.
2. Булычев А.В., Иванов Д.А. Воздействие газоимпульсной обработки на структуру, свойства и напряженное состояние металлических изделий // Технология металлов. – 2013. – №11. – С. 30–33.
3. Иванов Д.А., Засухин О.Н. Использование пульсирующего дозвукового газового потока для повышения эксплуатационных свойств металлических изделий // Технология металлов. – 2015. – № 1. – С. 34–38.
4. Иванов Д.А., Засухин О.Н. Повышение коррозионной стойкости конструкционных сталей газоимпульсной обработкой // Технология металлов. – 2015. – №10. – С. 27–31.
5. Иванов Д.А., Засухин О.Н. Обработка инструментальных сталей пульсирующими газовыми потоками // Технология металлов. – 2016. – №9. – С. 39–43.
6. Иванов Д.А., Засухин О.Н. Газоимпульсная обработка закалённых сталей // Технология металлов. – 2016. – №6. – С. 17–22.

УДК [548.1+004.942]:544.16

Применение современных топологических методов и математического моделирования для прогнозирования новых материалов и их свойств

Кабанов А.А.¹, к.ф.-м.н.; Еремин Р.А.¹, к.ф.-м.н.;

Ахметшина Т.Г.¹; Крутов А.Ф.¹, д.ф.-м.н.;

Гречников Ф.В.², д.т.н., академик РАН

Kabanov Artem Anatol'evich; Eremin Roman Aleksandrovich;

Ahmetshina Tatiana Gennad'evna; Krutov Aleksander Fedorovich;

Grechnikov Fedor Vasil'evich

artkabanov@mail.ru; eremin_roman@inbox.ru;

akhmetshina.tanya@yandex.ru; krutov@ssau.ru;

gretch@ssau.ru

¹*Межвузовский научно-исследовательский центр по теоретическому материаловедению при Самарском университете*

²*Самарский университет*

Аннотация:

Цель настоящего доклада – дать обзор современных методов теоретического прогнозирования новых материалов и их свойств. Основное внимание будет уделено методам топологического анализа структуры веществ, квантово-механического моделирования и созданию баз знаний. Показано, как практическое использование данных методов позволяет создавать новые материалы. На примере нескольких простых веществ будут

продемонстрированы возможности расчетов механических свойств материалов.

Ключевые слова:

метод топологического анализа веществ.

Abstract:

Program of topological and geometrical analysis of the crystal structure is described.

Keywords:

topological and geometrical analysis of the crystal structure.

В настоящее время теоретическое материаловедение переживает период бурного роста, обусловленный быстрым развитием методов квантово-механического моделирования и топологического анализа, доступностью значительных вычислительных ресурсов и наличием больших кристаллографических баз данных, а также инструментов для их высокоэффективного анализа [1, 2]. Так, основные базы данных неорганических веществ – *Pearson's crystal data* [3], *Inorganic Crystal Structure Database* [4] и *Cambridge Structural Database* [5] – содержат информацию о более чем 300000 известных соединений. Такой объем информации позволяет находить и выстраивать различные корреляции между структурой и свойствами материалов.

Достижения последних лет в области математического моделирования веществ позволяют прогнозировать новые материалы на теоретическом уровне, позволяя минимизировать затраты на процедуры синтеза и сложных

испытаний [6]. Этими возможностями начинают активно пользоваться и крупнейшие мировые авиапроизводители: Boeing и Airbus [7, 8].

В Межвузовском научно-исследовательском центре по теоретическому материаловедению (МНИЦТМ) при Самарском Университете проводятся работы по прогнозированию новых материалов и их свойств и разрабатываются методы топологического анализа веществ и баз данных кристаллографической информации. Так, программный комплекс ToposPro [9], разрабатываемый сотрудниками МНИЦТМ уже более 25 лет, позволяет анализировать структуры известных веществ и прогнозировать новые. Так, в 2017 году с помощью комплекса ToposPro было спрогнозировано, а затем синтезировано интерметаллическое соединение $Sc_{56}Pd_{15}$ (Рисунок 1). Полученная структура была расшифрована с помощью монокристалльного дифрактометра. Полученное соединение имеет нетривиальную структуру и содержит кластеры Маккея.

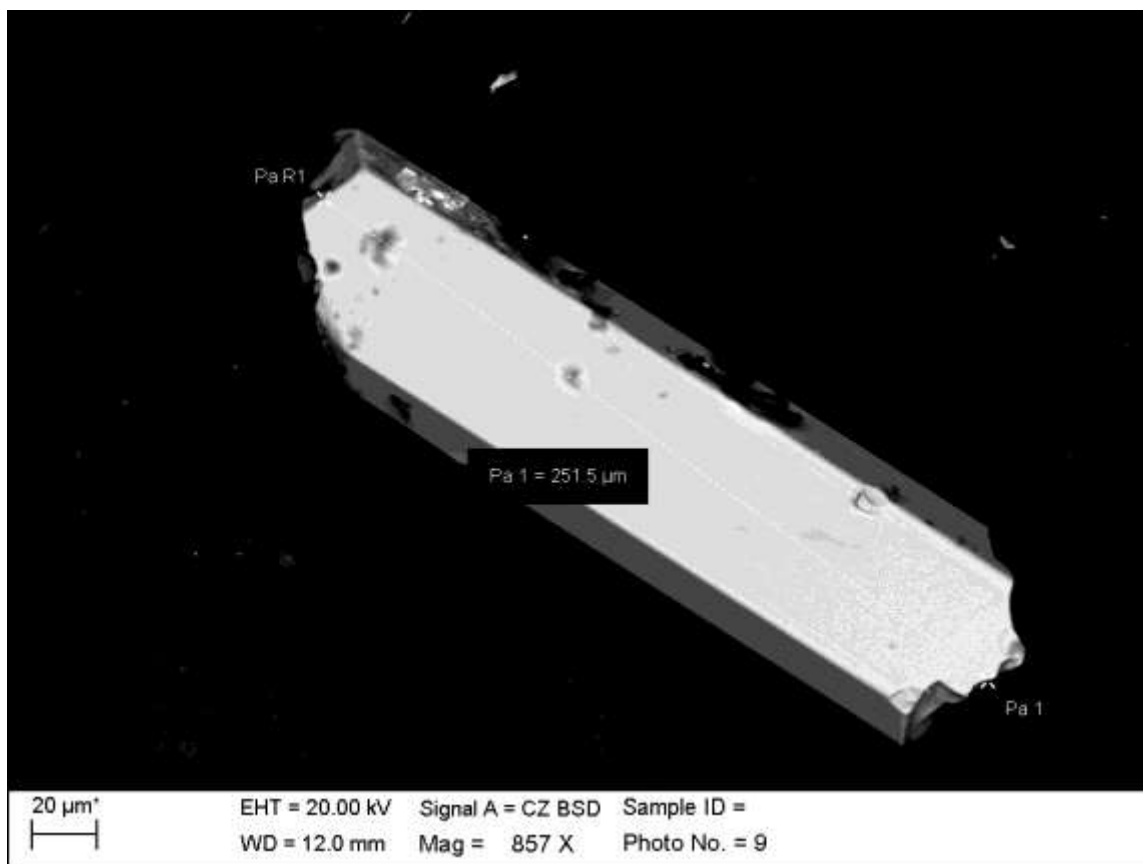


Рис. 1 – Монокристалл синтезированного интерметаллида $Sc_{56}Pd_{15}$

Таким образом, можно сделать вывод о том, что объединение методов геометрико-топологического анализа и квантово-механических расчетов практически открывает возможности поиска еще неизученных материалов.

Работа частично поддержана из средств субсидии (код 08-08) в соответствии с соглашением от 19 мая 2017 г. №05.Y09.21.0011. Расчеты методами квантово-механического моделирования были выполнены с использованием вычислительных комплексов «Сергей Королев» (Самарский университет) и «Цеолит» (МНИЦТМ).

Литература

1. Hart G. L. W. et al. Comprehensive search for new phases and compounds in binary alloy systems based on platinum-group metals, using a

computational first-principles approach //Physical Review X. – 2013. – Т. 3. – №. 4. – С. 041035.

2. Yang Q. et al. First-principles phase stability and elastic properties of Al–La binary system intermetallic compounds //Intermetallics. – 2015. – Т. 60. – С. 92–97.

3. Villars, P.; Cenzual, K. Pearson’s crystal data: Crystal structure database for inorganic compounds, 2012/2013

4. Gražulis S. et al. Crystallography Open Database—an open-access collection of crystal structures //Journal of Applied Crystallography. – 2009. – Т. 42. – №. 4. – С. 726–729.

5. Groom C. R. et al. The Cambridge structural database //Acta Crystallographica Section B: Structural Science, Crystal Engineering and Materials. – 2016. – Т. 72. – №. 2. – С. 171–179.

6. The EMMC Roadmap 2016 for Materials Modelling, <https://emmc.info/wp-content/uploads/2016/06/EMMC-Roadmap-2016.pdf>

7. A. Browning, “Utilization of Molecular Simulations in Aerospace Materials: Simulation of Thermoset Resin/Graphite Interactions,” Proceedings of AIChE Fall Annual Meeting, 2009;

8. Knox C. K. et al. High strain rate mechanical behavior of epoxy networks from molecular dynamics simulations //27th Army Science Conference Proceedings. – 2010.

9. Blatov V. A., Shevchenko A. P., Proserpio D. M. Applied topological analysis of crystal structures with the program package ToposPro //Crystal Growth & Design. – 2014. – Т. 14. – №. 7. – С. 3576-3586. <http://topospro.com>

УДК 539.5

Влияние электронно-пучковой обработки на изменение структуры и фазового состава титанового сплава VT1-0 при усталости
Effect of electron-beam treatment on structure and phase composition change of the titanium alloy VT1-0 under fatigue

Коновалов С.В.^{1,2}, д.т.н.; Комиссарова И.А.^{1,2}; Косинов Д.А.², к.т.н.;

Иванов Ю.Ф.³, д.ф.-м.н.; Громов В.Е.², д.ф.-м.н.

Konovalev Sergey^{1,2}, Komissarova Irina^{1,2}, Kosinov Dmitry², Ivanov Yurii³,
Gromov Victor²

¹*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, ksv@ssau.ru*

¹*Samara National Research University, ksv@ssau.ru*

²*Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru*

²*Siberian State Industrial University, gromov@physics.sibsiu.ru*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН, yufi55@mail.ru*

³*Institute of High Current Electronics SB RAS, yufi55@mail.ru*

Аннотация:

Выполнено исследование поверхности разрушения и состояния дефектной субструктуры разрушенного при многоцикловой усталости титанового сплава VT1-0, подвергнутого предварительно облучению интенсивным импульсным электронным пучком. Облучение электронным

пучком привело к увеличению усталостной долговечности в среднем на 40% относительно необлученных образцов.

Ключевые слова:

структура, титановый сплав VT1-0, электронно-пучковая обработка, многоцикловая усталость.

Abstract:

The aim of the work was to study the fracture surface and state of the defect substructure of the titanium alloy VT1-0, destroyed during the fatigue, subjected to a pre-exposure to an intense pulsed electron beam. Irradiation with an electron beam led to an increase in fatigue life by an average of 40%.

Keywords:

structure, titanium alloy VT1-0, electron-beam treatment, high cycle fatigue.

Введение

Титановые сплавы являются одними из широко применяемых в промышленности материалов, которые благодаря уникальному сочетанию таких физических и механических характеристик, как высокая удельная прочность, достаточная технологическая пластичность и высокая коррозионная стойкость, являются одними из наиболее привлекательных конструкционных материалов. Однако расширению области их применения препятствуют низкое сопротивление абразивному и эрозионному изнашиванию, низкая твердость, склонность к схватыванию при работе в узлах трения и низкая износостойкость. Также титановые сплавы являются чувствительными к состоянию поверхности. Это связывается с тем, что после механической обработки при изготовлении образцов в поверхностном слое

формируются риски, которые оказывают влияние на их долговечность. Поэтому состояние поверхностного слоя оказывает существенное влияние на усталостную долговечность материала т.к. в большинстве случаев причиной усталостного разрушения металлов и сплавов является наличие концентраторов напряжений и зарождение трещин в поверхностном слое детали. Изменение состояния материала на поверхности детали способно существенно улучшить ее свойства и оказать значительное влияние на сопротивление усталости массивных образцов [1–5].

Апробированных методов нанесения изменения состояния поверхности металлических (в том числе и титановых) изделий в настоящее время существует достаточное количество (микродуговое оксидирование, аэротермоакустическая обработка, ионное азотирование и перемешивание, упрочнение фазовыми составляющими твердых эвтектик, сварочные методы, электровзрывное легирование и др.). Применение методов поверхностного упрочнения приводит к существенному повышению механических характеристик материала, что связано с удалением концентраторов напряжений, сформировавшихся вследствие механической обработки, созданием в поверхностном слое обработанной детали сжимающих остаточных напряжений, диспергированием структуры матрицы и включений вторых фаз [6–10].

Эффективным методом улучшения поверхностного слоя материала является электронно-пучковая обработка, позволяющая модифицировать структуру поверхностного слоя толщиной более 10 мкм, переводя его в многослойное структурно-фазовое состояние и, при этом, не затрагивая структуру и свойства основного объема сплава [10].

Целью настоящей работы являлось установление влияния электронно-пучковой обработки титанового сплава ВТ1-0 на его усталостную долговечность, а также исследования структуры, проведенные с помощью просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии.

Материалы и методики проведения экспериментов и исследований

В качестве материала исследований были использованы образцы титанового сплава ВТ1-0 следующего химического состава: до 0,18 Fe; до 0,07 С; до 0,04 N; до 0,1 Si; до 0,12 O; до 0.004 H; 0.3 - другие примеси; остальное Ti, масс. %). Образцы толщиной 4 мм и шириной 12 мм были изготовлены по ГОСТ 25.502-79 и имели симметричный концентратор напряжений с минимальным сужением в центральной части 5 мм. Образцы были изготовлены из цельного листа толщиной 4 мм.

Облучение поверхности образцов, приготовленных для усталостных испытаний, осуществляли на установке «СОЛО» [10] при следующих параметрах: энергия электронов 16 кэВ; частота следования импульсов $0,3 \text{ с}^{-1}$; длительность импульса пучка электронов 150 мкс; плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см^2 ; количество импульсов воздействия 3.

Усталостные испытания проводили на установке для испытаний на усталость по схеме асимметричного консольного изгиба. Температура испытаний – 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 10 Гц. Испытания выполнены не менее чем с 10 образцами в каждом состоянии. Результаты затем усреднялись и статистически обрабатывались.

Исследования поверхности разрушения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии (Tesla BS-301). Анализ фазового состава и состояния дефектной субструктуры материала выполняли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (JEM-2100).

Тонкие фольги для исследований готовили методом ионного утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из массивного образца параллельно поверхности разрушения на расстоянии 1–3 мкм от ее поверхности. Исследования выполнены методами физического материаловедения [11, 12] с разрушенными образцами, находящимися в двух состояниях: исходное состояние и после обработки импульсными электронными пучками.

Результаты исследований и их обсуждение

Проведение усталостных испытаний показало, что образцы в исходном состоянии разрушались при достижении $(267 \pm 34) \cdot 10^3$ циклов, а образцы, предварительно подвергнутые воздействию электронным пучком, – $(319 \pm 33) \cdot 10^3$ циклов. Таким образом, электронно-пучковая обработка образцов привела к увеличению усталостной долговечности в среднем на 20%. Для проведения дальнейших исследований были выбраны образцы в двух состояниях – без воздействия электронным пучком и после электронно-пучковой обработки. Данные образцы показали следующее число циклов до разрушения: $233 \cdot 10^3$ и $323 \cdot 10^3$, следовательно, электронно-пучковая обработка привела к увеличению усталостной долговечности исследуемого материала на 39% относительно необлученных образцов.

Характерное изображение усталостного излома образца, обработанного интенсивным импульсным электронным пучком, представлено на рис. 1. Анализируя результаты, представленные на рис. 1, необходимо отметить, что усталостный излом имеет многослойное строение и характеризуется наличием поверхностного слоя (слой 1 на рис. 1в) толщиной (20-25) мкм, промежуточного слоя толщиной (50-55) мкм (слой 2) и основного объема материала (слой 3). В поверхностном слое идентифицируется подслой,

примыкающий к поверхности облучения, характеризующийся наличием микропор (слой 1.1).

Как показали тепловые расчеты, приведенные в [13], облучение титана интенсивным электронным пучком с параметрами 30 Дж/см², 150 мкс в одноимпульсном режиме сопровождается образованием сравнительно тонкого (≈ 25 мкм) поверхностного слоя, образующегося в результате высокоскоростной кристаллизации расплава. Из их сопоставления следует, что поверхностный слой 1 (рис. 1) сформировался в результате плавления и скоростной кристаллизации материала; слой 2 (рис. 1) является слоем термического влияния.

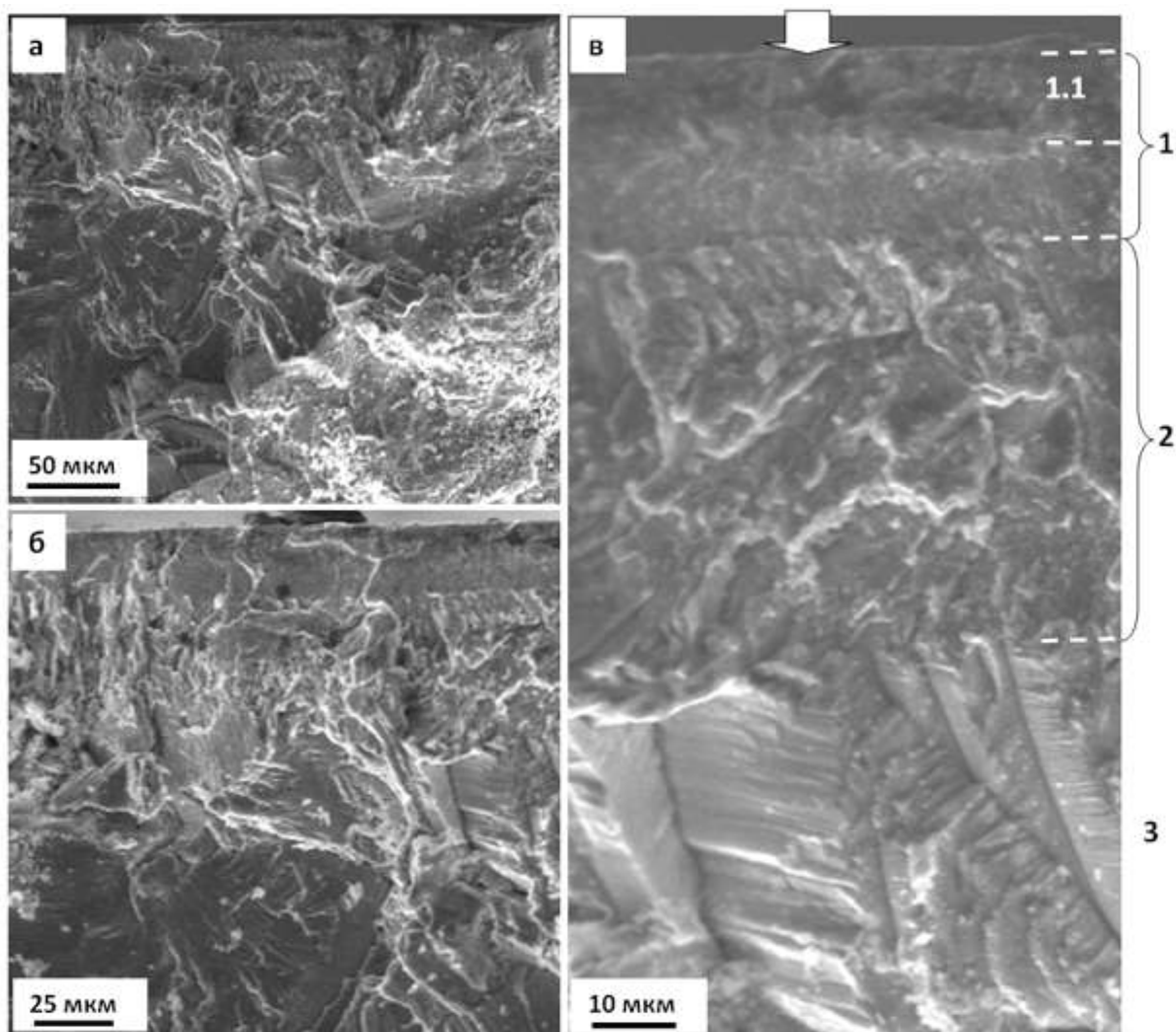


Рис. 1 – Структура поверхности разрушения образца, подвергнутого облучению интенсивным электронным пучком и разрушенного при усталостном нагружении.

На (с) стрелкой указана поверхность облучения

На рис. 2 представлены характерные изображения дефектной субструктуры поверхностного слоя материала (в состоянии без обработки электронным пучком), разрушенного в результате усталостных испытаний. Из рис. 2 следует, что исследуемый материал имеет поликристаллическую структуру на основе α -титана; в объеме зерен наблюдается дислокационная субструктура, представленная хаотически распределенными дислокациями

(рис. 2а) и дислокациями, формирующими нерегулярные сетки (рис. 2б). Скалярная плотность дислокаций составляет $\approx 2,8 \cdot 10^{10}$ см⁻². Подобная дислокационная субструктура выявляется в объеме зерен в области, расположенной на расстоянии (150-200) мкм от поверхности образца [13].

Структура поверхностного слоя титана, облученного интенсивным импульсным электронным пучком и разрушенного в результате усталостных испытаний, существенным образом отличается от структуры, выявленной в титане, не подвергнутом предварительному облучению. А именно, по морфологическому признаку можно выделить тонкий поверхностный слой толщиной ≈ 5 мкм, в объеме зерен которого наблюдается субзеренная структура, характерное изображение которой представлено на рис. 3а. Субзерна имеют глобулярную форму, размеры их изменяются в пределах (500–700) нм. На большем удалении от поверхности облучения в слое толщиной (20-25) мкм в объеме зерен выявляется субструктура пластинчатого типа, характерное изображение которой представлено на рис. 3в, г. Состояние пластинчатой структуры существенным образом зависит от расстояния от поверхности облучения электронным пучком. А именно, наблюдается переход от смешанной субзеренно-пластинчатой структуры (рис. 3в) к собственно структуре пластинчатого типа (рис. 3д). В объеме субзерен и пластин выявляется сетчатая дислокационная субструктура, характерное изображение которой представлено на рис. 3б.

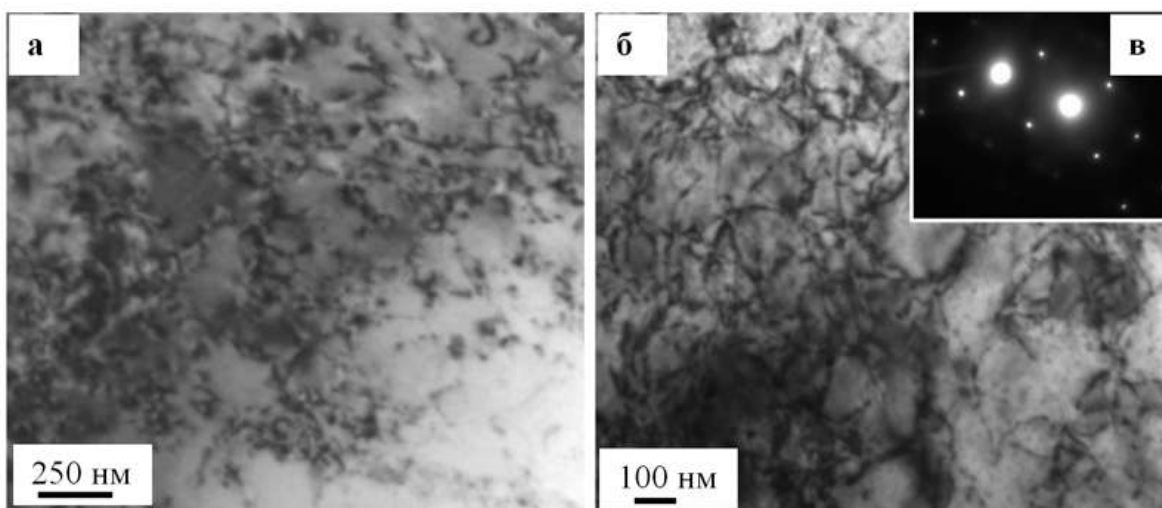


Рис. 2 – Электронно-микроскопические изображения структуры поверхностного слоя титанового сплава, разрушенного в результате испытаний на усталостную долговечность; а, б – светлые поля; в – микроэлектродифрактограмма

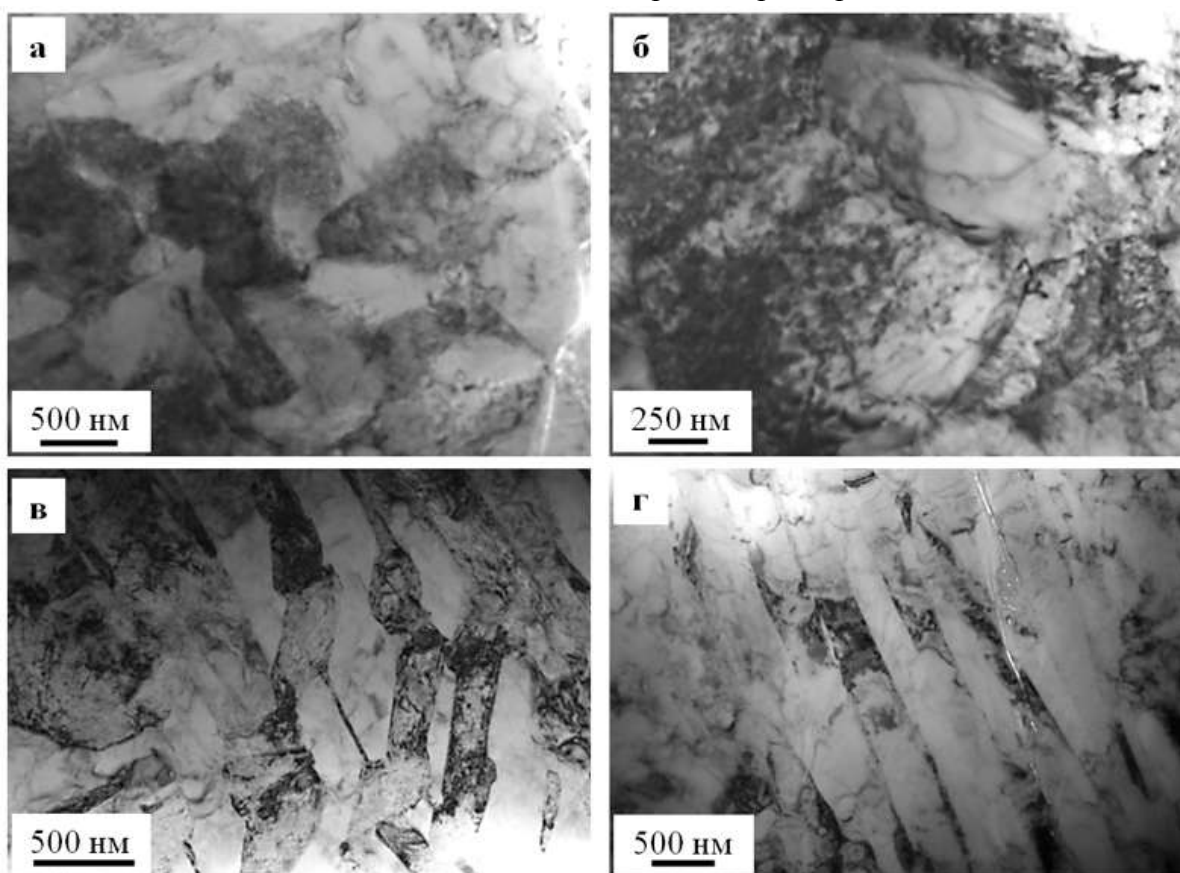


Рис. 3 – Электронно-микроскопические изображения структуры титанового сплава, подвергнутого облучению интенсивным электронным пучком и последующим усталостным испытаниям. Поверхностный слой

Поверхностный слой с пластинчатой субструктурой контактирует с промежуточным слоем, в объеме зерен которого выявляется дислокационная субструктура, представленная хаотически распределенными дислокациями, дислокационными клубками и дислокационными сетками; скалярная плотность дислокаций составляет $1,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Следует отметить, что подобная субструктура выявляется и в зернах разрушенных образцов, не подвергавшихся предварительному облучению интенсивным электронным пучком.

Сопоставляя результаты тепловых расчетов и результаты, полученные методами дифракционной электронной микроскопии, можно заключить, что поверхностный слой с пластинчатой структурой сформировался в результате высокоскоростной кристаллизации титана, имеющей место при электронно-пучковой обработке.

Выводы

Таким образом, в работе показано, что электронно-пучковая обработка образцов титанового сплава ВТ1-0 приводит к увеличению их усталостной долговечности в среднем на 40%.

Методами сканирующей электронной микроскопии установлено, что разрушенные образцы, предварительно подвергнутые обработке электронными пучками, имеют многослойное строение и характеризуется наличием поверхностного слоя толщиной (20-25) мкм, промежуточного слоя толщиной (50-55) мкм и основного объема материала.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии показано, что структура поверхностного слоя титана, облученного импульсным электронным пучком и разрушенного в результате усталостных

испытаний, существенно отличается от структуры, выявленной в титане, не подвергнутом предварительному облучению.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проекты №16-32-60048 мол_а_дк, 17-32-50003 мол_нр, №16-58-00075 Бел_а) и государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

Литература

1. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. М.: Интермет инжиниринг, 2002. – 287 с.
2. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. М.: Наука, 1989. 230 с.
3. Кудрявцев И. В. Влияние поверхностного пластического деформирования на зарождение трещин усталости в роторной стали // Проблемы прочности. 1986. № 4. С. 15–19.
4. Брондз Л.Д. Влияние шероховатости поверхности на выносливость и эффективность упрочнения ППД титанового сплава ВТ6 // Проблемы прочности. 1980. № 8. С. 31–34.
5. Степнов М.Н., Агамиров Л.В. О статических закономерностях сопротивления усталости титанового сплава ВТ3-1 // Заводская лаборатория. 1980. № 11. С. 1044–1046.
6. Кривцов В. С., Павленко В. Н., Волков И. В. Факторы, влияющие на зарождение усталостных трещин в лопатках авиационных двигателей // Научный вестник ДГМА. 2011. №1 (7Е). С. 65–72.
7. Ерубаетв Е.А., Колобов Ю.Р., Кузьменко И.Н., Храмов Г.В., Иванов М.Б., Манохин С.С. Влияние микродугового оксидирования на усталость

титанового сплава ВТ6 // Фундаментальные исследования. 2014. №12. С. 2575–2579.

8. Усков В.Н., Данилин Г.А., Воробьева Г.А., Титов А.В., Ремшев Е.Ю., Кукуня Ю.С. Влияние АТАО на свойства деформированных титановых сплавов // Металлообработка. 2013. № 1(73). С. 50–54.

9. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Аксенова К.В. Усталость силумина, модифицированного электронно-пучковой обработкой. – Новокузнецк: Полиграфист. – 2016. – 184 с.

10. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. - 2008. - №5. - С. 60–70.

11. Томас Г., Гориндж М.Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. – М.: Наука, 1983. - 320 с.

12. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. - 584 с.

13. Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Косинов Д.А., Иванов Ю.Ф., Иванова О.В., Громов В.Е. Структура титанового сплава, модифицированного электронными пучками и разрушенного при усталости // Письма о материалах 2017. Т.7. №3. С. 266–271.

УДК 621.791.55:669.715

Устранения литейных дефектов в магниевых крупногабаритных отливках методом газодинамического напыления

Кошелёв А.О.¹; Мухина И.Ю.², к.т.н.,

Koshelev A.O., Mukhina I.Yu.

koshelev-artem@bk.ru;

¹АО «ММЗ «АВАНГАРД»

²ФГУП ВИАМ ГНЦ РФ

Аннотация:

Исследованы физикомеханические и технологические свойства алюминиевых покрытий наносимых методом газодинамического напыления на сплав марки МЛ5. Установлено, что алюминиевые покрытия наносимые данным методом напыления обладают высокими адгезионными, антикоррозионными и эксплуатационными характеристиками.

Проведено опробование метода газодинамического напыления на натуральных образцах, вырезанных из тела отливки с имитацией различных дефектов.

Ключевые слова:

газодинамическое напыление, магниевые сплавы, адгезия, крупногабаритные отливки.

Annotation:

The physicomachanical and technological properties of aluminum coatings applied by the gas-dynamic spraying method on the ML5 grade alloy are studied. It is established that aluminum coatings applied by this method of spraying have high adhesion, anticorrosion and performance characteristics.

The method of gas-dynamic spraying was tested on full-scale samples cut from the casting body with imitation of various defects.

Keywords:

gas-dynamic spraying, magnesium alloys, adhesion, large-sized castings.

1. Введение

В настоящее время в России и за рубежом в изделиях военной техники достаточно широко применяются магниевые сплавы, которые благодаря высокой удельной прочности, жесткости, виброустойчивости и малой плотности обеспечивают тактико-технические характеристики современных зенитно-ракетных установок [1]. Из литейных магниевых сплавов систем Mg-Al-Zn и Mg-PЗМ-Zr отливают сложноконтурные разностенные корпуса различных габаритов и конструкций, шпангоуты, стрингеры, основания и другие отливки [2]. На предприятии АО «ММЗ «АВАНГАРД» по новой технологии освоен выпуск деталей 48Н6 и 40Н6 из магниевого сплава МЛ5 для изделий ЗРК «Фаворит» и «Триумф» рис. 1.



Рис. 1 – ЗРК «Фаворит»

В ряде случаев при заливке отливок в кокиль, в формы из песчаноглинистых (ПГС) или холоднотвердеющих (ХТС) смесей с выполнением стержней сложной конфигурации, возникают поверхностные дефекты, такие как неслитины, засоры, раковины, нарушения геометрии, зональные рыхлоты, которые, учитывая трудоемкость изготовления детали, необходимо устранить для получения годной отливки [3].

Целью данной экспериментальной работы является исследование возможности устранения литейных дефектов методом газодинамического напыления мелкодисперсных алюминиевых порошков.

2. Экспериментальная часть. Устранение литейных дефектов корпусных отливок из сплава МЛ5 методом напыления

2.1. Выбор оборудования и материалов для нанесения покрытий методом напыления на образцы из сплава МЛ5

Для получения металлических покрытий на поверхности образцов, была выбрана технология нанесения покрытий газодинамическим способом на

установке ДИМЕТ® Д404RЭ¹ (рис. 2) с предварительной пескоструйной очисткой поверхностей от загрязнений и приданию поверхности шероховатости. Установка предназначена для изготовления и ремонта деталей в различных отраслях машиностроения.

В поток сжатого воздуха движущийся со сверхзвуковой скоростью подаются высокодисперсные порошки напыляемого материала. Рабочая температура нагрева воздуха составляет от 200 до 600°С, рабочее давление от 5 до 9 кгс/см².

Высокоскоростная струя смеси горячего воздуха с порошком подается из сверхзвукового сопла при включении напылителя.

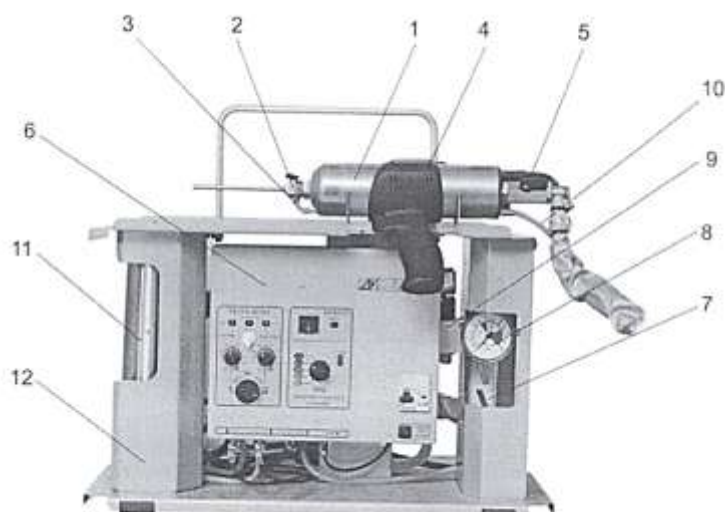


Рис. 2 – Установка для газодинамического напыления покрытий ДИМЕТ (404)
1 – Напылитель ДМ44; 2 – Сопло СК20; 3 – Силиконовый переходник; 4 – Ручка с кнопкой подачи воздуха и порошка; 5 – Ручной пневмокран; 6 – Блок контроля и управления БКУ-03-14; 7 – Фильтр-регулятор давления; 8 – Манометр; 9 – Пневмоэлектродвухконтурный клапан; 10 – Силиконовая порошковая трубка; 11 – Порошковый питатель ПВ43; 12 – Стойка переносная

¹ ООО «Обнинский Центр Порошкового Напыления» (ООО «ОЦПН»)

С помощью установки ДИМЕТ возможно восстановление деталей из различных сплавов. Покрытие порошковыми материалами наносится с целью заделки трещин, царапин, устранения течей и восстановления формы детали. Возможно нанесение алюминиевых, цинковых, медных, свинцовых, оловянных и никелевых покрытий.

В качестве материала для напыления на магниевые детали был выбран порошок алюминия марки А5 (ГОСТ 11069-2005) и высокодисперсная дисперсионная смесь алюминиевого порошка с добавлением электрокорунда белого (Al_2O_3), ГОСТ Р52581-2005 в количестве 10, 20, 30 % (таблица 1). Подготовку поверхности проводили с помощью пескоструйной очистки. Было подготовлено 4 типа образцов в количестве по 5 штук каждого. Покрытия наносились под давлением $P=5,5$ атм. Замеры напыленного слоя осуществляли штангенциркулем.

Таблица 1

Состав напыляемых порошков

№ образца	Марка	Состав покрытия	Количество, шт	Примечание
0	Сплав МЛ5	Без покрытия	5	Базовый образец
1	А10-01	Al – 90 % Al_2O_3 – 10 %	5	-
2	А20-01	Al – 80 % Al_2O_3 – 20 %	5	-
3	А30-01	Al – 70 % Al_2O_3 – 30 %	5	-
4	А10-01+Al	Al – 90 % Al_2O_3 – 10 % Al марки А5	5	Напыление второго слоя порошка из чистого алюминия

Химический состав примененного алюминия марки А5 по ГОСТ 11069-2005 представлен в таблице 2.

Таблица 2

Химический состав алюминиевого порошка технической чистоты

Марка алюминия	Примеси, не более, %									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ca	Ti	Прочие примеси	Al, не менее
А5	0,25	0,30	0,02	0,05	0,03	0,06	0,03	0,02	0,03	99,50

2.2. Исследование адгезии покрытия к основному материалу; коррозионной стойкости; взаимодействие напыленных образцов с лакокрасочными материалами

Для испытаний влияния нанесенного покрытия на свойства образцов из сплава МЛ5 были выбраны образцы с характерными литейными дефектами в виде раковин, засоров, зональных микрорыхлот, изменения геометрии в термически обработанном по режиму Т4 состоянии.

На предварительно отпескоструенные плоские образцы из сплава МЛ5, вырезанные из корпусных отливок, были нанесены на установке ДИМЕТ 404 методом газодинамического напыления 4 типа покрытий мелкодисперсных порошков (таблица 1). Режим напыления был выдержан одинаковый. Гранулометрический состав был также одинаковый и составлял: для порошка из чистого алюминия 95% гранул размером от 5 до 50 мк; для корунда (Al_2O_3) 95% гранул размером от 10 до 25 мк. Толщина напыленного слоя составила 1,5–2,0 мм.

Для проверки качества адгезии напыленного покрытия с основным материалом были проведены испытания по методике АО «ММЗ «АВАНГАРД», представленные в таблице 3.

Как следует из таблицы 3 результаты исследований сцепления (адгезии) напыленных слоев А10-01, А20-01, А30-01 с матрицей основного материала показывают, что разрушения образца по напыленному разъему не происходит. Сцепление напыленных покрытий прочное, следует ожидать, что его отслаивания от отливок не будет. Несколько хуже ведет себя образец с двухслойным напылением №4: чистого алюминия на покрытие состава $Al+10\% Al_2O_3$.

Исследование коррозионной стойкости проводили по ГОСТ 9.905 на 15 шт. образцах сплава МЛ5пч, Т4 с напылением высокодисперсных порошков №№ 1-4 (таблица 1). При этом, использовали циклическую коррозионную камеру Votsch VSC-1000 солевого тумана (КСТ).

Оценку коррозионной стойкости образцов с покрытиями и без (по три образца на точку) проводили путем сравнительных ускоренных коррозионных испытаний в КСТ при постоянной температуре 35 °С с распылением 5 %-ого раствора NaCl (протокол испытаний ФГУП «ВИАМ» № 1622/07-16 прилагается).

Таблица 3

Качество адгезии напыленного покрытия с телом отливки

№ п/п	Покрытие	№ образца	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Заключение о качестве адгезии
1	А-10-01 Al + 10 % Al ₂ O ₃	1	1,71 (Срыв резьбы)	Степень сцепления напыленного слоя с матрицей высокая. Отрыва напыленного слоя от основного материала МЛ5, Т4 и разрушения образцов не происходит
		2	2,67 (Разрушение по клею)	
		3	1,93 (Разрушение по клею)	
		4	2,38 (Разрушение по клею)	
		5	2,22 (Разрушение по клею)	
2	А-20-01 Al + 20 % Al ₂ O ₃	1	2,08 (Разрушение по клею)	Разрушения образцов не происходит
		2	1,72 (Разрушение по клею)	
		3	2,17 (Разрушение по клею)	
		4	2,67 (Разрушение по клею)	
		5	1,80 (Срыв резьбы)	
3	А-30-01 Al + 30 % Al ₂ O ₃	1	2,12	Разрушения образцов не происходит
		2	2,41	
		3	2,82	
		4	2,39	
		5	2,16	
4	Двухслойное А-10-01+Al Al + 10 % Al ₂ O ₃ + Al чист. марки А5	1	1,68 (Разрушение по напылению)	Имеет место частичное разрушение образца по месту напыления
		2	1,83 (Разрушение по напылению)	
		3	2,96 (Разрушение по клею)	
		4	2,11 (Разрушение по клею)	
		5	2,54 (Разрушение по клею)	

Результаты испытаний приведены в таблице 4 и на рисунке 3.

Таблица 4

Коррозионные испытания напыленных образцов из сплава МЛ5, Т4 в КСТ

№№	Сплав	Покрытия	Состояние поверхности образцов после 72 ч экспозиции. Коррозионная стойкость.
1	2	3	4
1	МЛ5, Т4	Без покрытия	Коррозия 25% поверхности
2			Коррозия 25% поверхности
3			Коррозия 25% поверхности
4		Напыление Al+10% Al ₂ O ₃	Изменений нет. Коррозия отсутствует.
5			Изменений нет. Коррозия отсутствует.
6			Изменений нет. Коррозия отсутствует.
7		Напыление Al+20% Al ₂ O ₃	Изменений нет. Коррозия отсутствует.
8			Изменений нет. Коррозия отсутствует.
9			Изменений нет. Коррозия отсутствует.
10		Напыление Al+30% Al ₂ O ₃	Изменений нет. Коррозия отсутствует.
11			Изменений нет. Коррозия отсутствует.
12			Изменений нет. Коррозия отсутствует.
13		Напыление Al+10% Al ₂ O ₃ +Al	Изменений нет. Коррозия отсутствует.
14			Изменений нет. Коррозия отсутствует.
15			Изменений нет. Коррозия отсутствует.



Базовый образец сплава МЛ5 без покрытия



№1 Al+10% Al₂O₃



№2 Al+20% Al₂O₃



№3 Al+30% Al₂O₃



№4 покрытие двухслойное Al+10% Al₂O₃+Al

Рис. 3 – Образцы сплава МЛ5, Т4 после испытаний коррозионной стойкости в камере солевого тумана КСТ

Испытания коррозионной стойкости напыленных образцов в сравнении с базовыми образцами сплава МЛ5 в состоянии Т4 показали, что в достаточно жестких условиях базовые образцы без покрытий подверглись коррозионным поражениям, которые составили 25% поверхности. На образцах с напылением алюминия с (10-30)% корунда (Al_2O_3) (9 шт.) и двухслойным напылением коррозионных поражений не обнаружено.

Было исследовано взаимодействие нанесенных покрытий с лакокрасочными материалами.

На образцы с напыленными покрытиями наносили стандартную защитную систему: грунтовку и 2 слоя эмали ЭП140. Адгезию покрытий определяли на 12-ти образцах 4х составов по ГОСТ 15140-78 в исходном состоянии и после выдержки в воде в течение 14 суток (протокол ФГУП «ВИАМ» 1732/15-16). В таблице 5 и на рис. 4 приведены результаты испытаний, усредненные по трем образцам.

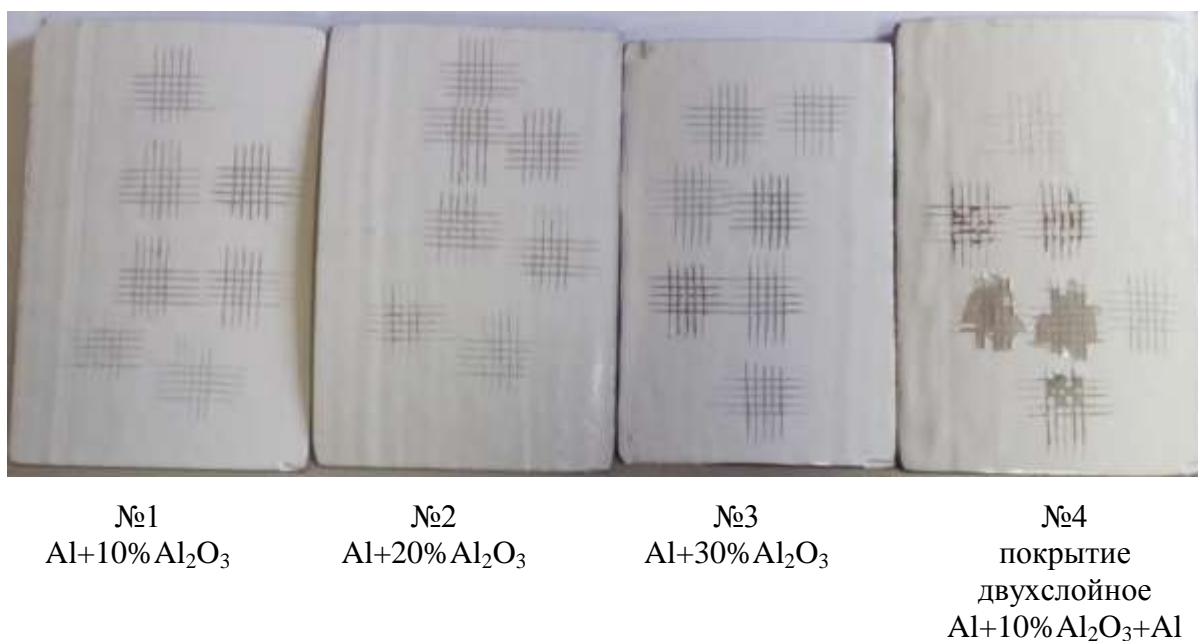


Рис. 4 – Образцы сплава МЛ5, Т4 после определения адгезионных свойств напыленных покрытий

Таблица 5

Результаты исследования взаимодействия ЛКП с напыленными покрытиями.

Подложка	№ п/п	Напыленное покрытие	Исходная адгезия, балл	После 1 суток увлажнения, балл	После 3 суток увлажнения, балл	После 10 суток увлажнения, балл	После 14 суток увлажнения, балл
1	2	3	4	5	6	7	8
Магниевый сплав МЛ5 Т4	1	Al+10% Al ₂ O ₃ +ЭП-140 (2 слоя)	1	1	1	1	1
	2	Al+20% Al ₂ O ₃ +ЭП-140 (2 слоя)	1	1	1	1	1
	3	Al+30% Al ₂ O ₃ +ЭП-140 (2 слоя)	1	1	1	1-2	1-2
	4	Al+10% Al ₂ O ₃ +Al порошок + ЭП-140 (2 слоя)	2	4	4	4	4

Как следует из таблицы 5 и рис. 4 адгезия лакокрасочного покрытия не изменяется после 1-ых, 3-х, 10-ти и 14-ти суток увлажнения и составляет 1 балл для образцов с напылением № 1, 2 и 3. Отслаивание ЛКП наблюдается на образцах с двухслойным покрытием № 4 состава Al+10% Al₂O₃+Al порошок. С увеличением времени испытаний от 1 до 14 суток отслаивание увеличивается со 2-ого до 4-ого балла. Результаты испытаний показывают неэффективность применения двухслойного напыления.

2.3. Исследование фазового состава образцов с напылением.

Методом рентгеноструктурного фазового анализа исследован фазовый состав

образцов сплава МЛ15 с напылением и базовый образец сплава МЛ15 без напыленного слоя.

Регистрация дифрактограмм проведена на рентгеновском дифрактометре в монохроматизированном $\text{Cu K}\alpha$ излучении в геометрии Брегга-Брентано. Расшифровка дифрактограмм проведена с помощью специализированной программы Jade 5 и базы данных PDF-2.

Предварительный отбор фаз, присутствующих в покрытии, проведен на основании химического состава напыленных порошков. Сопоставляя экспериментальные значения межплоскостных расстояний и интенсивностей со значениями карточек базы данных PDF-2 для предварительно отобранных фаз, определен фактический фазовый состав исследуемых образцов.

При совмещении дифрактограмм можно сказать, что образцы № 1, 3, 4 идентичны по фазовому составу (рисунки 5, 7, 8). В образцах наблюдается присутствие фаз – твердого раствора Al кубической структуры Fm-3m с периодами, представленными в таблице 6, оксид алюминия (Al_2O_3) ромбоэдрической структуры и слабые дифракционные линии фаз подложки это Al_6Mn – орторомбической структуры.

Таблица 6

Периоды решеток основной фазы Al

№обр.	Состав порошка напыления	Период решетки Al а,нм
1	$\text{Al}+10\%\text{Al}_2\text{O}_3$	0.4046
2	$\text{Al}+20\%\text{Al}_2\text{O}_3$	0.4046
3	$\text{Al}+30\%\text{Al}_2\text{O}_3$	0.4048
4	$\text{Al}+10\%\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Al}$	0.4050
5	Базовый обр. МЛ15	Период Mg-a=0.318нм c=0.517нм+сл. $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$

В образце № 2 (рисунок 6) на дифрактограмме присутствуют фазы со слабоинтенсивными дифракционными линиями в недостаточном количестве для их однозначной идентификации, в основном наблюдается присутствие фазы основного металла (твердого раствора алюминия). Оксид Al_2O_3 очень слабый.

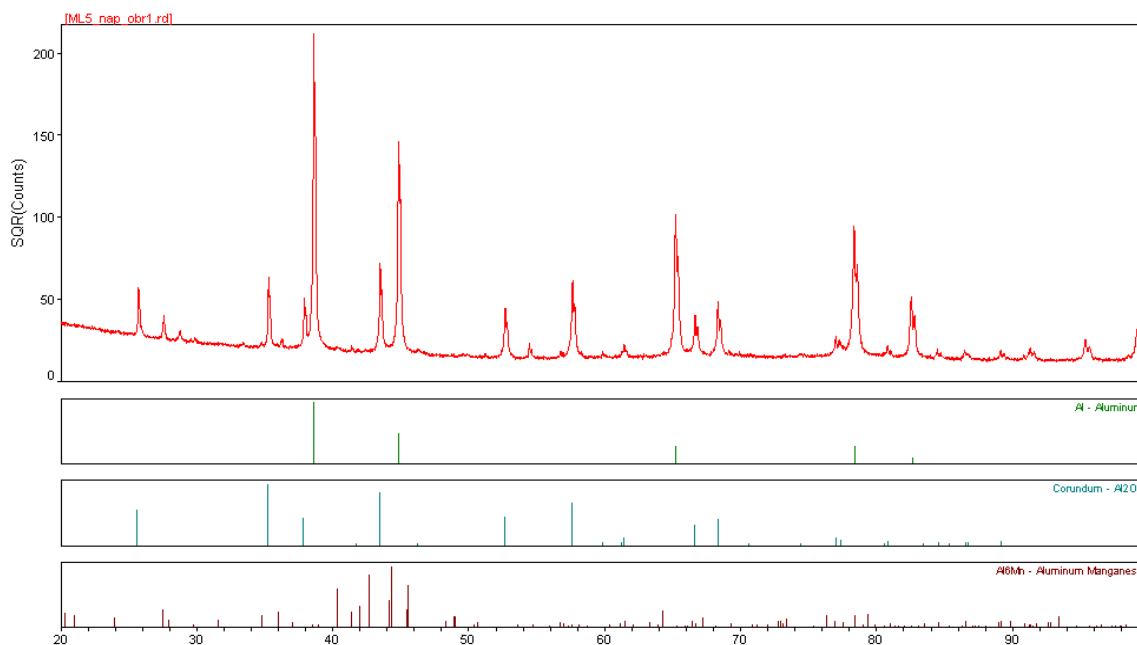


Рис. 5 – Дифракционный спектр и штрих дифрактограмма образца №1

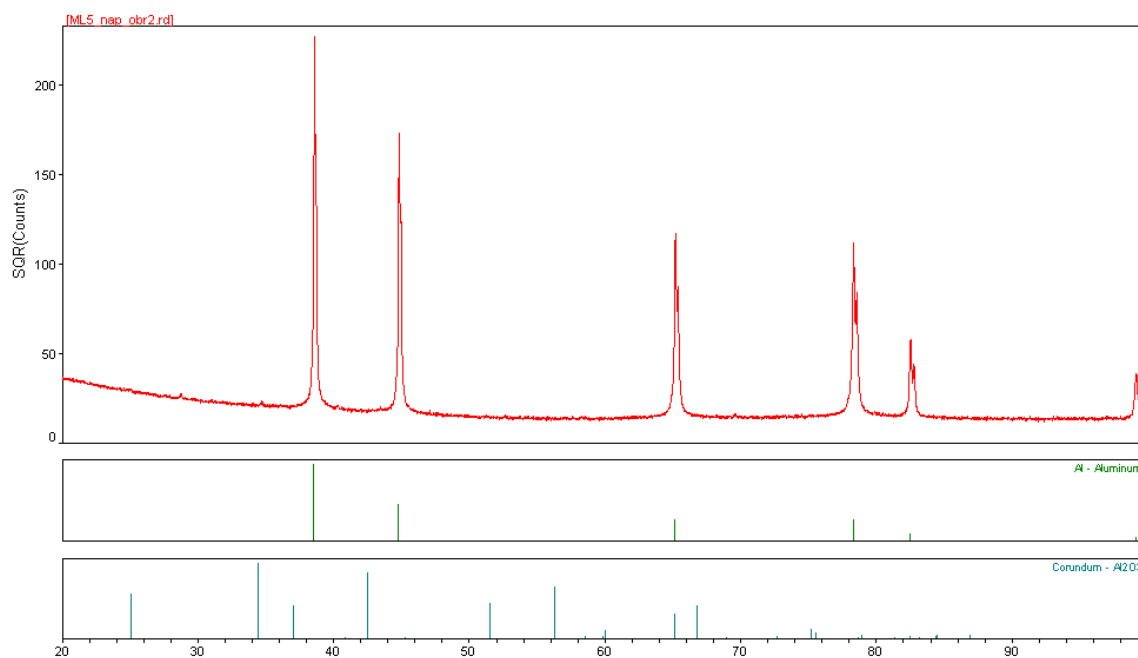


Рис. 6 – Дифракционный спектр и штрих дифрактограмма образца №2

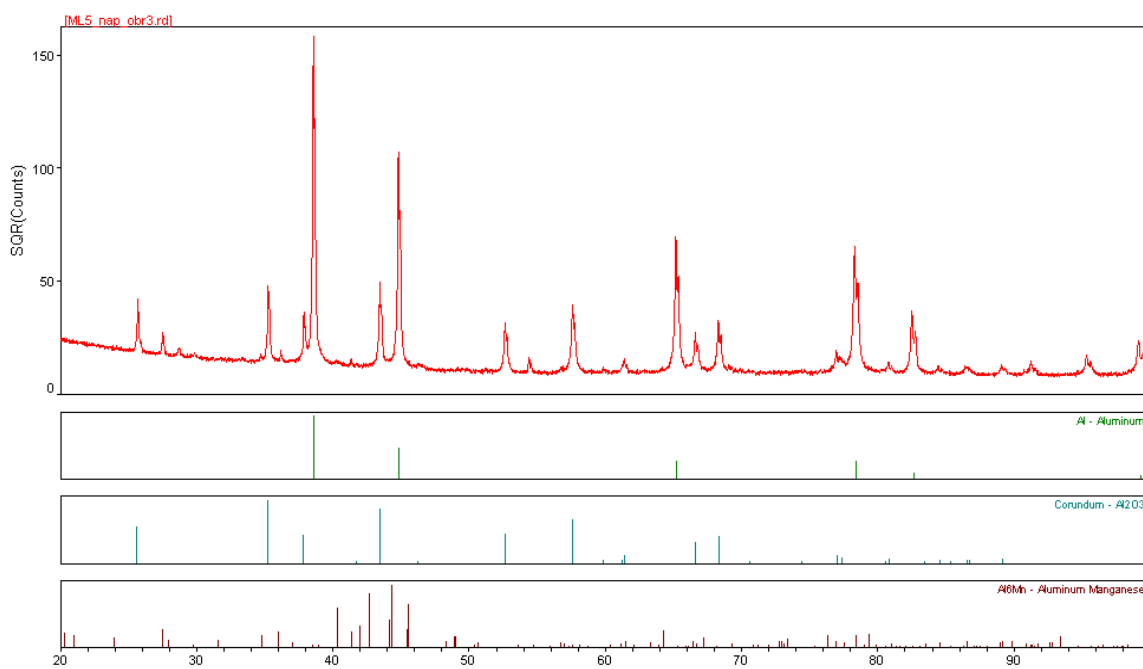


Рис. 7 – Дифракционный спектр и штрих дифрактограмма образца №3

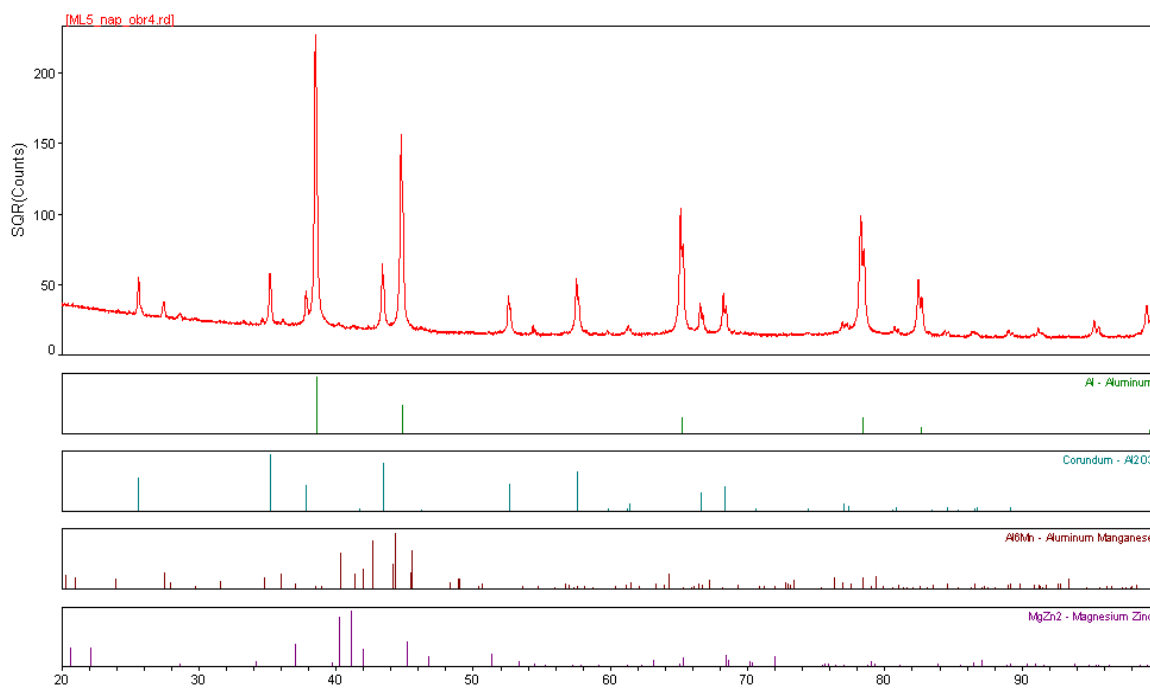


Рис. 8 – Дифракционный спектр и штрих дифрактограмма образца №4

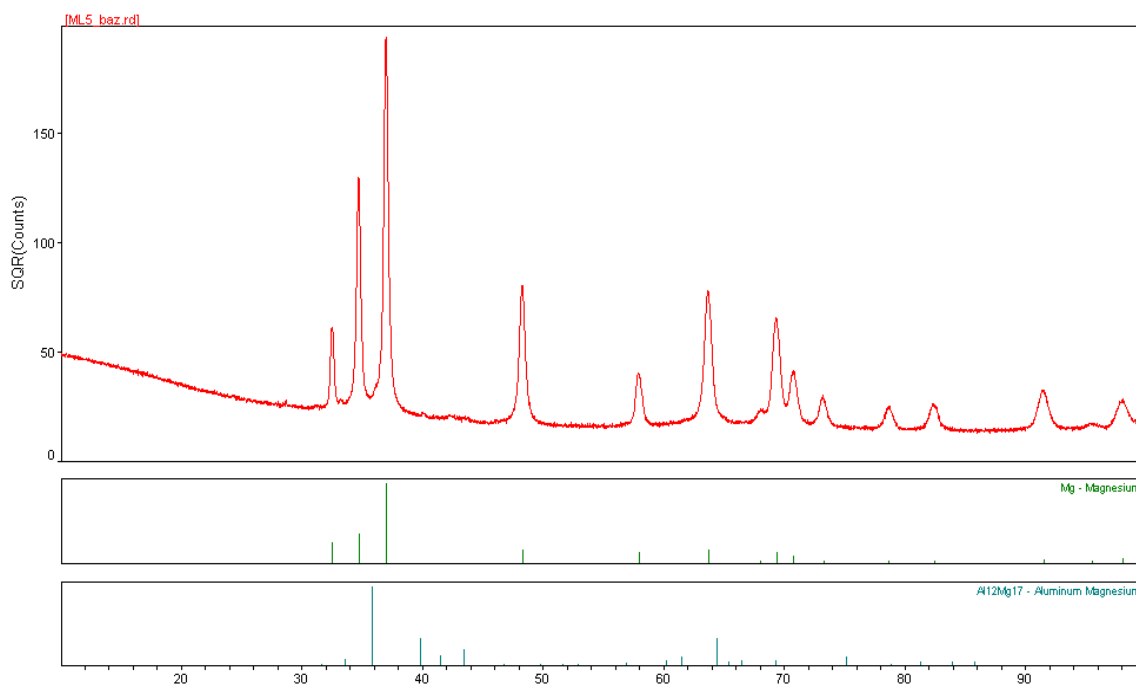


Рис. 9 – Дифракционный спектр и штрих дифрактограмма базового образца №5

На рисунке № 9 представлена рентгенограмма базового образца сплава МЛ5. Фазовый состав – твердый раствор Mg – гексагональной структуры и следы фазы γ -Mg₁₇Al₁₂. Информационная глубина проникновения рентгеновского пучка составляет ~ 80 мк.

По результатам рентгеноструктурного фазового анализа и идентичности фазового состава следует считать оптимальным состав мелкодисперсного алюминиевого порошка Al+10% Al₂O₃.

3. Опробование технологического режима напыления на образцах из сплава МЛ5 и анализ полученных результатов.

На образце с имитированными дефектами: рыхлотами, раковинами и нарушением геометрии опробован технологический режим напыления мелкодисперсного алюминиевого порошка (Al+10% Al₂O₃) со следующими параметрами:

- рабочее давление 5,5 атм;
- температура подогрева воздуха, переносящего порошок – 300°C;
- расход транспортирующего воздуха – 400л/мин;
- дисперсность порошка – 0,5 микрон;
- расход порошка – 0,2–0,6 г/сек;
- подогрев порошка t – 50–60°C.

На рис. 10 (а,б,в) представлены зоны напыления алюминиевого порошка (Al+10% Al₂O₃) на образцах. Были изготовлены образцы для определения механических свойств на растяжение и сжатие. Исследовали базовый образец с \varnothing 5 мм без напыления, образцы, диаметр которых из-за

существующих дефектов составил 3,53 и 4,33 и был доведен с помощью напыленного слоя до 5 мм.

Предел прочности при растяжении (σ_b) базового образца без напыления составляет 198-222 МПа; предел текучести при растяжении ($\sigma_{0,2}$) 89–92 МПа; относительное удлинение (δ) – 7,2–9,2%. Для образцов с напылением от $\varnothing 3,53$ до 5,0 мм, вырезанных из зоны 1, предел прочности при растяжении ниже на 51%: 102–111 МПа. Предел текучести при растяжении гарантированно выше: 92–110 МПа. При напылении образца $\varnothing 4,33$ до 5,0 мм свойства следующие: предел прочности при растяжении – 162–177 МПа; предел текучести при растяжении – 105–116 МПа; относительное удлинение – 6,4–10,0%. Для образцов, вырезанных из зоны 6, свойства выше, особенно по пределу текучести, и при $\varnothing 4,33$ до 5,0 мм потери предела прочности составляют 8%: $\sigma_b=172-198$ МПа; потерь по пределу текучести нет: $\sigma_{0,2}=113-117$ МПа при Требовании Конструкторской документации $\sigma_{0,2}=90$ МПа.

Для сравнения были испытаны образцы из деформируемого сплава системы Mg-Al-Zn марки МА2-1 и алюминиевого сплава марки АМг6. Данные испытаний на растяжение и сжатие приведены в таблицах 7, 8.

Современные достижения в области металловедения, технологий литья, деформации, термической обработки и антикоррозионной защиты легких сплавов

Таблица 7

Механические свойства образцов, вырезанных из отливки корпуса отсека 2А, сплав МЛ15, Т4; из прутка сплава АМг6; из прутка сплава МА2-1 с напылением и без напыления

Место вырезки	№ образца	Предел прочности при растяжении, МПа	Предел текучести при растяжении, МПа	Относительное удлинение, %	Потери свойств	
					Предел прочности при растяжении, МПа	Предел текучести при растяжении, МПа
Отс. 2А зона 1 без напыления, МЛ15	1	219	92	8,4	-	-
	2	198	90	7,2		
	3	222	89	9,2		
Отс. 2А зона 1 с напылением, Ø3,53, МЛ15	114	108	100	3,6	51,0	потерь нет
	115	102	92	0		
	116	111	110	0		
Отс. 2А зона 1 с напылением, Ø4,33, МЛ15	111	162	105	80	8,0	потерь нет
	112	177	111	100		
	113	171	116	64		
Отс. 2А зона 6 без напыления, МЛ15	1	222	102	8,4	-	-
	2	215	95	8,4		
	3	176	94	4,0		
Отс. 2А зона 6 с напылением, Ø3,53, МЛ15	164	122	100	11,2	38,7	потерь нет
	165	124	98	0		
	166	128	105	12,8		
Отс. 2А зона 6 с напылением, Ø4,33, МЛ15	161	172	113	7,6	8,0	потерь нет
	162	195	113	14,0		
	163	198	117	14,0		
МА2-1 без напыления	1	316	238	20,8	-	-
МА2-1 с напылением Ø3,53	304	158	153	23,2	50,0	35,0
	305	159	158	22,8		
МА2-1 с напылением Ø4,33	301	234	210	18,0	26,6	12,0
	304	231	210	20,0		
Пруток АМг6 без напыления	1	398	245	20,8	-	-
	2	394	241	19,6		
	3	397	244	17,6		
Пруток АМг6 с напылением Ø3,53	204	196	167	0	50,0	32,0
	205	198	164	0		
	206	195	169	18,4		
Пруток АМг6 с напылением Ø4,33	201	294	217	20,0	25,6	11,0
	202	290	215	20,0		
	203	294	217	18,4		

Таблица 8

Предел текучести при сжатии образцов, вырезанных из отливки корпуса 2А сплава МЛ5, Т4; из прутка сплава АМг6 с напылением и без напыления

Место вырезки	№ образца	Предел текучести при сжатии, МПа	Превышение предела текучести, $\sigma_{сж}$
Отс. 2А зона 4 без напыления	1	88	-
	2	87	
	3	89	
Отс. 2А зона 4 с напылением $\varnothing 7,07$	114	157	в 1,78р
	115	159	
	116	156	
Отс. 2А зона 4 с напылением $\varnothing 8,66$	111	125	в 1,5р
	112	152	
	113	122	
Отс. 2А зона 3 без напыления	1	87	-
	2	88	
	3	87	
Отс. 2А зона 3 с напылением $\varnothing 7,07$	164	158	в 1,79р
	165	154	
	166	159	
Отс. 2А зона 3 с напылением $\varnothing 8,66$	161	119	в 1,14р
	162	125	
	163	120	
Пруток АМг6 без напыления	1	205	-
	2	203	
	3	203	
Пруток АМг6 с напылением $\varnothing 7,07$	204	222	-
	205	224	
	206	213	
Пруток АМг6 с напылением $\varnothing 8,66$	201	204	-
	202	211	
	203	208	

По результатам исследований при устранении дефектов методом напыления исследуемого порошка потеря предела прочности составляет от 26,6 до 50%. Для сплава АМг6 (пруток) – 25,6 до 50%. По пределу текучести имеет место превышение базовых данных в 1,14–1,78 раз.

Полученные данные, в основном, соответствуют Требованиям Конструкторской документации по зонам.



а)



б)



в)

Рис. 10 – а, б, в. Зоны напыления высокодисперсного порошка ($Al+10\% Al_2O_3$) на трех образцах

В результате выполненной работы на установке ДИМЕТ[®] Д404RЭ (Обнинский Центр Порошкового Напыления) по технологии ООО «ОЦПН» выполнена работа по напылению высокодисперсного алюминиевого порошка марки А5, содержащего различное количество (10, 20, 30%) оксида алюминия Al_2O_3 . К составу порошка Al+10% Al_2O_3 добавляли порошок чистого алюминия. Испытания адгезионных, коррозионных свойств, взаимодействия с лакокрасочными материалами, фазового состава напыленных покрытий показали, что оптимальным из четырех составов является покрытие Al+10% Al_2O_3 , т.к. большой разницы в изменении свойств образцов напыленных составами Al+10, 20, 30% Al_2O_3 не установлено. Двухслойное напыление на образце №4, содержащего во втором слое чистый алюминий, показало при проверке адгезионных свойств наихудшие результаты. Вероятно, причиной более низких свойств покрытия № 4 относительно покрытий № 1-3 является значительно меньший уровень шероховатости, а так же не самый чистый по примесям алюминий марки А5.

Как показало совмещение полученных дифрактограмм, фазовый состав образцов, напыленных составами 1, 2, 3 идентичен. Он состоит из фазы основного материала, твердого раствора алюминия, малых количеств оксида алюминия Al_2O_3 и фазы Al_6Mn .

Выбранное покрытие Al+10% Al_2O_3 не ухудшает коррозионных и адгезионных свойств отливки по сравнению с образцами, испытанными без напыления, и может быть рекомендовано при выполнении ряда дальнейших исследований, таких как статические, термоциклические и др., для устранения литейных дефектов на крупногабаритных сложноконтурных корпусных отливках из сплава МЛ5.

Метод газодинамического напыления может быть рекомендован для устранения внешних дефектов типа засоров, раковин, трещин, восстановления геометрии деталей на термообработанных отливках, на разных стадиях механической обработки после выборки установленных дефектов. Данный метод позволяет восстанавливать места выборки дефектов, различающихся по площади и месту расположения. Напыленный слой может варьироваться методом механической обработки.

4. Выводы

1. Изучение возможности устранения литейных дефектов методом газодинамического напыления мелкодисперсных порошков показало, что данный метод можно рекомендовать для устранения поверхностных дефектов, таких как: нарушение геометрии, засоров, шлаковых включений, зональных рыхлот, которые возникают при производстве крупногабаритных сложноконтурных отливок.

2. По результатам исследований устранение литейных дефектов методом напыления рекомендуется применять на термообработанных отливках на разных стадиях механической обработки в случае выявления дефектов после их выборки (разделки), а также для восстановления геометрии деталей.

3. Устранение литейных дефектов сложноконтурных отливок из магниевых сплавов методом газодинамического напыления мелкодисперсных алюминиевых порошков имеет преимущество перед методом подварки дефектов в том, что деталь не подвергается нагреву, в результате чего не происходит коробления и изменения микроструктуры.

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии, 2015. №1. С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Антипов В.В., Колобнев Н.И. Развитие алюминиевых сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки. // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 183–195.
3. Морозова Г.И., Мухина И.Ю. Наноструктурное упрочнение литейных магниевых сплавов системы Mg-Zn-Zr // МиТОМ, 2011. №11. С. 3–7.

УДК 669.245

Разработка жаропрочного коррозионного сплава на никелевой основе для изготовления ответственных элементов оборудования угольных энергоблоков с ультрасверхкритическими параметрами пара

Логашов С.Ю.¹; Козлов П.А.¹, к.т.н.;

Лубенец В.П.¹, к.т.н.; Скоробогатых В.Н.¹, к.т.н.

Logashov Sergey Urievich, Kozlov Pavel Alexandrovich,

Lubenets Vladimir Platonovich, Skorobogatykh Vladimir Nikolaevich

sulogashov@cniitmash.com; pakozlov@cniitmash.com; vp-lub@mail.ru;

vnskorobogatykh@cniitmash.com

¹ГНЦ РФ АО «НПО «ЦНИИТМАШ», Москва, Россия

Аннотация:

В данной работе проведено компьютерное моделирование состава и свойств нового жаропрочного никелевого сплава предназначенного для изготовления деформированием труб, листов и других элементов оборудования энергоблоков с ультрасверхкритическими параметрами пара.

Ключевые слова:

никелевый сплав, жаропрочность, трубопроводы, ультрасверхкритические параметры, УСКП.

Abstract:

In this development new heat-resistant nickel alloy was created by computer modeling for hot-forging tubes, sheets and over elements of power unit equipment

with advanced ultra-supercritical steam parameters.

Keywords:

Ni-alloy, creep resistance, steam pipeline, advanced ultra-supercritical parameters, A-USC.

Реферат

В работе был проведен анализа требований к комплексу свойств материалов для элементов оборудования угольных энергоблоков, работающих при ультрасверхкритическими параметрами пара. С применением программного комплекса была разработана опытная композиция никелевого деформируемого жаропрочного сплавов для труб, роторов и других поверхностей нагрева паротурбинного комплекса. А также проведено прогнозирование служебных характеристик элементов оборудования из нового материала, работающих при температурах до 760°C на ресурс до 2×10^5 часов, а именно структурной стабильности, длительной прочности, в сочетании с высоким сопротивлением окислению, коррозионным воздействиям, достаточной пластичностью при горячей деформации и свариваемостью.

1 Введение

Приоритетным направлением развития угольных электростанций является повышение начальных термодинамических параметров паротурбинного цикла (температуры и давления пара). На современных тепловых паротурбинных электростанциях уже реализованы параметры пара, классифицируемые как суперсверхкритические (ССКП): температура острого пара до 610°C при давлении 29 МПа, температура пара промежуточного

перегрева до 620°C при давлении 5,6 МПа. КПД таких энергоустановок достигает 45–46%. Многочисленные расчеты показывают, что для преодоления 50-процентного барьера КПД температура острого пара должна превысить 700°C, а давление 35 МПа [1]. Широкомасштабные исследования, направленные на создание УСКП-энергоблоков для повышения эффективности выработки электроэнергии на твердом топливе и снижения выбросов CO₂, проводятся в Евросоюзе, США, Японии и Китае, а также в Южной Корее и Индии [2, 3]. Основная техническая проблема создания УСКП энергоблоков – разработка и технологическое освоение материалов для самых ответственных элементов горячего тракта, а также обоснование возможности их применения, на чем и сконцентрированы усилия специалистов на текущем этапе исследований.

В результате проведенного анализа требований к комплексу свойств материалов новой энергетической установки с ультрасверхкритическими параметрами пара, выяснилось, что в России сплав, обладающий высокой технологичностью и обеспечивающий необходимую жаропрочность и структурную стабильность на ресурс 200 тысяч часов, отсутствует.

Целью проведенной работы являлась разработка нового деформируемого жаропрочного сплава, обладающего необходимым комплексом служебных свойств, в том числе структурной стабильностью и высоким показателем длительной прочности при температурах до 760°C на ресурс до 2×10^5 часов, в сочетании с высоким сопротивлением окислению и коррозионным воздействиям, а также достаточной пластичностью при горячей деформации и свариваемостью.

Высокий уровень служебных свойств современных деформируемых никелевых сплавов достигается применением комплексных методов

легирования, направленных на обеспечение следующих критериев [4]:

- высокая технологичность при горячей деформации для минимизации затрат на получение изделий;

- удовлетворительная свариваемость однородных и разнородных с аустенитными сталями соединений;

- коэффициент теплового расширения максимально приближенный к коэффициентам теплового расширения аустенитных сталей во избежание разрушения разнородных сварных соединений во время пусков-остановов;

- наряду с жаропрочностью высокое сопротивление окислению и коррозионным воздействиям.

2 Прогнозирование служебных характеристик с помощью компьютерного моделирования при разработке новых сплавов

Внедрение в повседневную инженерную практику методов компьютерного проектирования новых жаропрочных сплавов открыло широкие возможности в области оценки расчетным путем комплекса физических свойств, а также технологических и служебных характеристик жаропрочных сплавов [5, 6, 7]. Начиная с 1990-х годов, в ведущих российских авиационных и энергетических турбостроительных компаниях стали внедряться компьютерные программы, позволяющие по химическому составу опытных композиций расчетным путем прогнозировать характеристики жаропрочности на длительный ресурс, что существенно ускорило разработку новых и перспективных жаропрочных сплавов.

В настоящей работе разработка опытной композиции никелевого деформируемого жаропрочных сплавов для труб, роторов и других поверхностей нагрева паротурбинного комплекса котлов с УСКП пара, также

выполнялась с применением компьютерной программы, разработанной в АО «НПО «ЦНИИТМАШ» для прогнозирования служебных характеристик прямым расчетом по химическому составу.

Расчеты, выполненные с применением компьютерной программы, учитывающие действующие механизмы (диффузии, деформирования и т.д.) в уравнениях регрессии, позволили применить эту программу для разработки новых (и анализа ранее разработанных) композиций деформируемых и порошковых жаропрочных сплавов, которые также как и литейные материалы имеют дендритную структуру, твердорастворное упрочнение и упрочнение второй фазой – γ' -фазой в объеме ≥ 22 ат. %.

Для оценки возможности использования компьютерной программы при определении характеристик длительной прочности в деформируемых и порошковых жаропрочным сплавам по заложенным в данную программу уравнениям было проанализировано более 100 композиций различных материалов с объемом γ' -фазы от 20 до 50 ат. %. Для таких определений были использованы: универсальное уравнение жаропрочности, трехточечные экстраполяции по уравнению Ларсена-Миллера [8].

Проведенная оценка погрешностей определения физико-механических и технологических характеристик жаропрочных сплавов, в первую очередь, по коэффициентам множественной корреляции, значения которых для основных показателей сплавов не превышают 0,92-0,95, дает основание утверждать, что служебные свойства определяются с погрешностью не более ~ 5%.

Компьютерная программа с высокой достоверностью определяет для деформируемых и порошковых жаропрочных сплавов все структурно независимые характеристики (физические, технологические и т.д.), в том

числе ипоказатели жаропрочности, когда в зависимости от вида деформирования, проведенной термической обработки, изменяется размер зерна от 10 мкм до 200 мкм и изменяется текстура металла: ограниченная текстура при прокатке (осадке) и аксиальная текстура (текстура проволоки) при волочении (прессовании).

В новом материале количество упрочняющей γ' -фазы составляет 26–28 ат.%, которая дополнительно легирована ниобием, что обеспечивает повышенную стабильность сплава на ресурс. При этом твердый раствор легирован вольфрамом (оптимально $\sim 1,5$ мас.%), что в совокупности с легированием ниобием обеспечивает высокий уровень жаропрочности. Кроме того, дополнительно введенные гафний в сочетании с ниобием обеспечивают достаточную пластичность сплава на длительный ресурс и стабилизацию карбидов. Легирование цирконием и гафнием оказывает сильное стабилизирующее действие на γ' -фазу, и, в силу выбора оптимальных концентраций, не приводит к образованию легкоплавких эвтектик, типа Ni_5Hf .

В то же время, оптимальное отношение содержания титана к содержанию алюминия в сочетании с высоким содержанием хрома (более 15 мас.%), присутствием в сплаве марганца и кремния по проведенной расчетной оценке будет способствовать высокой коррозионной стойкости.

В работе [9] получено уравнение на основе анализа результатов 24 испытаний в тиглях (75% Na_2SO_4 и 25% NaCl) при 900°C ряда никелевых сплавов:

$$\text{Lg } q = -1,13 - 0,13\text{Cr} - 0,41 \text{Hf} + 0,01 \text{Ti} + 0,01 \text{Nb} + 0,02\text{Co} + 0,11 \text{Al} + \\ + 0,34 \text{W} + 0,44\text{Mo} + 0,67 \text{Ta};$$

где q – потери металла, мм.

Данная зависимость была взята за основу в программе АО «НПО

«ЦНИИТМАШ», и с использованием накопленного опыта разработки коррозионностойких жаропрочных сплавов уточнены коэффициенты для проведения расчетов для существующих сплавов и нового материала. Так в среде 75% Na_2SO_4 и 25% NaCl расчетные значения коррозионных потерь нового сплава составляют $\lg \text{metalloss} \leq -2,1$; при этом для сплава Waspaloy это значение – $\lg \text{metalloss} \leq -2,1$; а для IN740 – коррозионные потери $\lg \text{metalloss} \leq -2,7$.

Технологичность никелевых сплавов определяется температурой полного растворения гамма-штрих фазы, ведь обработка давлением заготовок из жаропрочных сплавов на никелевой основе возможна только в однофазной области, то есть при температурах превышающих температуру полного растворения γ' -фазы. Таким образом, можно с уверенностью утверждать, что данный критерий напрямую определяет стоимость изготовления элементов оборудования из нового сплава.

Введение в сплав молибдена и вольфрама позволяет добиться высокого упрочнения твердого раствора и, наряду с другими факторами, необходимых значений длительной прочности в соответствии с требованиями конструкторов угольных энергоблоков с котлами УСКП. А с другой стороны тугоплавкие элементы повышают температуру растворения γ' -фазы, и снижают технологичность при изготовлении изделий из деформируемого жаропрочного сплава. Для нивелирования описанной особенности в сплав было введено около 20 мас.% кобальта, что позволило снизить температуру сольвуса когерентной γ' -фазы до 1000°C и значительно повысить технологичность при горячем переделе.

При изготовлении оборудования УСКП-энергоблоков, например,

трубопроводов, одну из ключевых ролей играет возможность изготовления однородных и разнородных сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов, что является сложной задачей, поскольку с повышением жаропрочности сплавов снижаются такие показатели свариваемости, как сопротивляемость образованию горячих трещин при сварке и последующей термообработке.

Суммарное содержание титана и алюминия напрямую влияют на рост температуры полного растворения γ' -фазы, и соответственно, технологической температуры горячего деформирования, что является немаловажным фактором для ограничения содержания этих элементов. Также высокое содержание титана приводит к образованию η -фазы (Ni_3Ti), имеющую пластинчатую морфологию и приводящую к разупрочнению в процессе наработки. В разработанном сплаве описанные особенности нивелируются за счет как высокого содержания кобальта, так и ограничением $\Sigma\text{Al} + \text{Ti} \leq 4,0\text{мас.}\%$, что и обеспечивает удовлетворительную свариваемость, а также пониженную склонность нового материала к образованию горячих трещин.

Важнейшим параметром обеспечения повышенных прочностных и пластических характеристик жаропрочных сплавов является отсутствие выделения охрупчивающих топологически плотно упакованных фаз при наработке и стабильность фазового состава в течение всего ресурса элементов оборудования. Поэтому оценку структурной стабильности ответственных деталей из жаропрочных сплавов и прогнозирования выпадения в них охрупчивающих фаз, необходимо проводить на стадии выплавки шихтовой

заготовки и с учетом последующих термических воздействий при технологических переделах и в процессе наработки.

В одной из первых работ [10] для оценки структурной стабильности γ -твердого раствора сплава было предложено уравнение расчета N_v (электронных вакансий матрицы за вычетом части элементов, входящих в карбиды и бориды), ат. %:

$$N_v = 0.66 \text{ Ni} + 1.71 \text{ Co} + 2.66 \text{ Fe} + 3.66 \text{ Mn} + 4.66 \text{ Cr} + \text{Mo} + \text{W} + \\ + 5.66 \text{ V} + 6.66 \text{ Si}$$

Дальнейшим развитием методики предсказания появления охрупчивающих фаз в жаропрочных сплавах стал метод Факомп, уточнивший расчет N_v и давший новый параметр M_{dy} , учитывающий электроотрицательность и ионный радиус легирующих элементов матрицы [11]. Вид уравнения для расчета M_{dy} , ат. %:

$$M_{dy} = 0,717 \text{ Ni} + 0,787 \text{ Co} + 1,142 \text{ Cr} + 1,55 \text{ Mo} + 1,655 \text{ W} + 1,9 \text{ Al} + \\ + 2,271 \text{ Ti} + 2,224 \text{ Ta}$$

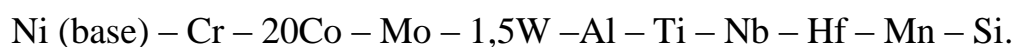
Оба уравнения N_v и M_{dy} с момента их разработки постоянно уточняются с учетом как использования новых легирующих элементов, так и накопленной практики эксплуатации жаропрочных сплавов.

На основании имеющегося в АО «НПО «ЦНИИТМАШ» опыта разработки жаропрочных сплавов с различными химическими составами и структурными состояниями в качестве критериев при разработке нового деформируемого жаропрочного сплава были выбраны значения величин $M_{dy} \leq 0,926$ и $N_v \leq 2,35$ при превышении которых, характеристики прочности и пластичности существенно снижаются.

Для обеспечения минимального разброса служебных свойств,

композиция нового жаропрочного сплава разрабатывалась узкими интервалами содержания легирующих элементов, но с обеспечением как технических возможностей выплавки шихтовой заготовки значительной массы, так и погрешностей методов определения химического состава. Оптимальный химический состав выбирался исходя из компромисса между сочетанием служебных свойств и стоимостью материала.

После ряда расчетных оптимизаций система легирования разработанного деформируемого сплава представляет собой:



Основные расчетные показатели нового деформируемого жаропрочного сплава представлены в Таблице 1.

Таблица 1

Основные расчетные характеристики нового коррозионностойкого жаропрочного сплава оптимального состава

Характеристики сплава	Новый универсальный сплав, для оптимального состава
1. Упрочняющая γ' -фаза	
1.1. Объем γ' -фазы, ат.%	26,5
1.2. Суммарное содержание титана и алюминия, мас.%	$\leq 4,0$
1.3. Сольвус γ' , °С осредненный	1000
1.4. Степень залегированности γ' - фазы	1,168
1.5. Количество неравновесной эвтектической γ' -фазы, межось-литой, %	$<1,0$
2. Энергия дефектов упаковки в γ -фазе	1,625
3. Плотность т/м ³	8,25
4. Структурная стабильность ФАКОМП, $M_{дурит} \leq 0,926$, осредненный с ТО	0,907
5. Длительная прочность	
1) $\sigma_{10^3}^{760^\circ\text{C}}$, МПа	325
2) $\sigma_{10^5}^{760^\circ\text{C}}$, МПа	132
6. Сравнительная коррозионная стойкость	
Коррозионные потери $L_g \text{Metalloss (IN792) = -0,26}$	-2,1
Относительная скорость коррозионных потерь $L_g \text{corrosRate (IN792) = 0,1}$	0,378

Выбранные соотношения компонентов в сплаве исключают в процессе наработки выделение охрупчивающих фаз и эвтектических образований, а также позволяют осуществлять деформирование различных форм элементов оборудования котлов и паровых турбин с ультрасверхкритическими параметрами пара, таких как лист, пластина, труба.

3 Сравнение основных служебных характеристик нового сплава с существующими аналогами

В Таблице 2 указаны химические составы основных жаропрочных

сплавов для применения в котлах с ультрасверхкритическими параметрами пара [12–19].

Основными легирующими элементами, определяющими сопротивление коррозионным воздействиям являются хром, алюминий и титан. Следует обратить внимание, что почти все приведенные сплавы имеют высокое содержание хрома (около 20%), сравнительно не высокое содержание алюминия, и соотношение титана к алюминию больше 1. Такое высокое содержание хрома позволяет, как правило, в значительной мере обеспечить высокую коррозионную стойкость. [20] На основании этого можно сделать вывод, что защитный антикоррозионный слой состоит в основном из Cr_2O_3 и, при значительном содержании титана, Ti_2O . Отдельно стоит выделить сплавы IN617, USC141 и H282, обладающие высоким содержанием молибдена (более 8,0%), что, с одной стороны приводит к повышению прочностных характеристик и улучшению технологичности, а с другой стороны на основании исследования [21] можно прогнозировать катастрофическое снижение коррозионной стойкости.

Приведенные в Таблице 2 никелевые сплавы имеют различные механизмы упрочнения: твердорастворное, например, IN617 и IN740H, упрочнение второй фазой, например, Waspaloy, и упрочнение смешанного типа, в частности наблюдающееся в предлагаемом в рамках данной работы сплаве ДЖС-3. Таким образом, выявление зависимости длительной прочности от содержания конкретных легирующих элементов представляется нецелесообразным. Необходимо применять комплексную оценку общей системы легирования с точки зрения характеристик жаропрочности и соответствия того или иного из приведенных никелевых сплавов предлагаемым критериям.

Таблица 2

Средний химический состав материалов, применяемых в России и за рубежом для изготовления труб, роторов и других поверхностей нагрева для котлов с ультрасверхкритическими параметрами пара.

	Waspaloy	IN740H	IN617	Nim263	USC141	HR6W	ЭИ698	HR282	ДЖС-3
Cr	19.5	24.5	22.0	20.0	20.0	23.0	14.5	20.0	20.0
Co	13.5	20.0	12.5	20.0	-	-	-	10.0	20.0
Mo	4.3	1.0	9.0	5.8	10.0	-	3.0	8.5	4.0
W	-	-	-	-	-	7.0	-	-	1.5
Al	1.4	1.35	1.2	≤0.6	1.2	-	1.5	1.5	1.5
Ti	3.0	1.35	≤0.6	2.2	1.6	0.12	2.5	2.1	3.0
Nb	-	1.5	-	-	-	0.25	2.0	-	0.2
B	0.006	0.006	0.006	0.005	0.005	0.006	-	0.005	0.004
C	0.07	0.03	0.1	0.06	0.03	≤0.1	≤0.08	0.06	0.06
Zr	0.07	-	-	-	-	-	-	-	≤0.05
Cu	≤0.5	≤0.5	≤0.5	≤0.2	-	-	-	-	≤0.05
Fe	≤2.0	≤3.0	≤3.0	≤0.7	-	25.8	≤2.0	≤1.5	≤0.5
Mn	≤1.0	≤1.0	≤1.0	≤0.6	0.1	≤1.5	≤0.40	≤0.3	≤0.3
Si	≤0.75	≤1.0	≤1.0	≤0.4	0.1	≤1.0	≤0.60	≤0.15	≤0.3
Ni	осн.	осн.	осн.	осн.	осн.	осн.	осн.	осн.	осн.

На Рисунке 1 приведены кривые длительной прочности представляемых материалов. Данные кривые были построены, опираясь на работы [12–19], с применением компьютерного моделирования.

Из анализа Рисунка 1 можно сделать вывод об уровне свойств различных сплавов по длительной прочности. По оценке видно, что только часть материалов соответствуют предъявленным требованиям., а именно – IN740H, Waspaloy, H282, ЭИ698, ДЖС-3.

При этом необходимо отметить низкую коррозионную стойкость H282 в связи с повышенным содержанием молибдена (более 8%). Сферой применения этого сплава являются элементы авиационных и наземных газовых турбин, работающие на относительно чистом топливе. Эксплуатация элементов оборудования выполненных из данного материала, работающих в условиях ультрасверхкритических параметров пара, на длительный ресурс не представляется целесообразной.

Сплав ЭИ698 имеет высокую жаропрочность, но при этом является трудносвариваемым, требует значительных затрат на горячее деформирование в процессе производства деталей, в связи с высокой температурой растворения γ' -фазы (около 1180°C), а также, в сравнении с новым сплавом ДЖС-3, обладает пониженной коррозионной стойкостью, вследствие сравнительно низкого содержания хрома. Сферой применения данного сплава являются несвариваемые элементы оборудования (например, диски газотурбинных установок).

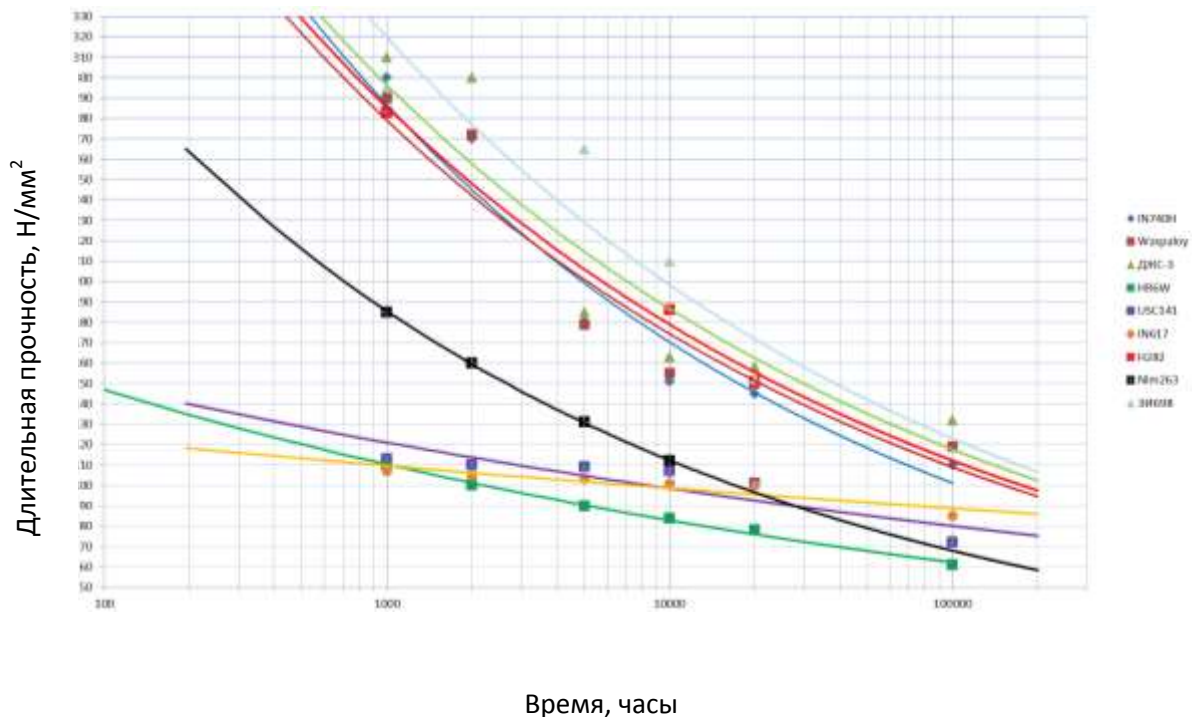


Рис. 1 – Длительная прочность жаропрочных никелевых сплавов при температуре 760°C

Сравнение сплавов IN740H, Waspaloy и ДЖС-3, удовлетворяющих выбранному в данной работе критериям жаропрочности и коррозионной стойкости, представлено в Таблице 3.

Таблица 3

Основные расчетные характеристики нового коррозионностойкого жаропрочного сплава оптимального состава в сравнении с наилучшими из имеющихся аналогов

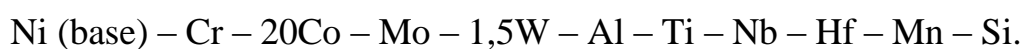
Характеристики сплава	Waspaloy	IN740H	ДЖС-3
1. Суммарное содержание титана и алюминия, мас.%	2,7	4,35	≤ 4,0
2. Сольвус $T_{\gamma'}$, °C осредненный	1010	1173	1000
3. Длительная прочность			
1) $\sigma_{10^3}^{760^\circ\text{C}}$, МПа	290	270	325
2) $\sigma_{10^5}^{760^\circ\text{C}}$, МПа	119	112	132
4. Коррозионные потери Lg Metalloss (IN792= -0,26)	-2,1	-3,4	-2,1
5. Относительная скорость коррозионных потерь Lg corrosRate (IN792=0,1)	0,369	0,344	0,378
6. Технологичность при сварке	Удовлетвори- тельная	Хорошая	Удовлетвори- тельная
7. КТР при 20-800°C, %/°C x 10 ⁻⁶	16,14	15,55	15,39

Сплав ДЖС-3 обладает наиболее высоким показателем жаропрочности, превосходя остальные не менее, чем на 10%. По коррозионной стойкости наилучшим материалом из рассматриваемых является IN740H, и тем не менее сплавы Waspaloy и ДЖС-3 обладают хорошими показателями как в части коррозионных потерь за единицу времени, так и скоростью коррозионных потерь. Характеристики технологичности при изготовлении сварных соединений позволяют утверждать о возможности применения всех трех сплавов для изготовления оборудования угольных энергоблоков с

ультрасверхкритическими параметрами пара. Сплав IN740H значительно уступает сплава Waspaloy и ДЖС-3 по технологичности при горячей деформации, за счет высокой температуры растворения γ' -фазы (1170°C), что безусловно повысит производственную себестоимость.

4 Выводы

1. Использование компьютерной программы позволило с применением методов регрессионного анализа прогнозировать необходимый уровень служебных характеристик и разработать деформируемый никелевый жаропрочный коррозионностойкий сплав, системы:



2. По предварительной оценке новый жаропрочный коррозионностойкий сплав должен превзойти по длительной прочности не менее чем на 10% применяемые в России и мире материалы (типа IN740H), при сохранении необходимого уровня коррозионной стойкости, и обеспечить высокую стабильность свойств на заявленный ресурс, а также удовлетворительную свариваемость.

Литература

1. B. Purget, J. Shingledecker, Update on U.S. DOE/OCDO Advanced Ultra-supercritical (A-USC) Steam Boiler and Turbine Consortium, DOE-FE Cross-Cutting Review Meeting (2015), Pittsburg, PA USA.

2. B. A. Baker, J. J. deBarbadillo, R.D. Gollihue, D. Maitra, S. Patel, S.A. McCoy, Development Of Age-Hardenable Superalloy Inconel Alloy 740h For Advanced Ultra-supercritical Service, ECCS Creep and Fracture 2014, Rome, Italy (2014).

3. M. Fukuda, et al., Advanced USC Technology Development in Japan, Proceedings of the Sixth International Conference in Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Santa Fe, NM, USA (2010) EPRI Report Number 1022300(2010).
4. J. Kim and B. Kong, "Materials Technology for PC-TPP in Green Economic Era.," Materials Science Forum, No. 654-656, pp. 398-403 (2010).
5. H. Harada, Superalloys(2000), p.729.
6. K. Matsugi, Superalloy (2000), p. 1251.
7. L. Rougier, A. Jacot, C. Gandin, P. Di Napoli, P. Thery, and V. Jaqu, Numerical Simulation of Microstructure Formation during Solidification and Heat Treatments of Ni-Base Superalloys, Superalloys(2012), p.601.
8. F.R. Larson Trans. ASME. V 74 ;No. 5(1954); pp 765-775.
9. Harada H., Yamazaki M., Koizumi Y., Ssakuma N., Furuya N., Alloy Design for Nickel-Base Superalloys, High Temperature Alloys Gas Turbine, Proc. Of a Conf Liege, Belgium (1982).
10. Decker, R. F. Strengthening Mechanisms in Nickel-Base Superalloys // Steel Strengthening Symposium, Zurich(1969).
11. M. Morinaga, New phase and its applications to alloy design, Superalloys (1984), pp. 523-531.
12. T. Tokairin, M. Shimizu , T. Sato , A. Shimada , R. Nakagawa , M. Kitamura – Verification of Practical Applicability of 45Ni-23Cr-7W Alloy To Thick-Walled Component For A-USC Boilers, ECCO 2014.
13. T. Uehara, C. Aoki, T. Ohno, P. Schraven, H. Kamoshida, S. Imano - Creep Rupture Properties Of Ni-Base Superalloy USC141 as Solution Treated For 700°C Class A-USC Boiler, ECCO 2014.
14. Inconel Alloy 740H, Special Metals Corp.

15. Waspaloy, Special Metals Corp.

16. HR6W, Nippon Steel & Sumitomo Metal.

17. Inconel Alloy 617, Special Metals Corp.

18. Nimonic Alloy 263, Special Metals Corp.

19. Марочник сталей и сплавов, под редакцией Ю.Г. Драгунова, А.С. Зубченко, 4 изд., Москва, Машиностроение, 2015.

20. G.R. Holcomb, Superalloys For Ultra Supercritical Steam Turbines – Oxidation Behavior, Superalloys 2008, pp.601-608.

21. Michael S. Gagliano, Gregory J. Stank, Corrosion Testing Of Advanced Ultrasupercritical Materials For Reduced CO₂ Emissions, Pittsburgh Coal Conference September 20-23, 2009 Pittsburgh, PA.

УДК 620.193

Разработка волоконно-оптических датчиков коррозии для оценки локальной коррозионной агрессивности атмосферы
The development of fiber-optic corrosion sensors for monitoring local atmospheric corrosivity

Старцев О.В.¹, д.т.н., Медведев И.М.¹

Startsev O.V., Medvedev I.M.

startsevov@viam.ru

medvedevim@viam.ru

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

¹*Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation material», State research center of the Russian Federation (FSUE «VIAM»)*

Аннотация:

Проведены исследования первичных преобразователей волоконно-оптических датчиков коррозии с покрытиями из алюминиевых сплавов систем Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Li (марок Д16, АМг3, В-1481) на торец волокна толщиной 300, 1000, 2000, 5000 нм и соответствующих образцов-свидетелей в растворе 0,5% раствор NaOH. Установлена зависимость между скоростью

коррозии образцов-свидетелей и показателями первичных преобразователей волоконно-оптических датчиков коррозии (времени до разрушения), которая может быть использована для оценки скорости коррозии указанных алюминиевых сплавов.

Ключевые слова:

коррозия, волоконно-оптические датчики, алюминиевые сплавы

Abstract:

Sensing elements of fiber-optic sensors, coated by Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Li (D16, AMg3, V-1481) aluminum alloys, were tested in 0.5% NaOH solution. The aluminum alloys were deposited on the end of optical fiber to achieve following thickness of the coatings: 300, 1000, 2000, 5000 nm. The relationship between aluminum alloys samples corrosion rate and optical properties of sensing elements was obtained and can be further used to evaluate the corrosion rate of these aluminum alloys.

Keywords:

corrosion, fiber optic sensors, aluminum alloys.

Введение

Одним из наиболее перспективных направлений в непрерывном мониторинге коррозии и коррозионной агрессивности микроклимата является разработка волоконно-оптических датчиков (ВОД). Среди многочисленных преимуществ использования ВОД по сравнению с традиционными электрическими датчиками [1] следует отметить нечувствительность к внешнему электромагнитному полю, малые вес и габариты, малую потерю сигнала в линиях связи датчика с приемником. Отличительной чертой волоконно-оптических датчиков является их высокая стойкость к воздействию окружающей среды [2].

ВОД коррозии могут быть подразделены на две категории: основанные на прямых измерениях интенсивности коррозионных процессов [3-6] и основанные на косвенных признаках развития коррозии, таких как изменение рН, концентрации ионов металлов [7-8].

Существенным недостатком второго типа датчиков является невозможность установления прямой связи между измеряемыми параметрами и интенсивностью коррозионного разрушения. Основой датчиков коррозии, использующих прямые измерения коррозионного процесса, является слой исследуемого металла, в котором фиксируются изменения [9].

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 18.2 «Развитие методов климатических испытаний и инструментальных методов исследования» Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года [10].

Методика и материалы

Изготовление первичных преобразователей волоконно-оптических датчиков

Для нанесения покрытий из алюминиевых сплавов на изгибостойчивое кварцевое оптическое волокно производства ОАО «ПНППК» использовалось магнетронное напыление, для которого характерна равномерная и контролируемая скорость напыления стойких металлических покрытий. Для напыления на торец образцы зачищались с одного конца стриппером на длину 15-20 мм и скалывались с помощью скалывателя Fujikura CT-30. Скол контролировался по микроскопу сварочного аппарата Fujikura FSM-17S, который оценивал угол скола торца. Волокна скалывались до тех пор, пока угол скола не становился меньше 2 градусов (в среднем по всем образцам угол скола был между 1 и 2 градусами). Перед напылением волокна протирались безворсовой салфеткой, смоченной в пропаноле, и нагревались в вакууме до температуры 120°C и выдержкой в течение часа. Контроль толщины напыляемых покрытий выполнялся с использованием интерферометра белого света WLM-500. На рисунке 1 представлено изображение торца оптического волокна с покрытием из алюминиевого сплава. Были нанесены покрытия толщинами 300, 1000, 2000, 5000 нм из алюминиевых сплавов трех систем: Al-Mg (AMг3), Al-Cu-Mg (Д16), Al-Cu-Li (В-1481).

Коррозионные испытания

Для испытаний был использован раствор NaOH концентрации 0,5 %; для приготовления раствора использовалась дистиллированная вода и NaOH х.ч.

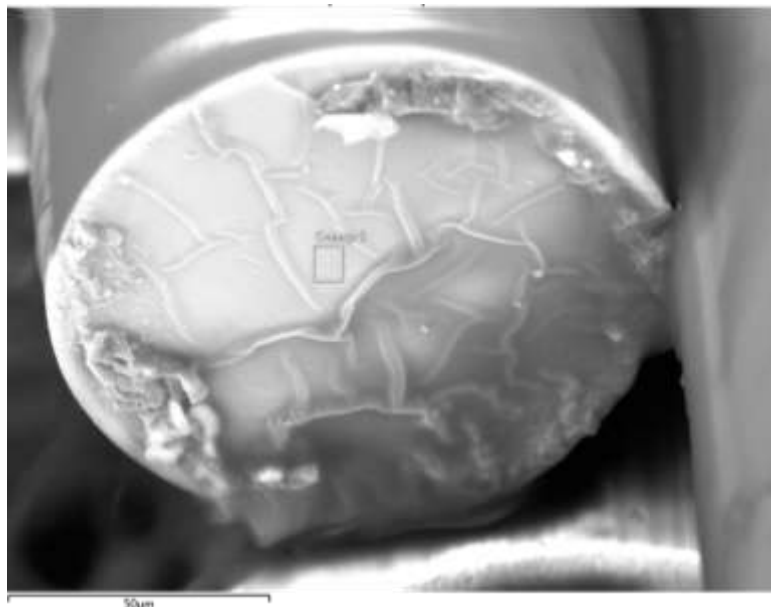


Рис 1 - Торец оптического волокна с покрытием из алюминиевого сплава

Экспериментальная часть

Испытания первичных преобразователей

При погружении первичных преобразователей экспериментальных волоконно-оптических датчиков в раствор NaOH происходит постепенное уменьшение толщины покрытий первичных преобразователей. При существенном уменьшении толщины покрытия начинается снижение коэффициента отражения от торца; при полном отсутствии покрытия на торце коэффициент отражения достигает минимального значения. Ввиду того, что при испытаниях в растворе NaOH период изменения значений коэффициента отражения составлял не более 3289 с, нецелесообразно использовать промежуточные значения коэффициентов отражения; основным показателем следует считать время, за которое произошло полное разрушение покрытия на торце первичного преобразователя, о чем свидетельствует минимум значений коэффициента отражения.

Для проведения исследований первоначально были погружены в раствор NaOH первичные преобразователи с покрытиями из алюминиевых

сплавов систем Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Li на торец волокна толщиной 300, 1000, 2000, 5000 нм. На рисунке 2 представлены зависимости значений относительного коэффициента отражения первичных преобразователей от продолжительности испытаний в растворе NaOH. По минимуму значений коэффициента относительного отражения было определено время до разрушения покрытия для всех видов толщин покрытий и типов сплавов (таблица 1).

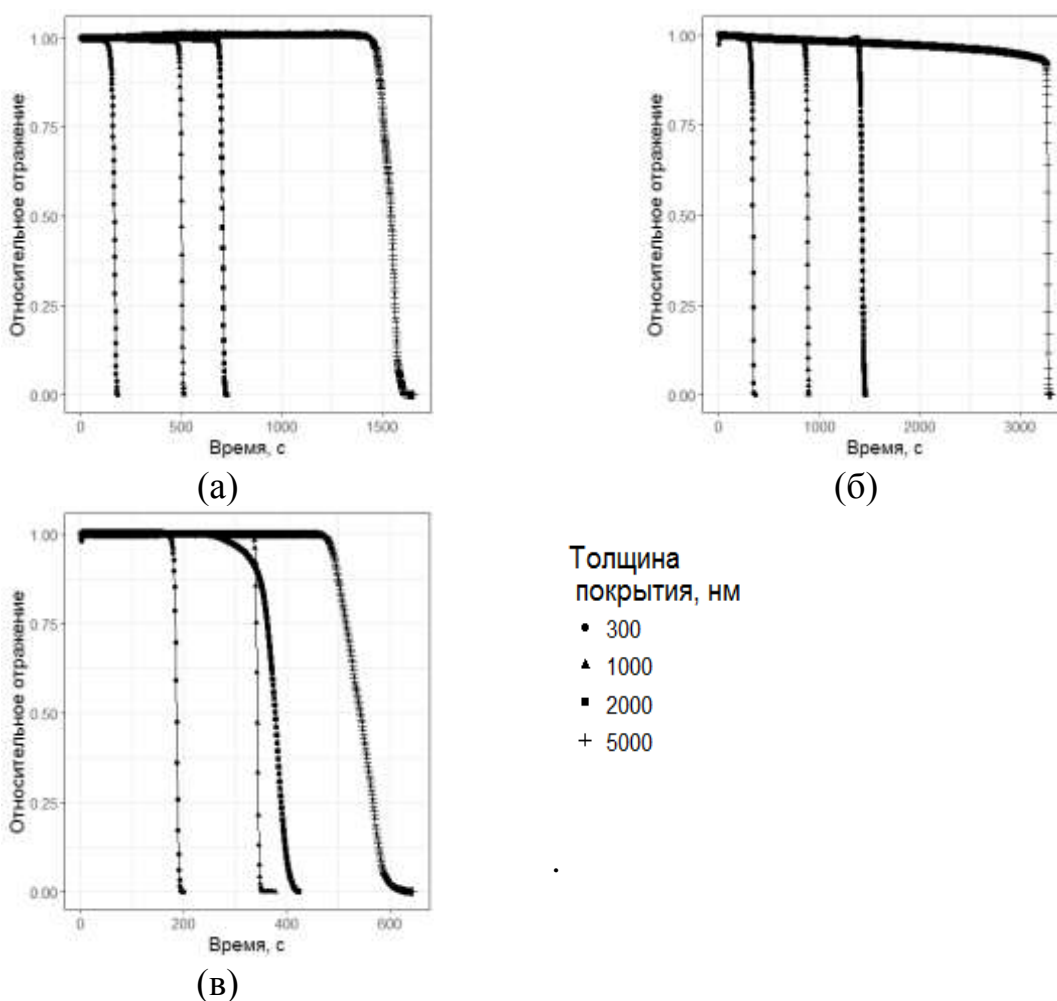


Рис 2 — Изменение во времени относительного отражения от торца оптического волокна с различными покрытиями: а) Д16, б) Амг3, в) В-1481

Снижение коэффициента относительного отражения до нуля означает полное разрушение покрытия первичного преобразователя датчика,

следовательно, глубина коррозии покрытия в момент разрушения покрытия соответствует толщине исходного покрытия. Зависимость глубины коррозии покрытий из алюминиевых сплавов систем Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Li, нанесенных на оптическое волокно, представлено на рисунке 3. По сравнению с другими сплавами для В-1481 наблюдается более высокая нелинейность роста глубины коррозии во времени (степень аргумента функции $\approx 2,4$).

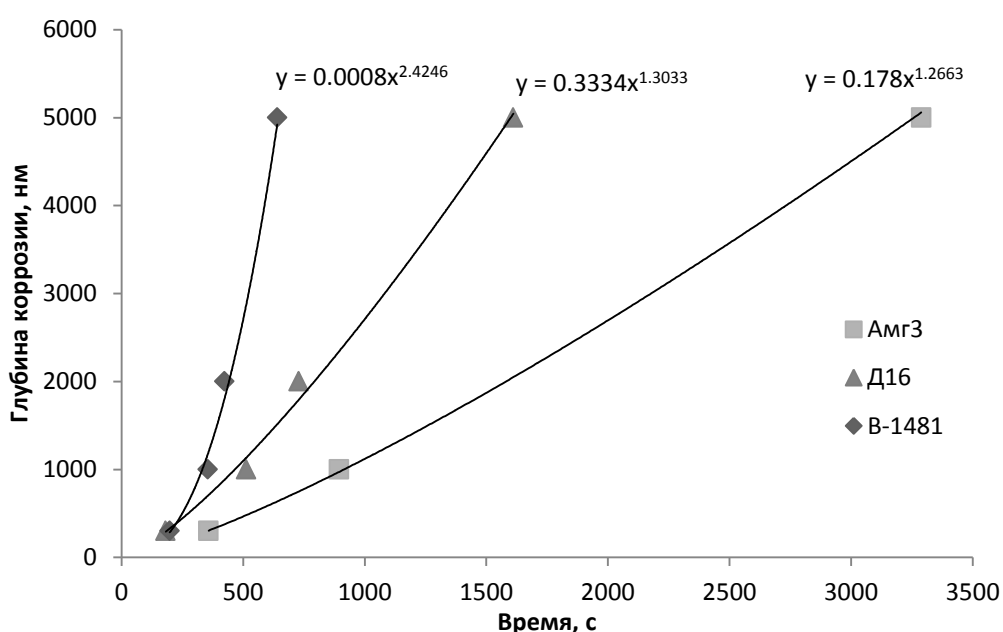


Рис. 3 — Соответствие глубины коррозии покрытий из алюминиевых сплавов и времени испытания в растворе NaOH.

Испытания образцов-свидетелей

Образцы-свидетели алюминиевых сплавов систем Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Li были погружены в раствор NaOH на промежутки времени, соответствующие времени до разрушения покрытий различной толщины. Изменения масс образцов-свидетелей представлены в таблице 1.

Таблица 1

Время до разрушения датчиков с покрытиями из алюминиевых сплавов различной толщины и потери масс образцов-свидетелей

Алюминиевый сплав	Толщина покрытия, нм	Время до разрушения, с	Потери массы, г/м ²	Скорость коррозии, г/(м ² ·сут.)
АМг3	300	358	0,92	222
	1000	894	4,13	399
	2000	1463	6,77	400
	5000	3289	19,4	511
Д16	300	181	0,80	382
	1000	513	3,04	512
	2000	729	5,03	596
	5000	1611	11,4	609
В-1481	300	198	1,07	467
	1000	355	2,00	487
	2000	423	2,25	460
	5000	640	3,47	468

Зависимость между изменением массы образцов-свидетелей и временем испытаний в растворе NaOH представлена на рисунке 4. Для всех сплавов зависимость с высоким коэффициентом детерминации аппроксимируется полиномом первой степени. Коэффициент наклона прямой составляет 0,0058 г/(м²·с).

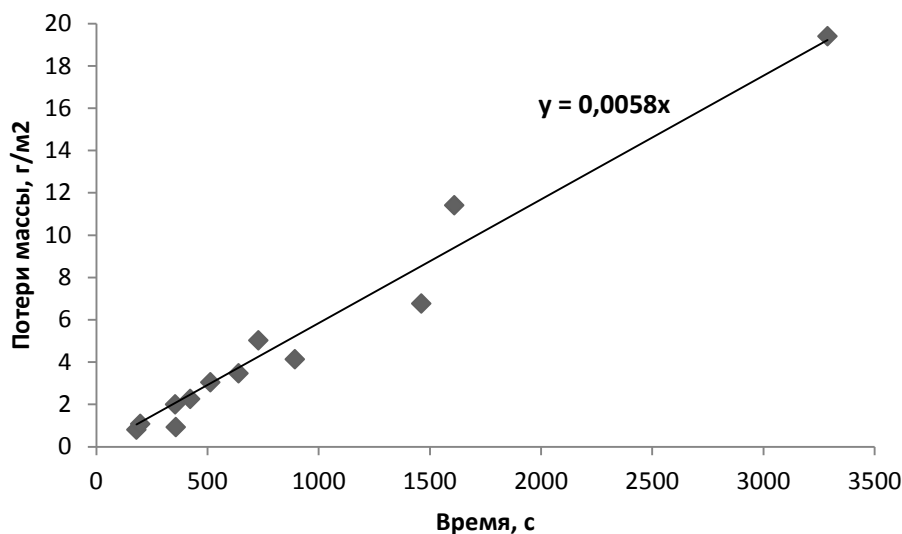


Рис. 4 — Изменение массы образцов-свидетелей при испытаниях в растворе NaOH

Сопоставление результатов испытаний образцов-свидетелей и первичных преобразователей

С использованием данных, представленных на рисунках 3 и 1, были построены зависимости между скоростью коррозии образцов-свидетелей и глубиной коррозии покрытий из соответствующих сплавов, нанесенных на оптическое волокно датчиков (рисунок 5). Показано, что для алюминиевых сплавов марок Д16, АМг3 характерно практически линейное соответствие глубины коррозии покрытия датчикам и потери массы образцов-свидетелей (степень аргумента функции ≈ 1), в то время как для сплава В-1481 наблюдается нелинейное изменение глубины коррозии, что связано с нелинейной кинетикой глубины коррозии покрытий из данного сплава (рисунок 3).

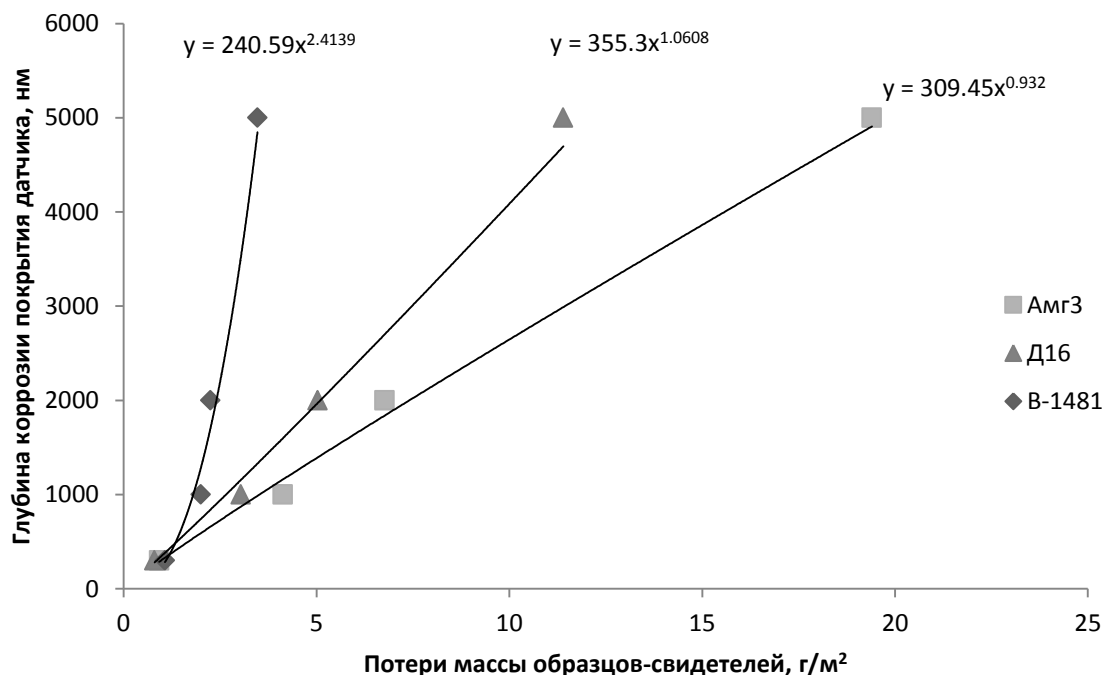


Рис. 5 — Зависимость между скоростью коррозии образцов-свидетелей и глубиной коррозии покрытий первичных преобразователей

Получены степенные зависимости глубины коррозии покрытия от потерь массы образцов-свидетелей вида $h_{corr} = A \Delta m^n$, где h_{corr} — глубина коррозии покрытия датчика, Δm — потери массы образцов-свидетелей, A, n — коэффициенты аппроксимации. Для оценки соответствия скорости коррозии образцов-свидетелей и показателей первичных преобразователей (времени до разрушения) зависимость может быть преобразована следующим образом:

$$T_d = \frac{n}{A} \frac{H}{V_{corr}},$$

где H — толщина покрытия первичного преобразователя, V_{corr} — скорость коррозии.

Выводы

Проведены исследования первичных преобразователей датчиков коррозии с покрытиями из алюминиевых сплавов систем Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Li (марок Д16, АМг3, В-1481) на торец волокна толщиной 300, 1000, 2000, 5000 нм и соответствующих образцов-свидетелей в растворе 0,5% раствор NaOH. Установлено, что время до разрушения покрытий первичных преобразователей датчиков коррозии составляет 358...3289 с для АМг3, 181...1611 с для Д16, 198...640 с для В-1481; потери массы образцов-свидетелей составляют 0,92...19,4 г/м² для АМг3, 0,80...11,4 г/м² для Д16, 1,07...3,47 г/м² для В-1481.

Установлена зависимость между скоростью коррозии образцов-свидетелей и показателями первичных преобразователей волоконно-оптических датчиков коррозии (времени до разрушения), которая может быть использована для оценки скорости коррозии указанных алюминиевых сплавов.

Благодарности

Авторы выражают признательность сотрудникам ООО «Инверсия-С»: техническому директору Оглезневу А.А., начальнику испытательной лаборатории Ризванову Д.Г. за участие в обсуждении результатов и изготовление первичных преобразователей.

Литература

1. Prosek T., Taube M., Dubois F., Thierry D. Application of automated electrical resistance sensors for measurement of corrosion rate of copper, bronze and iron in model indoor atmospheres containing short-chain volatile carboxylic acids // Corrosion Science. Elsevier Ltd, 2014. Vol. 87. P. 376–382.

2. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М., Шелемба И.С. Волоконно-оптические датчики для мониторинга коррозионных процессов в узлах авиационной техники (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 3 (48). С. 26-34.
3. Dong S., Liao Y., Tian Q. Intensity-based optical fiber sensor for monitoring corrosion of aluminum alloys. // Applied optics. 2005. Vol. 44, № 27. P. 5773–5777.
4. Benounis M., Jaffrezic-Renault N. Elaboration of an optical fibre corrosion sensor for aircraft applications // Sensors and Actuators, B: Chemical. 2004. Vol. 100, № 1-2. P. 1–8.
5. Dong S., Liao Y., Tian Q., Luo Y., Qiu Z., Song S. Optical and electrochemical measurements for optical fibre corrosion sensing techniques // Corrosion Science. 2006. Vol. 48, № 7. P. 1746–1756.
6. Benounis M., Jaffrezic-Renault N., Stremsdoerfer G., Kherrat R. Elaboration and standardization of an optical fibre corrosion sensor based on an electroless deposit of copper // Sensors and Actuators, B: Chemical. 2003. Vol. 90, № 1-3. P. 90–97.
7. McAdam G., Newman P.J., McKenzie I., Davis C., Hinton B.R.W. Fiber Optic Sensors for Detection of Corrosion within Aircraft // Structural Health Monitoring. 2005. Vol. 4, № 1. P. 47–56.
8. Venancio P.G., Cottis R. a., Narayanaswamy R., Fernandes J.C.S. Optical sensors for corrosion detection in airframes // Sensors and Actuators B: Chemical. Elsevier B.V., 2013. Vol. 182. P. 774–781.
9. Котенев В.А., Петрунин М.А., Максаева Л.Б., Тимофеева В.А., Цивадзе А.Ю. Вакуумное окисление нанопленок свеженапыленного железа // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2013. Т. 49, № 4. С. 442–448.

10. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33.

УДК 539.3

Численное моделирование динамических свойств конструкционных материалов при определении несущей способности конструкций

Минаев И.В.¹; Никульшин М.В.¹; Путилин О.С.¹

putilin.o.s@vniitf.ru

¹ФГУП "РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина", Снежинск

Аннотация:

В данной работе проводится обзор моделей материалов, которые широко используются при проведении численных расчетов при динамическом нагружении, и рассматривается подход к определению параметров табличной модели материала Джонсона-Кука. Использование данной модели материала даст возможность прогнозировать поведение элементов конструкции при нагрузках близких к предельным, прогнозируя поведение конструкции при разрушении некоторых элементов конструкции.

Ключевые слова:

модель материала Джонсона-Кука, пластическое деформирование, разрушение, численное моделирование.

Численный расчет, позволяющий с определенной точностью определить параметры напряженно-деформированного состояния конструкции, становится все более востребованным. Получения хорошего соответствия между результатами расчета и реальным поведением конструкции в условиях повышенных механических нагрузок означает, в

частности, правильный выбор модели материала, позволяющей описывать поведение элементов конструкции при изменяющейся температуре и скорости деформации вплоть до разрушения. Многочисленными экспериментальными исследованиями [1–3], установлено, в частности, значительное влияние скорости деформации на основные характеристики материалов: предел текучести, временное сопротивление, предельные характеристики пластичности, поэтому при расчетах напряженно-деформированного состояния элементов конструкции, испытывающих кратковременные интенсивные нагрузки, должны учитываться динамические свойства материалов.

Модели материалов, используемые в современных программах численного расчета, позволяют учитывать множество параметров физико-механических свойств конструкционных материалов, такие как упруго-пластическое деформирование, зависимость свойств от скорости деформирования и температуры, возможность разрушения при динамических нагрузках в сложном напряженно-деформированном состоянии. Общим для моделей материалов является предположение о том, что влияние скорости деформирования сказывается только в области работы материала за пределом текучести.

В зависимости от вида напряженно-деформированного состояния в материале реализуется та или иная модель разрушения. Наглядным примером реализации различных моделей разрушения может служить разрушение преграды при пробитии ее ударником (рисунок 1).



Рис. 1 – Модели разрушения при пробитии преграды

Модель материала с зависимостью от скорости деформирования

Данная модель материала позволяет задавать в численных расчетах зависимость предела текучести от скорости деформации в виде кривой или таблицы.

Предел текучести материала определяется следующим соотношением

$$\sigma_T = \sigma_{T0} e^{\dot{\epsilon}} + E_p e^p$$

где $\dot{\epsilon}$ – скорость эффективной деформации,

e^p – эффективная пластическая деформация,

E_p – модуль пластического упрочнения, связанный с модулем Юнга E и касательным модулем E_T формулой

$$E_p = \frac{E E_T}{E - E_T}$$

Модель Купера-Саймондса (Cowper-Symonds)

В модели Купера-Саймондса скорость деформаций $\dot{\epsilon}$ используется для пересчета напряжений текучести в соответствии с коэффициентом [4]

$$1 + \frac{e}{C}^{1/P}$$

где C, P – параметры скорости деформации.

Обобщенная модель Джонсона-Кука (Johnson-Cook)

Обобщенная модель Джонсона-Кука с пластичностью, зависящей от скорости деформаций и температуры, часто используется в расчетах, где скорость деформаций изменяется в широких пределах, а температура адиабатических процессов возрастает за счет пластического разогрева и вызывает разупрочнение материала.

Выражение Джонсона-Кука для напряжений пластического течения имеет следующий вид [5]:

$$y = (A + B e_p^n) \left(1 + C \ln \frac{e}{e_0} \right) \left(1 - \frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}} \right)^m$$

где A, B, C, n, m – константы материала,

e_p – эффективная пластическая деформация,

e – скорость эффективной пластической деформации,

e_0 – условная скорость деформации,

T_{room} – нормальная температура,

T_{melt} – температура плавления материала.

Обобщенная модель Джонсона-Кука описывает поведение материала при динамическом нагружении до скоростей деформации $\sim 10^3 \text{ c}^{-1}$. Известна также модифицированная модель Джонсона-Кука, которая не требует уточнения констант модели при скоростях деформирования выше 10^3 c^{-1} [6]

$$y = (A + B e_p^n) \left(1 + C \ln \frac{e}{e_0} + D \frac{e}{e_1}^k \right) \left(1 - \frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}} \right)^m$$

где D, k – константы модифицированной модели материала,

$e_1 = 1000 \text{ c}^{-1}$ – условная скорость деформации.

В численных расчетах также нашли применение модель Зерилли-Амстронга, определяющее соотношение которой основано на теории дислокации [7] и модель Стейнберга, которая используется при очень высоких скоростях деформаций ($\dot{\epsilon} > 10^5 \text{ c}^{-1}$) [8].

Из всех рассмотренных моделей материалов, которые учитывают неупругое поведение материалов, зависимость напряжений текучести от скорости деформирования и температуры, обобщенная модель Джонсона-Кука является более универсальной и доступной при определении констант. Данная модель материала способна описывать поведение материала при больших деформациях, высоких скоростях деформаций и высоких температурах. Эта модель подходит для задач, где присутствуют скорости деформации, меняющиеся в широком диапазоне, и учитывается снижение прочности за счет тепла, выделяемого при пластическом деформировании.

Определение констант обобщенной модели Джонсона-Кука возможно после получения экспериментальных данных при растяжении (сжатии) образцов с различной скоростью деформации и температурой. На основе полученных диаграмм с помощью математических методов производится параметрическая идентификация определяющих соотношений обобщенной модели Джонсона-Кука, использующихся при численном моделировании динамического поведения конструкции.

Зависимость пластических деформаций при разрушении от напряженно-деформированного состояния в зоне разрушения для обобщенной модели Джонсона-Кука обусловлена экспоненциальной зависимостью. Результаты экспериментальных исследований показывают, что пластические деформации при разрушении существенно зависят от вида напряженного состояния, который можно охарактеризовать параметром трехосности [9]

$$y^* = \frac{-y_0}{U_{\text{ЭКВ}}} = -\frac{1}{3} \frac{I_1}{U_{\text{ЭКВ}}}$$

где $I_1 = y_1 + y_2 + y_3$ – первый инвариант тензора напряжений,
 $U_{\text{ЭКВ}}$ – эквивалентные напряжения по Мизесу.

Особенно, это характерно для пластических материалов с характером хрупкого разрушения.

На рисунке 2 (на примере алюминиевого сплава) показаны зависимости пластических деформаций при разрушении от коэффициента трехосности напряжений для обобщенной модели Джонсона-Кука и эмпирической модели Бао, построенной на данных экспериментальных исследований и учитывающей параметр трехосности [10], где разрушение материала охарактеризовано тремя зонами поведения материала при разрушении.

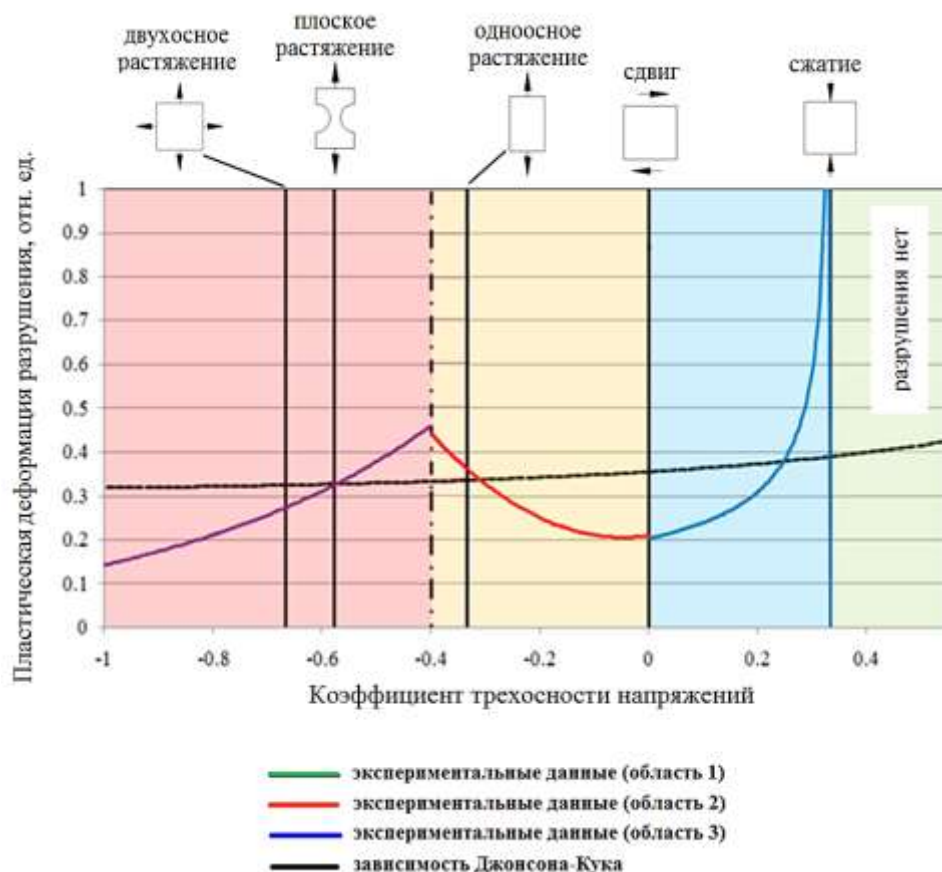


Рис. 2 – Влияние коэффициента трёхосности напряжений на величину пластической деформации при разрушении

Таким, образом, обобщенная модель Джонсона-Кука не дает возможности предсказать поведение материала вблизи момента разрушения. Кроме этого, ни обобщенная модель Джонсона-Кука, ни эмпирическая модель Бао, не чувствительны к третьему инварианту девиаторной части тензора напряжений, параметру Лоде.

$$I_L = \frac{27}{2} \cdot \frac{J_3}{\sigma_{\text{ЭКВ}}^3}$$

где $J_3 = \frac{2}{27} I_1^3 + \frac{1}{3} I_1 I_2 + I_3$ – третий инвариант девиаторной части тензора напряжений,

$\sigma_{\text{ЭКВ}}$ – эквивалентные напряжения по Мизесу.

Влияние параметра Лоде на характер разрушения показано в работах Хью [11].

Учесть влияние параметров Лоде и трехосности возможно в табличной модели материала Джонсона-Кука, где параметры модели, полученные в результате проведенных экспериментов на нагружение образцов, задаются в табличном виде.

На рисунке 3 представлена схема получения параметров табличной модели материала Джонсона-Кука.

При проведении экспериментальных исследований определяются диаграммы деформирования материала при постоянной скорости деформирования и температуре. Испытания проводятся до разрушения образца, так как результаты испытаний используются для получения характерных точек при построении поверхности разрушения.

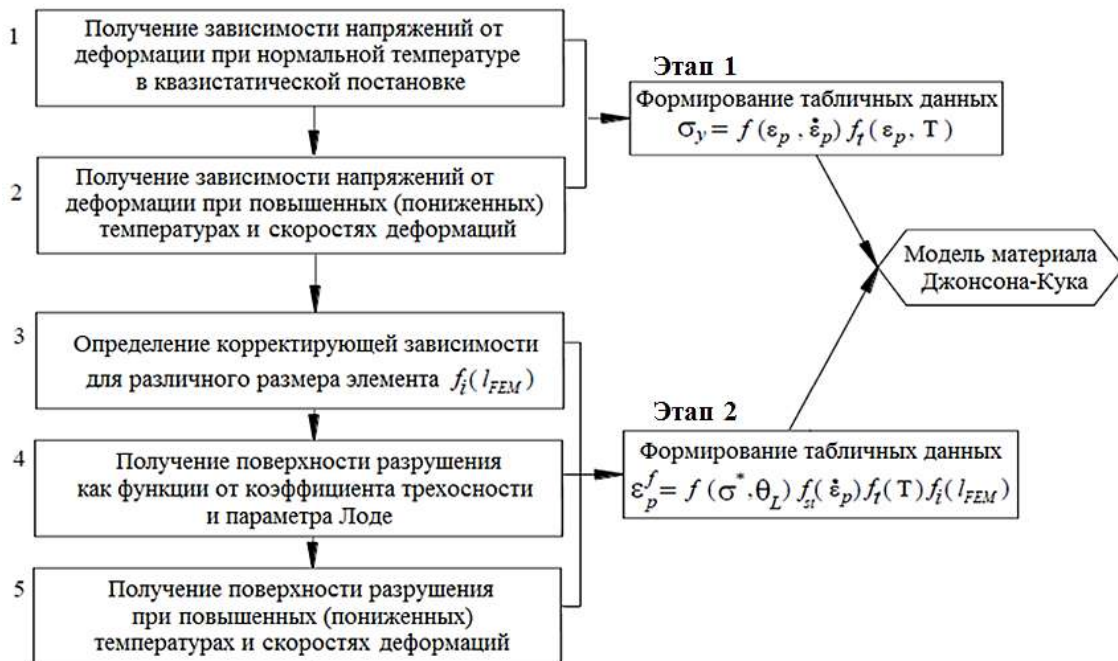


Рис. 3 – Алгоритм получения параметров уравнения состояния Джонсона-Кука

Для получения экспериментальных данных необходимо подготовить несколько видов образцов из исследуемого материала (рисунок 4). Определенная геометрия образцов позволяет в зоне разрушения реализовываться различному виду напряженно-деформированного состояния, которое характеризуется параметрами трехосности и Лоде.

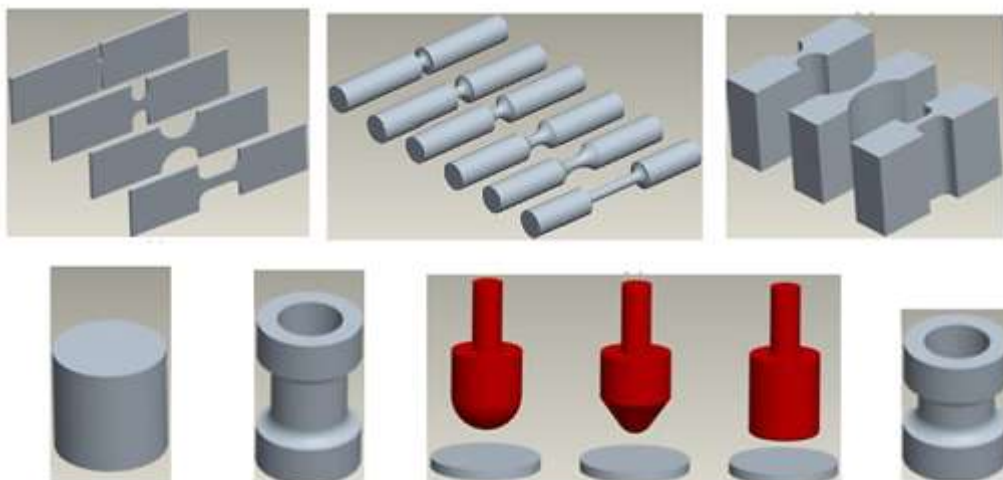


Рис. 4 – Внешний вид образцов

В результате обработки экспериментальных данных получены:

- зависимости истинных напряжений от истинных пластических деформаций при заданных скоростях деформаций (рисунок 5),
- зависимости истинных напряжений от истинных пластических деформаций при заданных температурах (рисунок 6),
- зависимости пластических деформаций разрушения от параметра трехосности и Лоде (рисунок 7).

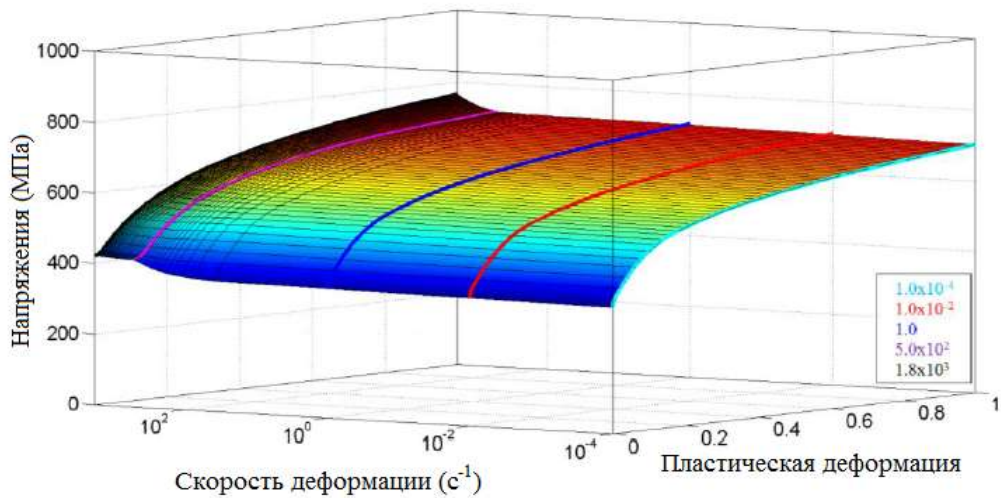


Рис. 5 – Зависимость от скорости деформации

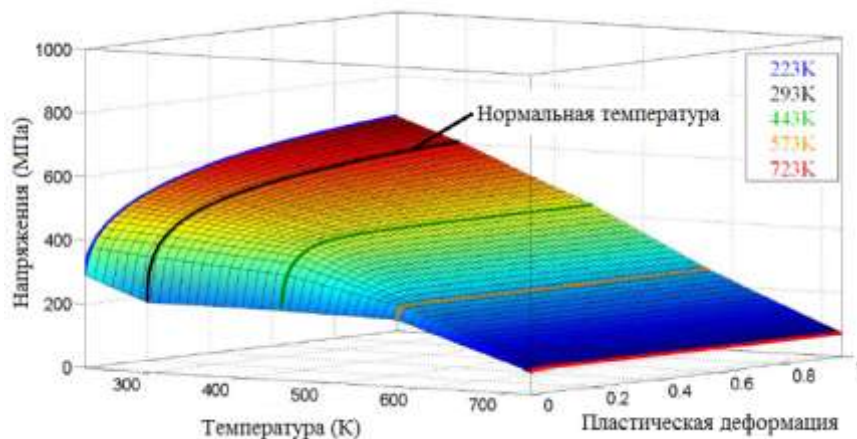


Рис. 6 – Температурная зависимость

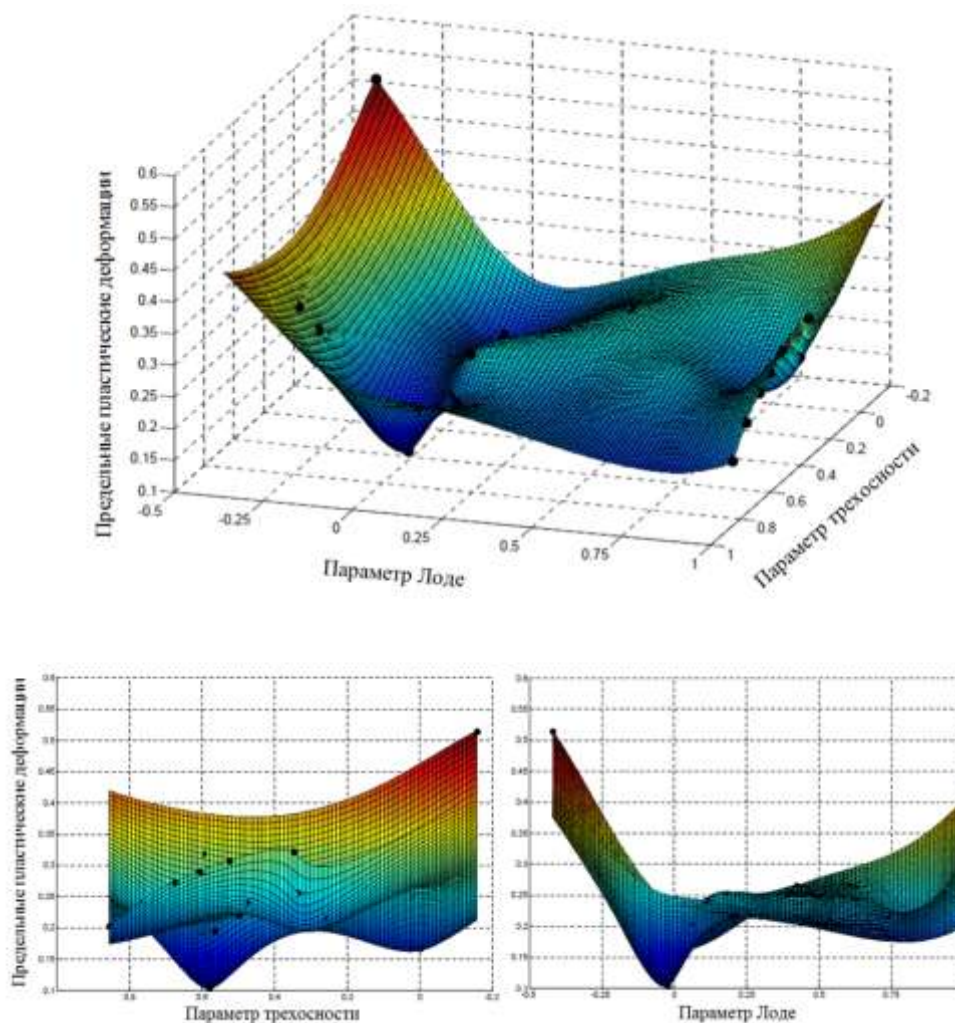


Рис. 7 – Поверхность разрушения

Использование полученных зависимостей при построении модели материала Джонсона-Кука в табличном виде позволяет в численных расчетах корректно предсказывать зоны разрушения элементов конструкции при интенсивных нагрузках и прогнозировать поведение конструкций при достижении предельного состояния элементов конструкции.

Литература

1. Taylor G.I. The plastic wave in the wire extended by an Impact Load // British Ministry of Home Security, Civil Defense Research Committee Report RC. – 1942. – p.323.

2. Whiffin A.C. The use of flat ended projectiles for determining yield stress. II. Tests on various metallic materials // Proc. R. Soc. Lond., A 194, 1948, p.300–322.
3. Давиденков Н.Н. Динамическая прочность и хрупкость материалов. – Киев. Наукова Думка, 1981. -704 с.
4. Cowper, G.R. and P.S. Symonds, Strain Hardening and Strain Rate Effects in the Impact Loading of Cantilever Beams, Brown University, Applied Mathematics Report, 1958.
5. Johnson, G.R. and W.H. Cook, “A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Temperatures.” Presented at the Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, The Netherlands, April 1983.
6. Селютина Н.С., Петров Ю.В. О структурно-временных особенностях высокоскоростного деформирования металлов // Доклады академии наук. Серия «Механика»: – 2017. – Том 472, №6, – С. 666–669.
7. Zerilli F.J. and Armstrong R.W. Dislocation mechanics based constitutive relations for materials dynamics modeling: slip and deformation twinning in iron // "Shock waves in Condensed Matter – 1987", publ. Amsterdam, Elsevier, 1988, p.273.
8. Steinberg, D.J. and M.W. Guinan, A High-Strain-Rate Constitutive Model for Metals, University of California, Lawrence Livermore National Laboratory, Rept. UCRL-80465 (1978).
9. Jeremy Daniel Seidt, M.S. "Plastic Deformation and Ductile Fracture of 2024-T351 Aluminum under Various Loading Conditions", The Ohio State University, 2010.
10. Bao Y., "Prediction of ductile crack formation in uncracked bodies," Massachusetts Institute of Technology, PhD Thesis 2003.

11. Xue L., "Ductile fracture modeling - theory, experimental investigation and numerical verification," Massachusetts Institute of Technology, PhD Thesis 2007.

УДК 66-966.5

Анализ влияния температуры изотермического дискретного сканирования на силовые режимы прокатки и свойства образцов алюминий-литиевого сплава

Михеев В.А.¹, д.т.н.; Сурудин С.В.¹, к.т.н.;

Агафонова Д.В.¹; Лемещенко Д.А.¹

Mikheev Vladimir Alexandrovich, doctor tech. sciences,

Surudin Sergey Viktorovich, cand. tech. sciences,

Agafonova Daria Viktorovna, Lemeshenko Dmitry Aleksandrovich

vamicheev@rambler.ru, innosam63@gmail.com,

dafna_agafonova@mail.ru, lemeshchenkodmi@gmail.com

¹*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева*

Аннотация:

Целью анализа влияния температуры изотермического дискретного сканирования на силовые режимы прокатки и свойства образцов алюминий-литиевого сплава является разработка метода для определения параметров прокатки листового материала на примере системы Al–Mg–Li.

Ключевые слова:

изотемпературное дискретное сканирование, периодичность стационарных температур, алюминий-литиевые сплавы, прокатка листового материала, усилие прокатки, микротвердость прокатанных образцов.

Abstract:

The purpose of the analysis of influence of temperature of isothermal scanning at discrete power conditions of rolling and the properties of samples of aluminum-lithium alloy is to develop a method to determine the parameters of rolling sheet material of the system Al–Mg–Li.

Keywords:

temperature discrete scanning, the frequency of the steady state temperatures, the aluminum-lithium alloys, sheet metal rolling, rolling force, the microhardness of rolled samples.

Вводная часть

При разработке и внедрении в производство современных конструкционных материалов в последнее время нашли широкое применение термоаналитические методы исследования. Они позволяют изучать физико-химические процессы, протекающие в материалах по выделяющемуся или поглощенному теплу, регистрируемому на диаграммах. Характерные эффекты на них связывают с образованием или разложением химических соединений. Есть так же возможность исследовать происходящие процессы, наоборот, под влиянием тепла или в случае многокомпонентных систем. Это особенно важно на контакте между отдельными компонентами сплава и наполнителями слоистых композиций. Так же перспективным является использование их для повышения качества прокатки, так как было ранее установлено появление тепловых эффектов при изменении толщины проката. Термоаналитическое сопровождение подобного рода требует разработки соответствующих методов и нового приборного оснащения. Они должны предусматривать определение координат точек выделения тепла. Подобную возможность реализуют методы дискретного анализа. Некоторые

приложения уже приводились ранее, что позволило уточнить направление исследования данного этапа [1, 2].

За основу был выбран метод изотермического дискретного сканирования (ИДС) именно он может быть использован для исследования связи внутренних температурных распределений со структурными эффектами. Выбор метода ИДС в исследовании обусловлен так же тем, что такие внутренние температурные распределения имеют общие закономерности свойств, независимо от сложности строения вещества или материала. Это обеспечивается введением двух особенностей. Первая заключается в том, что режим нагрева имеет столбчатый вид с резким подъемом и таким же снижением температуры, которая постоянна в одном опыте, но различна в серии, вторая – для каждого измерения брали новый образец, чтобы исключить тепловое влияние предыдущих нагревов. Это позволяет резко повысить точность определения характеристических температур материалов и использовать их для анализа сплавов сложного строения и состава. Это подобно технологическим условиям прокатки металлических заготовок для многослойного композиционного материала. В результате можно оценить то, насколько такие металлические заготовки пригодны для того, чтобы образовать единую композицию со стеклопластиком.

Данные о методике исследования

Термоаналитические подходы предполагают осуществление контроля свойств материала, режима нагрева, требует выполнения физических и физико-механических и других видов анализа, их проводят до или после нагрева. Такой эксперимент длителен по времени, его невозможно выполнить в процессе нагрева образца, не дает информации о характере распределения и изменения свойств образца. Универсальным параметром для

контроля свойств может выступать характер распределения внутренней температуры материала образца по стадиям и скоростям внутренних физико-химических процессов.

Его преимущество – в возможности контроля внутренней температуры во время нагрева, но для этого нужно обеспечить ее привязку к размеру образца, его фазово-структурному и химическому составу, времени и температуре нагрева. Предварительные лабораторные исследования характера температурных распределений в образцах разных составов и размеров дают возможность судить о том, что должно происходить с образцом внутри печи, и какой необходим режим нагрева.

Существуют три направления по методам исследования внутренней температуры и ее распределений. Первое – термодинамика, связано с изучением явлений равновесных состояний. Второе – теплообмен, предлагает методы, позволяющие найти скорости переноса энергии. Третье – материаловедение, связано с методами физико-химического анализа, имеющими прикладное значение. За основу выбран материаловедческий метод изотермического дискретного сканирования (ИДС) и использован для внутренних температурных распределений. Выбор метода ИДС в исследовании обусловлен тем, что с его помощью можно получить внутренние распределения любой характеристики свойства материала, независимо от сложности строения вещества. Это обеспечивается введением двух особенностей.

Первая заключается в том, что режим нагрева имеет столбчатый вид с резким подъемом и таким же снижением температуры, которая постоянна в одном опыте, но различна в серии, вторая – для каждого измерения брали новый образец, чтобы исключить тепловое влияние предыдущих нагревов. Это позволяет резко повысить точность определения характеристических температур веществ и материалов и использовать для материалов сложного

строения и состава. Масса и время выдержки в серии измерений постоянны. По методу ИДС диаграммы состоят из независимых дискретных точек, что исключает взаимовлияние. Было установлено, что зависимости плотности от внешней температуры при нагреве изменяются по периодическому закону через 343°C , который не зависит от времени выдержки, а только от температуры. Периодичность определена относительно стационарных температур (T_{π}) $171,5$; $514,5$; $857,5$; $1200,5$; $1543,5^{\circ}\text{C}$ на примере многих веществ и материалов [3, 4].

Оценка отклика материала образца на изменение температуры как внутреннего распределения и установление закономерностей является задачей температурного анализа кинетических кривых. Температурный анализ кинетических кривых в сочетании с методом сканирования внутренней температуры представляет собой способ получения внутренних температурных распределений. Была проведена попытка построения зависимостей от значений внутренней температуры, но от данного представления пришлось отказаться. Внешняя температура является вынуждающим фактором воздействия, внутренняя температура - отклик. Нельзя рассматривать зависимости откликов без привязки их к величине воздействия.

Экспериментальная часть

Из холоднокатаного листа системы Al–Li–Mg сплава и толщиной 2,0 мм предварительно были вырезаны образцы шириной 30 мм и длиной 50 мм в количестве 28 штук для последующей холодной прокатки на лабораторном прокатном стане КВАРТО К220-75/300 (рисунок 1). Перед прокаткой каждый образец был нагрет до температуры по методу ИДС и выдержан в печи одну минуту (рисунок 2).



Рис 1 – Образцы из холоднокатаного листа системы Al - Li - Mg сплава



Рис. 2 – Печи программные по режиму ИДС

Каждый образец после индивидуального нагрева по режиму метода ИДС был прокатан за четыре прохода с фиксированием значений толщины и усилия прокатки. Результаты сведены в четыре строки, соответствующие каждому проходу (таблица 1).

Таблица 1

Результаты прокатки образцов за четыре прохода

№ образца, исх. толщ. температура ИДС, °С	Проход	Толщина, мм	Уси-лие, кН	№ образца, температура ИДС	Про-ход	Толщи-на, мм	Уси-лие, кН
Образец 1, 1,83мм, 25°С	1	1,59	10,1	Образец 15, 1,84мм, 425°С	1	1,58	10,6
	2	1,2	13,7		2	1,26	25,8
	3	0,91	41,5		3	0,91	48
	4	0,58	101,8		4	0,59	91,8
Образец 2, 1,84мм, 50°С	1	1,6	11,2	Образец 16, 1,84мм, 450°С	1	1,57	6
	2	1,27	15,2		2	1,26	29,3
	3	0,93	52,4		3	0,9	55,4
	4	0,59	101,2		4	0,57	92,6
Образец 3, 1,83мм, 100°С	1	1,6	15,5	Образец 17, 1,84мм, 475°С	1	1,57	11,1
	2	1,27	19,2		2	1,26	23,7
	3	0,92	43,9		3	0,9	49,3
	4	0,58	99,6		4	0,58	90,5
Образец 4, 1,85мм, 150°С	1	1,6	18,3	Образец 18, 1,85мм, 500°С	1	1,58	15,2
	2	1,27	11,8		2	1,26	29,8
	3	0,92	48,4		3	0,9	54,6
	4	0,57	95,3		4	0,56	91,5
Образец 5, 1,83мм, 175°С	1	1,6	19,5	Образец 19, 1,84мм, 525°С	1	1,57	15,2
	2	1,28	17,2		2	1,26	27,3
	3	0,93	51,6		3	0,9	56,6
	4	0,59	103,8		4	0,57	93
Образец 6, 1,84мм, 200°С	1	1,59	13,4	Образец 20, 1,84мм, 550°С	1	1,58	11,5
	2	1,27	17,5		2	1,25	25,2
	3	0,92	48,8		3	0,89	49,4
	4	0,62	102,3		4	0,55	87,2
Образец 7, 1,85мм, 225°С	1	1,6	8,2	Образец 21, 1,84мм, 575°С	1	1,58	6,3
	2	1,28	21,3		2	1,25	21,1
	3	0,92	48,4		3	0,9	55
	4	0,59	103,2		4	0,57	85,6
Образец 8, 1,83мм, 250°С	1	1,59	17,3	Образец 22, 1,84мм, 600°С	1	1,57	10,8
	2	1,27	19,1		2	1,25	20,7
	3	0,91	50,5		3	0,9	58
	4	0,59	102,8		4	0,57	93,3
Образец 9, 1,85мм, 275°С	1	1,59	11,3	Образец 23, 1,83мм, 625°С	1	1,6	15,5
	2	1,26	24,2		2	1,27	27,1
	3	0,92	55,5		3	0,9	59
	4	0,58	96,9		4	0,57	91,7
Образец 10, 1,83мм, 300°С	1	1,58	7,3	Образец 24, 1,84мм, 650°С	1	1,58	16,3
	2	1,27	27,3		2	1,25	23,9
	3	0,92	57		3	0,91	60,3
	4	0,58	94,6		4	0,57	89,3

продолжение таблицы 1

Образец 11, 1,84мм, 325°С	1	1,59	9,1	Образец 25, 1,85мм, 675°С	1	1,6	17,2
	2	1,27	24,4		2	1,26	34,7
	3	0,91	54,8		3	0,91	60,8
	4	0,58	100,9		4	0,58	94,6
Образец 12, 1,83мм, 350°С	1	1,59	12,7	Образец 26, 1,83мм, 700°С	1	1,62	19,9
	2	1,26	19,3		2	1,28	34,1
	3	0,9	53,1		3	0,92	64,4
	4	0,58	86,6		4	0,57	92
Образец 13, 1,83мм, 375°С	1	1,57	14	Образец 27, 1,85мм, 725°С	1	1,57	12,2
	2	1,25	17,7		2	1,25	27,1
	3	0,9	52,3		3	0,9	58,2
	4	0,57	85,6		4	0,57	88,6
Образец 14, 1,83мм, 400°С	1	1,57	18	Образец 28, 1,83мм, 750°С	1	1,57	13
	2	1,25	22		2	1,24	23,5
	3	0,9	43,3		3	0,89	53,6
	4	0,56	85,3		4	0,57	89,1

По результатам таблицы 1 были построены графики зависимости усилия прокатки от температуры ИДС (рисунок 3, 4, 5 и 6)

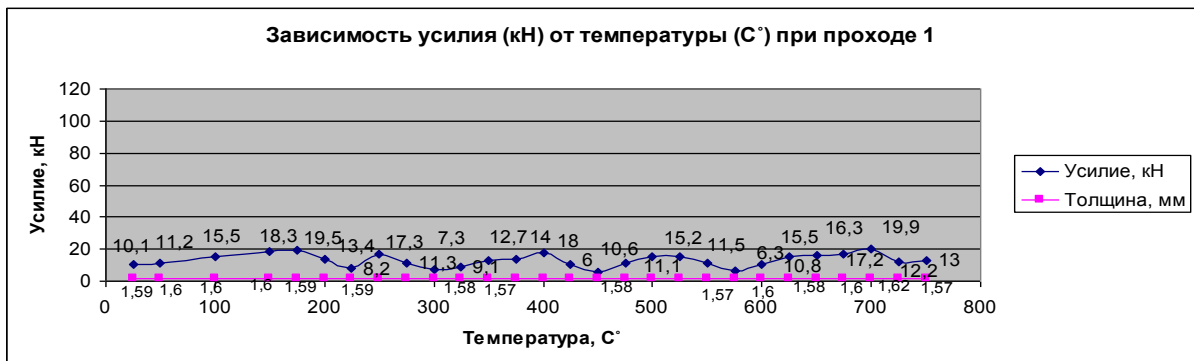


Рис. 3 – Зависимость усилия прокатки от температуры ИДС (1) образцов

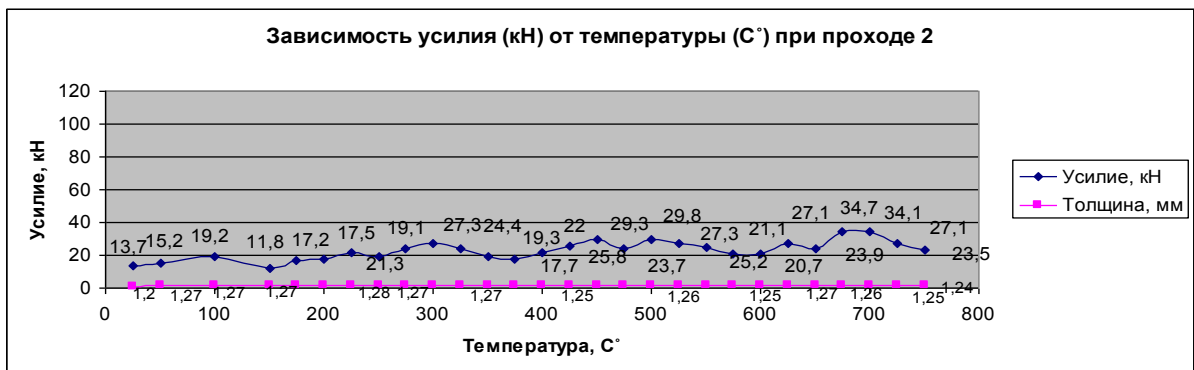


Рис. 4 – Зависимость усилия прокатки от температуры ИДС (2) образцов

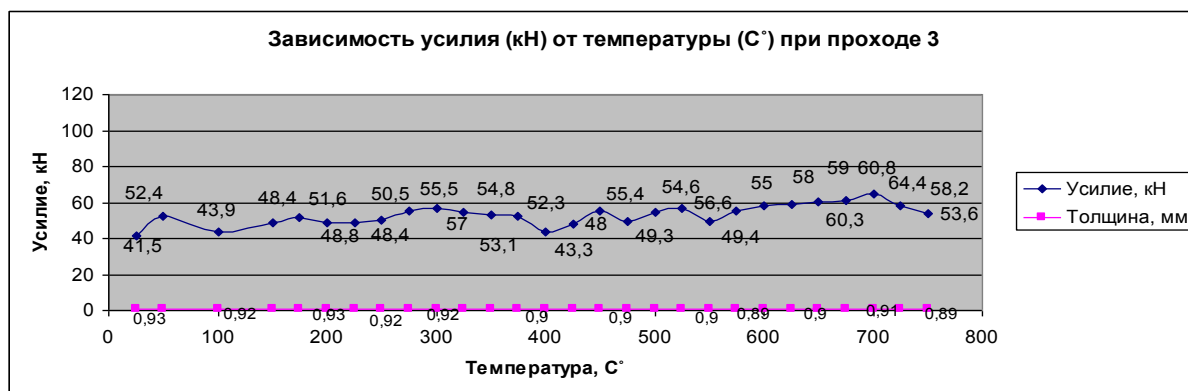


Рис. 5 – Зависимость усилия прокатки от температуры ИДС (3) образцов

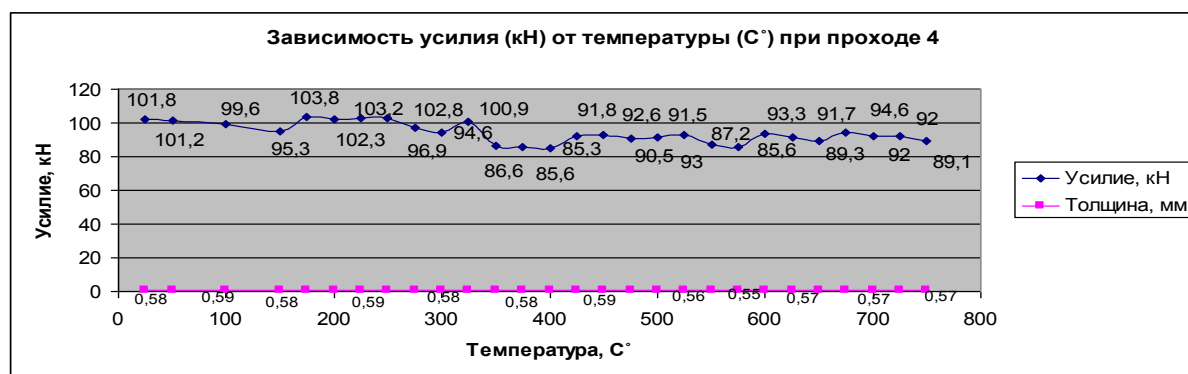


Рис. 6 – Зависимость усилия прокатки от температуры ИДС (4) образцов

Число твердости довольно тесно связано с пределом прочности материала образца. Измерениям твердости в ряде случаев заменяют более трудоемкие испытания на разрыв. В нашем случае каждый образец после четвертого прохода прокатки был испытан на микротвердость вдавливанием индентора на приборе ПМТ-3. Желательно, чтобы глубина отпечатка пирамидки четырехугольной формы не превышала 10–15% толщины прокатанного образца. В этом случае была выбрана нагрузка на индентор порядка 100 грамм. Значения микротвердости были усреднены по четырем замерам, предпринятыми для каждого образца. По результатам был построен график зависимости микротвердости от температуры ИДС (рисунок 7).

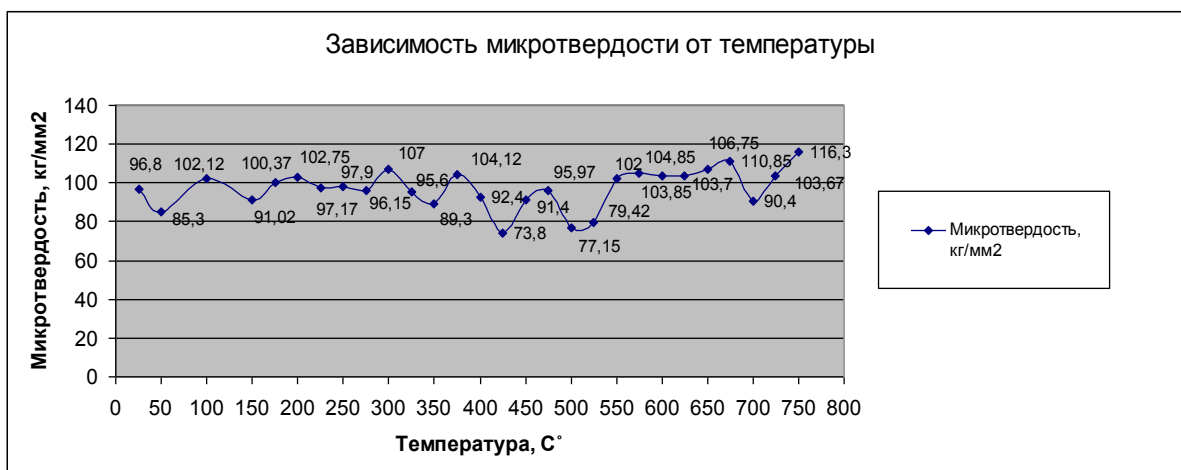


Рис. 7 – Зависимость микротвердости от температуры ИДС образцов после четвертого прохода прокатки

Выводы и рекомендации

Оценка отклика материала образца на изменение температуры как внутреннего распределения и установление закономерностей является задачей температурного анализа кинетических кривых. Он включает в себя анализ кинетических кривых и температурный анализ, которые проводятся постоянно, последовательно, неразрывно друг от друга с целью совершенствования метода и получения яркой картины внутренних изменений в образце при изменении внешней температуры для дальнейшего использования в технологии прокатки.

Считаем, что цель предварительных исследований процесса прокатки образцов из сплава системы Al–Li–Mg методом ИДС достигнута. Приведенные результаты исследований без достаточного проведения полного комплекса нельзя считать законченной научно-исследовательской работой. Однако установлена явная периодичность зависимости усилия прокатки и микротвердости образцов от их температуры ИДС, которые хорошо согласуются с периодичностью относительно стационарных температур (T_{π}). Некоторые значения стационарных температур попали в

температурный ряд индивидуального нагрева каждого образца по режиму метода ИДС, например: 171,5; 514,5°C.

Однако требуется подготовка и отработка новых методик, сочетание ИДС и ДТА с оптическим и рентгеноструктурным методами анализами, а также с физико-механическими способами определения плотности и свойств веществ и материалов. Их применение значительно упрощает обработку результатов в связи с привязкой к интервалам стационарных температур и повышает точность оценки величин и их дисперсия будет минимальная. Последующие исследования должны быть совмещены с проходами прокатки алюминий-литиевого сплава при оптимизации структуры по показателю ее адаптивности к пластической деформации и с возможностью модифицировать сплав по химической технологии в определенном температурном интервале, границы которого точно определяются стационарными температурами T_{π} °C.

Для исследования образцов на микротвердость, попадающие в определенные интервалы между стационарными температурами, рекомендуем устанавливать различные нагрузки на индентор. Это обеспечит более высокую точность нормирования тепловой энергии для оценки отклика материала образца в определенном периоде относительно стационарных температур T_{π} °C.

Работа выполнялась при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код научного проекта № 17-48-630083).

Литература

1. Дорошко Г.П. Введение в температурный анализ свойств материала. [Текст] / Г.П. Дорошко // Самарск. гос. арх.-строит. ун.-н. – Самара, 2007. – 396 с.

2. Дорошко, Г.П. Условие совместимости металлов за пределом деформирования / Современные металлические материалы и технологии (СММТ' 2015) : Труды международной научно-технической конференции. 23-27 июня 2015г. Т2.- СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2015. С. 560–570.

3. Mikheev V.A. A new method of metallic alloys producing with interphases, which reformed coherent coupling of compounds' atoms [Текст] / V.A. Mikheev, G.P. Doroshko // Key Engineering Materials, 2016.

4. Михеев В.А. Определение температуры образования нанокристаллических зон в материалах при пластическом деформировании [Текст] / В.А. Михеев, Ф.В. Гречников, Я.А. Ерисов // Нанотехнологии функциональных материалов (НФМ'16): труды международной научно-технической конференции. 21-25 июня 2016 г. Т1.- СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2016. С. 225–228.

УДК 669.715

Исследование технологических свойств эвтектических сплавов системы Al-Ca-Mn-Fe-Si-Zr, упрочняемых без закалки

Наумова Е.А.^{1,2}, к.т.н.; Белов Н.А.¹, д.т.н.; Дорошенко В.В.¹

Naumova Eugeniya Aleksandrovna; Belov Nikolay Aleksandrovich;

Doroshenko Vitaliy Vladimirovich

jan73@mail.ru, nikolay-belov@yandex.ru, v.doroshenko@mail.ru

¹*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», кафедра обработки металлов давлением.*

²*ФГБОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН», кафедра композиционных материалов.*

Аннотация:

Исследованы технологические свойства при литье и прокатке эвтектических сплавов систем Al-Ca-Mn-Zr и Al-Ca-Mn-Fe-Si-Zr. Показано, что их литейные свойства не хуже, чем у силумина типа А356. Их можно подвергать горячей и холодной прокатке со степенями деформации около 80%. Прочностные свойства листов соответствуют свойствам сплавов средней прочности. Сплав Al-4Ca-1Mn-0,4Zr можно подвергать горячей прокатке без предварительного сфероидизирующего отжига. Упрочнение за счет выделения дисперсоидов Al₃Zr происходит в процессе горячей прокатки.

Ключевые слова:

системы Al-Ca-Mn-Zr, Al-Ca-Mn-Fe-Si-Zr, сфероидизирующий отжиг, упрочнение, степень деформации, жидкотекучесть, горячеломкость.

Annotation:

The technological properties for casting and rolling of eutectic alloys of Al-Ca-Mn-Zr and Al-Ca-Mn-Fe-Si-Zr systems have been studied. It is shown that their foundry properties are not worse than that of the silumin of the A356 type. They can be subjected to hot and cold rolling with degrees of deformation of about 80%. The strength properties of the sheets correspond to the properties of alloys of medium strength. The Al-4Ca-1Mn-0.4Zr alloy can be hot rolled without prior spheroidizing annealing. Hardening due to the precipitation of Al₃Zr dispersoid occurs during hot rolling.

Keywords:

Al-Ca-Mn-Zr, Al-Ca-Mn-Fe-Si-Zr systems, spheroidizing annealing, hardening, degree of deformation, fluidity, hot brittleness.

Введение

Наиболее широко применяемые литейные алюминиевые сплавы, силумины, имеют низкие характеристики пластичности, что является их основным недостатком [1]. Поэтому, создание альтернативных эвтектических композиций с улучшенным комплексом механических и технологических характеристик является актуальной задачей. В последнее время в качестве перспективного легирующего элемента в легких сплавах на основе магния и алюминия стал рассматриваться кальций [2]. Ранее [3] мы исследовали фазовый состав, структуру и технологические свойства сплавов на основе системы Al-Ca-Mn и установили, что их литейные свойства не хуже, чем у силуминов и их можно прокатывать с высокими степенями деформации как при повышенной, так и при комнатной температурах. Поскольку в алюминиевых сплавах неизбежно присутствуют железо и кремний [1], необходимо учитывать влияние этих элементов в сплавах на основе алюминивно-кальциевой эвтектики.

Известно, что скандий является наиболее эффективным упрочнителем алюминиевого твердого раствора как в известных промышленных сплавах [4–8], так и в новых алюминиево-кальциевых композициях [2]. Но, из-за высокой стоимости скандия, мы решили рассмотреть в качестве альтернативы цирконий, часто обеспечивающий похожий упрочняющий эффект [2, 9–11]. Цирконий также, как и скандий, образует в алюминии пересыщенный твердый раствор при кристаллизации и затем, в процессе отжига, выделяется в виде дисперсной упрочняющей фазы Al_3Zr . Преимущество легирования цирконием деформируемых сплавов состоит еще в том, что максимальное упрочнение достигается при более высоких температурах (400–450°C), которые могут совпадать с температурой горячей деформации. В таком случае, для эвтектических сплавов с очень тонким строением, не обязательно перед прокаткой проводить сфероидизирующий отжиг. Поэтому в данной работе мы исследовали как принципиальную возможность деформирования сплавов базовой системы Al-Ca-Mn-Zr и сложной системы Al-Ca-Mn-Fe-Si-Zr, так и возможность обходиться без предварительного сфероидизирующего отжига перед прокаткой. Для получения ответов на поставленные вопросы решались следующие задачи:

- оценить технологичность и возможность упрочнения в процессе горячей прокатки экспериментального сплава системы Al-Ca-Mn-Zr;
- оценить технологичность при горячей и холодной прокатке экспериментального сплава системы Al-Ca-Mn-Fe-Si-Zr;
- определить некоторые механические свойства сплавов после горячей и холодной прокатки;
- определить некоторые литейные свойства экспериментальных сплавов в сравнении с известными промышленными силуминами.

Экспериментальные методики

Объектами исследования были сплавы двух составов: Al-4Ca-1Mn-0,4Zr и Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si.

Сплавы плавил в электропечи сопротивления фирмы LAC в графитошамотных тиглях. Заливку осуществляли в графитовую форму при температуре расплава 760–780°C, получая плоские отливки с размерами 15×30×180 мм (скорость охлаждения при кристаллизации 10°C/с).

Термообработку отливок проводили в муфельных электрических печах SNOL 8,2/1100 с точностью поддержания температуры 5°C.

Микроструктуру литых, термообработанных и деформированных образцов изучали на оптическом микроскопе Olympus GX51 (ОМ) и сканирующем электронном микроскопе TESCANVEGA 3 (СЭМ). Для приготовления шлифов применяли как механическую, так и электролитическую полировку.

Твердость измеряли по Бринеллю, которую определяли (согласно ГОСТ 9012-59) на твердомере WilsonWolpert 930N при следующих параметрах: шарик – 2,5 мм, нагрузка – 306 Н, время выдержки – 30 с.

Горячую прокатку осуществляли на лабораторном стане 260. Тип стана Дуо, реверсивный, максимальная ширина проката 250мм, скорость прокатки 0,2 м/с. Холодную прокатку осуществляли на прокатном стане ВЭМЗ-СМ. Диаметр вала 80 мм, длина рабочей части 157 мм, скорость прокатки 5,5 м/мин, максимальное обжатие 10 т. Перед холодной прокаткой образцы отжигали при температуре 400°C в течение одного часа.

Предел прочности и относительное удлинение прокатанных образцов определяли по ГОСТ1497-84 на универсальной испытательной машине FP100/1.

Горячеломкость оценивали с использованием пробы «арфа». Жидкотекучесть определяли с помощью комплексной пробы с вертикальным U-образным каналом.

Результаты и их обсуждение

В качестве основы был выбран сплав Al-4Ca-1Mn, поскольку его высокая технологичность при литье и деформировании определена в работе [3]. В системе Al-Ca-Si была выявлена тройная эвтектика, содержащая 7,8%Ca и ~0,7%Si [12], а в системе Al-Ca-Fe – тройная эвтектика, содержащая 7% Ca and 0.8% Fe [13]. В доэвтектических и эвтектическом сплавах кремний и железо полностью входят в состав тройных фаз Al_2CaSi_2 и $Al_{10}CaFe_2$ [12, 13]. Тройные эвтектики имеют еще более тонкое строение, чем двойная алюминиево-кальциевая. Поскольку нам надо получить сплав, в структуре которого нет первичных кристаллов, а в сложной системе эвтектические концентрации компонентов могут быть ниже, чем в тройных системах, выбрали концентрации Fe и Si по 0,3%. Концентрацию циркония в сплаве выбирали исходя из того, что в известных композициях на основе систем Al-Ni, Al-Ce-Ni, Al-Ca и др. его содержание не превышает 0,4–0,5% [2, 9–11].

На первом этапе работы изучали деформируемость базового сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr. Его литая структура состоит из дендритов алюминиевого твердого раствора и эвтектики, которая имеет тонкое строение, первичные кристаллы интерметаллидов отсутствуют (Рис. 1а).

Известно, что упрочнение за счет выделений фазы Al_3Sc (L12) в алюминиево-кальциевых сплавах происходит в процессе сфероидизирующего отжига и достигает максимума при температуре 300°C [2]. При температуре горячей деформации 400–450°C упрочнение, связанное с дисперсными частицами Al_3Sc , практически исчезает из-за сильного их

укрупнения. Максимальное упрочнение при легировании цирконием достигается при температуре 450°C [2, 9–11], поэтому мы исследовали возможность упрочнения сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr без предварительного отжига, в процессе горячей прокатки. В таблице 1 представлены результаты прокатки образцов, по-разному обработанных перед прокаткой: отожженных по режиму 500°C, 3ч., отожженных по режиму 350°C, 3 ч., без предварительного отжига. Горячую прокатку проводили при температуре 500°C, поскольку температура солидуса сплава это позволяет.

Таблица 1

Результаты горячей прокатки (500°C) и механические свойства образцов сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr с разной обработкой перед прокаткой

№№	Обработка перед прокаткой	НВ		Степень деформации, %	σ_b , МПа*	δ , %
		до ГП	после ГП			
1	отжиг 500°C, 3ч.	51,1	78,0	84	207-243	14,0
2	отжиг 350°C, 3ч.	54,0	82,0	81	235-283	11,0
3	Без отжига	58,6	83,5	83	258-281	13,0

*Первое значение – поперечные образцы, второе значение – долевые образцы.

Все образцы были прокатаны с суммарной степенью обжатия более 80%. Наиболее прочным оказался образец, который не был предварительно термообработан. То есть, структура сплава настолько дисперсна, что сфероидизация интерметаллидов перед прокаткой не обязательна, и поэтому упрочнение за счет выделения частиц фазы Al_3Zr в твердом растворе в процессе прокатки проходит наиболее полно. Пластичность сплава во всех случаях весьма высока. Если температуру прокатки понизить до 450°C, прочность проката может возрасти.

Результаты холодной прокатки экспериментальных сплавов представлены в таблице 2. Структуры изломов горячекатаного и холоднокатаного сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr показаны на рисунке 1б, в.

Таблица 2

Результаты холодной прокатки и механические свойства образцов сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr

№№	Степень деформации, %	σ_B , МПа*	δ , %
1	79	264-267	3,5
2	83	289-283	7,0
3	80	260-258	4,2

После холодной прокатки лучший комплекс свойств продемонстрировал сплав №2, который перед горячей прокаткой отжигали по режиму 350°C, 3ч.

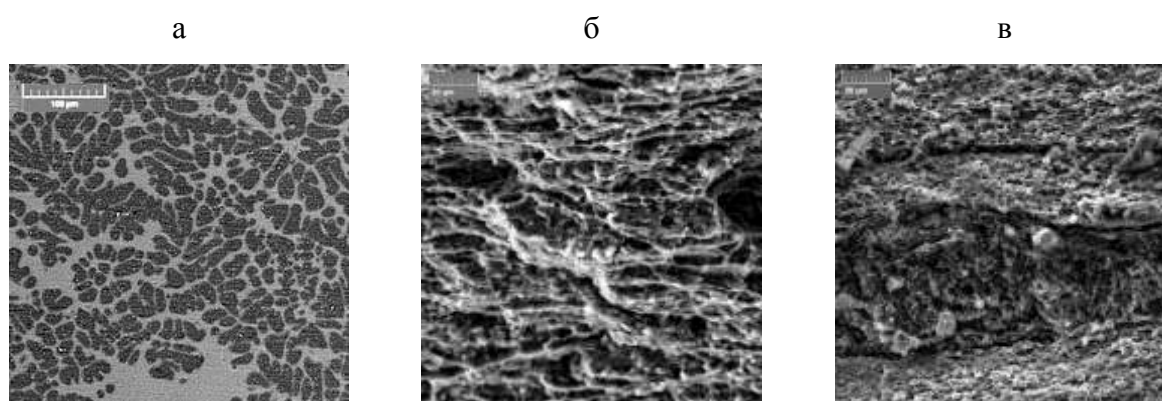


Рис. 1 – а) Литая структура сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr, $\times 1000$, СЭМ; б) Структура излома после горячей прокатки (сплав Al-4Ca-1Mn-0,4Zr), $\times 2000$, СЭМ; в) Структура излома после холодной прокатки (сплав Al-4Ca-1Mn-0,4Zr), $\times 2000$, СЭМ

Изломы вязкие, ямочные. В изломе горячекатаного образца ямки сплюснены в высотном направлении, их размер порядка 5–15 мкм. Излом холоднокатаного образца отличается от излома горячекатаного формой, размерами и глубиной ямок. Ямки равноосные, не глубокие, размером 2–4 мкм.

Далее исследовали технологичность при прокатке сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si. Его литая структура представлена на рисунке 2а. Как и у первого сплава, структура доэвтектическая, без первичных кристаллов интерметаллидов.

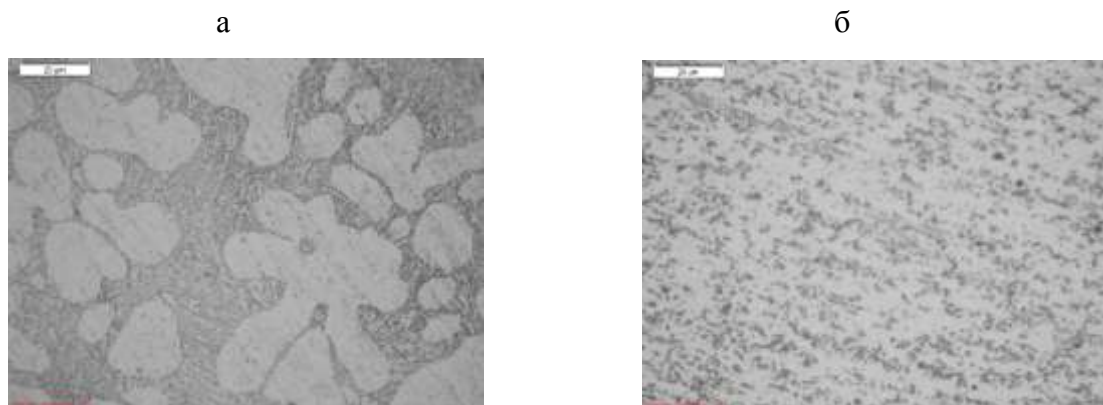


Рис. 2 – Микроструктура сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si, $\times 1000$, ОМ: а – литой, б – горячий прокат

Предположительно, в структуре присутствуют двойная, тройная и четверная эвтектики, состоящие из фаз: (Al), Al_4Ca , Al_2CaSi_2 и $Al_{10}CaFe_2$ [14, 15].

Образцы перед прокаткой отжигали по стандартному режиму $500^\circ C$, 3 часа, прокатывали при $450^\circ C$, результаты прокатки и механические свойства представлены в таблице 3. Из рисунка 2б видно, что после прокатки частицы эвтектических интерметаллидов округлились и довольно равномерно распределились внутри алюминиевого твердого раствора.

Таблица 3

Результаты горячей деформации и механические свойства образцов из сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si

Сплав	НВ			Степень деформации, %	σ_b , МПа*	δ , %
	Литой	После отжига $500^\circ C$, 3ч.	После прокатки			
Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si	69,5 \pm 1,0	62,5 \pm 2,3	75,0 \pm 0,7	87%	267-275	3-5

*Первое значение – поперечные образцы, второе значение – долевые образцы.

После горячей прокатки образцы отжигали при 400°C в течение 1 часа, а затем прокатывали в холодную. Результаты холодной прокатки представлены в таблице 4.

Таблица 4
Результаты холодной деформации и механические свойства образцов из сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si

Сплав	Степень деформации, %	Механические свойства			
		После холодной прокатки		После отжига прокатанных образцов 350°C, 3 ч.	
		σ_B , МПа*	δ , %	σ_B , МПа*	δ , %
Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si	65%	286-280	0,5	264-257	8-9

*Первое значение – поперечные образцы, второе значение – долевые образцы

В процессе определения механических свойств было отмечено, что прочность поперечных образцов несколько больше прочности продольных. Поскольку это явление наблюдалось при испытании значительного количества образцов, требуются дополнительные исследования для объяснения этого факта.

Исследование литейных свойств обеих композиций показало, что по жидкотекучести и горячеломкости они не уступают известному силумину АК7 (А356): сплав Al-4Ca-1Mn-0,4Zr заполняет канал пробы на 300 мм, а сплав Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si – на 290 мм, что сопоставимо с жидкотекучестью сплава Al-7%Si, который заполнил канал U-образной пробы на 295 мм. Пробы на горячеломкость типа «арфа» во всех случаях выглядят одинаково, в них отсутствуют трещины (Рис. 3в).

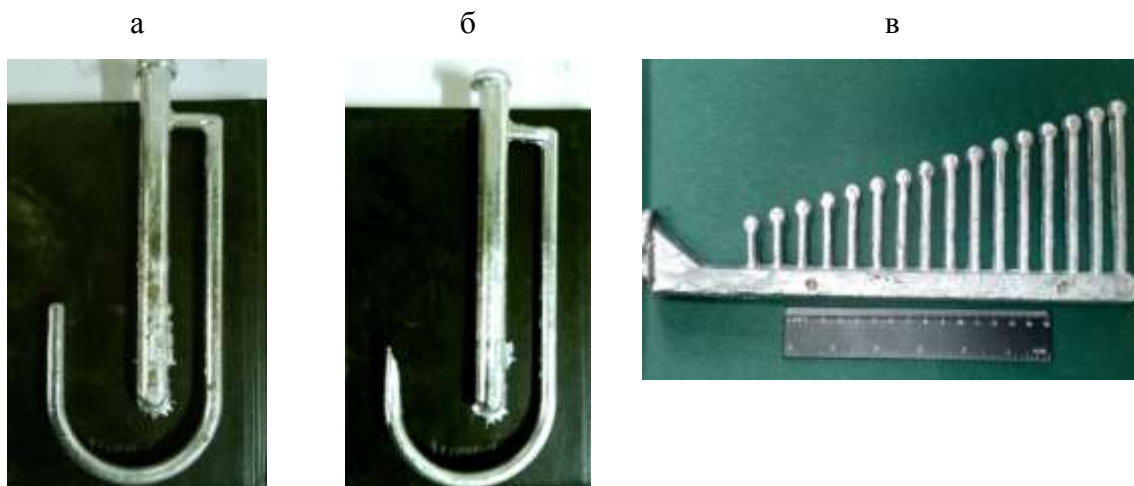


Рис. 3 – Пробы на жидкотекучесть (U-образные) и горячеломкость:
а) Al-4Ca-1Mn-0,4Zr - длина канала $L = 300$ мм; б) Al-7Si-длина канала $L=295$ мм;
в) проба на горячеломкость «Арфа»

Таким образом, было установлено, что на основе системы Al-Ca-Mn-Zr можно создавать высокотехнологичные сплавы, упрочняемые без закалки, а также в процессе горячей деформации. Их можно изготавливать из алюминия недорогих марок, содержащих повышенные концентрации железа и кремния.

Выводы

1. Исследована технологичность образцов экспериментального сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr в процессе горячей и холодной прокатки. Независимо от вида предварительной обработки, все образцы были продеформированы более чем на 80%. Наилучшие механические свойства после горячей прокатки ($\sigma_{\text{в}}=258-281$ МПа и $\delta=13\%$) оказались у образца, который перед прокаткой не отжигали. Это говорит о возможности упрочнения сплавов системы Al-Ca-Mn-Zr без закалки, в процессе горячей деформации.

2. Исследована технологичность при горячей и холодной прокатке экспериментального сплава Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si. Степень деформации при горячей прокатке составила 87%, а при холодной прокатке 65%.

3. Установлено, что механические свойства проката из сплавов 4Ca-1Mn-0,4Zr и Al-4Ca-1Mn-0,4Zr-0,3Fe-0,3Si соответствуют сплавам средней прочности.

4. Установлено, что по показателям горячеломкости и жидкотекучести экспериментальные сплавы не уступают широко используемым силуминам типа АК7 (А356).

Работа проведена при поддержке гранта РНФ 14-19-00632-П и гранта Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ, НШ-9899.2016.8

Литература

1. Золоторевский В.С., Белов Н.А. - Металловедение литейных алюминиевых сплавов,- М.: МИСиС, 2005, 376 с.

2. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. «Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования», М.: Руда и металлы, 2016, 256 с.

3. Наумова Е. А.; Белов Н. А., Никитин Б. К. , Громов А. В. Исследование технологических свойств литейных эвтектических сплавов на основе системы Al-Ca-Mn. Материаловедение №6 2017г., С. 9–13

4. Toropova L.S., Eskin D.G., Kharakterova M.L., Dobatkina T.V. Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium: Structure and Properties. – Amsterdam: Gordon and Breach Science Publishers. 1998. – 175 p.

5. E.A. Marquis, D.N. Seidman, Nanoscale structural evolution of Al₃Sc precipitates in Al (Sc) alloys, Acta mater. 49 (2001) 1909–1919.

6. S. Costa, H. Puga, J. Barbosa, A.M.P. Pinto, The effect of Sc additions on the microstructure and age hardening behaviour of as cast Al–Sc alloys, Materials and Design 42 (2012) 347–352.

7. Белов Н.А., Наумова Е.А., Базлова Т.А., Алексеева Е.В. «Структура, фазовый состав и упрочнение алюминиевых сплавов системы Al–Ca–Mg–Sc», Физика металлов и металловедение, 2016, т.117, С. 208–215.
8. Belov N.A., Naumova E.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. “Effect of Scandium on Structure and Hardening of Al–Ca Eutectic Alloys”, Journal of Alloys and Compaunds, 2015, vol.646, P.741–747
9. Исследование сплавов системы Al-Zr-Sc в области богатой алюминием / Л.С. Торопова, А.Н. Камардинкин, В.В. Киндшибало и др. // ФММ. – 1990. - №12.
10. Белов Н.А., Лаврищев Ю.В. Оптимизация состава и структуры жаропрочных литейных алюминиевых сплавов, легированных церием, железом, никелем и цирконием // Известия вузов. Цветная метал- лургия. 2000. № 6. С. 37–43.
11. Белов Н.А., Алабин А.Н., Толеуова А. Сравнительный анализ термо- стойких проводниковых сплавов на базе систем Al – PЗМ и Al – Zr // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 9. С. 54–58.
12. Nikolay BELOV, Evgenia NAUMOVA, Torgom AKOPYAN Effect of 0.3% Sc on microstructure, phase composition and hardening of Al–Ca–Si eutectic alloys. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 27(2017), P.741–746
13. Белов Н.А., Наумова Е.А., Илюхин В.Д., Дорошенко В.В. Структура и механические свойства отливок сплава Al – 6 % Ca – 1 % Fe, полученных литьем под давлением, «Цветные металлы». 2017. № 3, С. 69–76.
14. TernaryAlloys: A Comprehensive Compendiumof Evaluated Constitutional Dataand Phase Diagrams, by Günter Petzowand Günter Effenberg (Editor), Wiley-VCH; Vol. 3, 1990, 647 p.
15. Информация на сайте www.thermocalc.com

УДК 669.715

Применение современных методов исследования для идентификации структурных составляющих в слитках и полуфабрикатах из алюминиевых деформируемых сплавов

Овсянников Б.В.¹; Кожекин А.Е.¹; Резник П.Л.²

¹ *ОАО “Каменск-Уральский металлургический завод”*,

г. Каменск-Уральский, Россия

² *Уральский федеральный университет имени первого Президента*

России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

Аннотация:

Современными методами исследования изучено изменение фазового состава в процессе литья и термообработки слитков и полуфабрикатов сплавов систем AlCuMgZnCr, AlMgSc, AlCuMgSi.

Ключевые слова:

Алюминиевые сплавы, микроструктура, термический анализ, термическая обработка, фазовый состав, дифракционные метод, МРСА, наноиндентирование.

Abstract:

Modern methods of investigation have been used to study the change in the phase composition in the process of casting and heat treatment of ingots and semi-finished products of the AlCuMgZnCr, AlMgSc, and AlCuMgSi alloys.

Keywords:

Aluminum alloys, microstructure, thermal analysis, heat treatment, phase composition, diffraction method, micro x-ray spectral analysis, nanoindentation.

1. Введение

Технический прогресс в аэрокосмической отрасли ведёт к постоянному повышению требований к качеству слитков, полуфабрикатов и конечных изделий из алюминиевых сплавов. Повышение качества полуфабрикатов из алюминиевых сплавов невозможно без глубокого понимания процессов происходящих на всех стадиях изготовления полуфабриката. Информация об особенностях изменений структуры, фазового состава и механических свойств сплавов в процессах литья, гомогенизирующего отжига и горячей деформации, необходима для корректировки параметров обработок слитков и полуфабрикатов с целью улучшения их технологичности и повышения уровня конструкционной прочности изделий. В настоящее время имеется большое количество методов исследования, позволяющих идентифицировать структурные составляющие и дефекты в слитках и полуфабрикатах из алюминиевых деформируемых сплавов. Совокупность полученных знаний об особенностях эволюции структуры высоколегированных алюминиевых сплавов обеспечивает возможность управления на каждом этапе производства как различными механизмами упрочнения так и их соотношением. Исследование дефектов на микроуровне позволяет эффективно бороться с их причинами, повышать качество выпускаемой продукции. В настоящем докладе на нескольких примерах показаны возможности современных методов исследования для идентификации структурных составляющих алюминиевых деформируемых сплавов.

2. Методы исследования

Температуры ликвидуса и солидуса, температурные интервалы кристаллизации легкоплавких эвтектик определялись методом термического анализа (ТА). Термодинамические расчеты фазовых равновесий и интервалов выделения фаз (в случае неравновесной кристаллизации) для

многокомпонентных алюминиевых сплавов были проведены с использованием программы ThermoCalc .

Структуру, фазовый состав и кристаллическое строение изучали комплексно различными методами. Металлографический анализ осуществлялся с применением оптического светового микроскопа Olimpus JX51, а также сканирующих электронных микроскопов JSM-5900 LV и Carl Zeiss AURIGA CrossBeam.

Для проведения микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр Inca Energy 350 с детектором X-max (Oxford Instruments). Анализ текстуры, локальных ориентировок отдельных зерен проводился с помощью ориентационной микроскопии (ОР), основанной на дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), на сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss AURIGA CrossBeam с приставкой EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более $\pm 1^\circ$; малоугловые границы между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2° до 15° , а высокоугловые – при разориентациях $\geq 15^\circ$. Шаг сканирования составлял от 0,8 до 7 мкм. Метод ОР (EBSD) также использовался для локальной идентификации фаз по эталонам дифракционных картин Кикучи. Также ОР (EBSD) проанализированы карты распределения фаз.

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводился на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 advance (Bruker) в $K\alpha_{1,2}$ медном излучении в интервале углов отражения $\theta = 12 \dots 100^\circ$ при напряжении $U = 40$ кВ и токе $I = 40$ мА. Анализ полученных данных проводился с помощью программного пакета FullProf.

Измерения твердости и модуля Юнга в субмикроробъемах осуществлялись методом наноиндентирования с помощью сканирующего

твердомера «NanoScan-4D» (ФГБНУ «ТИСНУМ»). Максимальный диапазоны силы и смещения составляют 1 Н и 700 мкм, соответственно. Шумы устройства в контакте с поверхностью составляют порядка 1 мкН и 0,3 нм. Пределы допускаемой основной относительной погрешности прикладываемой нагрузки ± 10 мкН ($\pm 1\%$).

3. Моделирование изменений фазового состава сплава AlCuMgZnCr при неравновесной кристаллизации.

В качестве материала исследования использован образец слитка 400*1320 мм сплава AlZnMgCr в литом состоянии. Химический состав приведен в таблице 1. Результаты термического анализа в режиме нагрева и охлаждения после расплавления представлены на рис. 1.

Таблица 1

Химический состав сплава AlCuMgZnCr.

Содержание, мас. %							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0.03	0.07	1.6	0.01	2.2	0.19	5.8	0.03

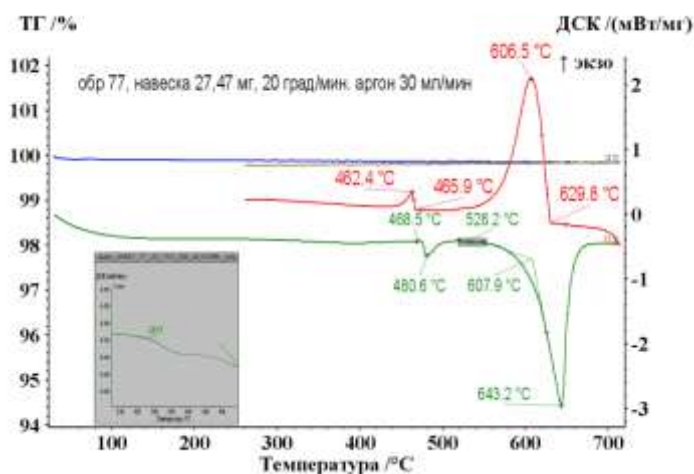


Рис. 1 – Термограмма сплава AlCuMgZnCr.

Зеленая линия – режим нагрева; **красная** - режим охлаждения

При нагреве образца со скоростью 20°C/мин первое видимое отклонение от базовой линии, обусловленное различием в тепловых потоках

образца и эталона, указывает на фазовые превращения в интервале температур **468,5-480,6 °C**. Заметим, что в режиме охлаждения со скоростью 20°C/мин температура солидуса сплава, который определяется окончанием превращения в температурном интервале 466..462,4 °C, несколько ниже и составляет **462,4 °C**. Второе фазовое превращение при нагревании образца зафиксировано приблизительно при **528 °C**. При охлаждении данный эффект наблюдается при температуре на несколько градусов ниже. Наиболее интенсивное плавление структурных составляющих сплава в режиме нагрева происходит в температурном интервале 608-643 °C. Однако, при кристаллизации сплава температурный интервал интенсивного образования $\alpha(\text{Al})$ смещается в сторону меньших температур и составляет ~ 630-606,5 °C.

Для анализа параметров кристаллизации, определения температур солидуса и ликвидуса, а также установления температурных интервалов существования (выделения или растворения) фаз при литье и после термической обработки на базе системы AlCuMgZnCr проведены термодинамические расчеты методами численного компьютерного математического моделирования с использованием программы ThermoCalc. Программный комплекс был использован также для определения фазового состава многофазной гетерогенной системы AlCuMgZnCr при различных температурах термической обработки.

Следует отметить, что определение параметров кристаллизации, фазового состава при комнатной температуре или после термообработки сплава AlCuMgZnCr получены как для равновесных условий, так и для неравновесных условий литья. Расчеты в неравновесных условиях охлаждения при литье и кристаллизации слитков проведены с использованием модели Scheil-Gulliver. Результаты расчетов приведены на рис. 2 в виде графика зависимости массовой доли твердой фазы от температуры.

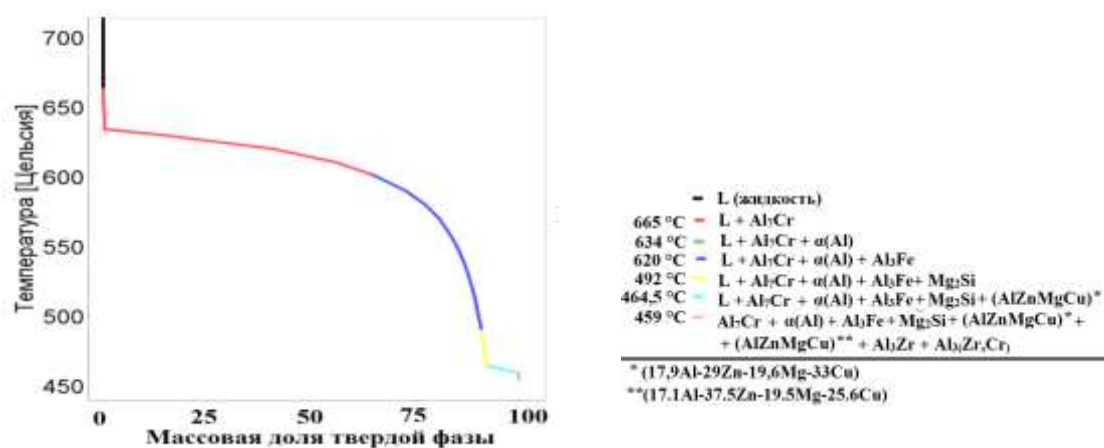


Рис. 2 – Температурная зависимость фазового состава сплава AlCuMgZnCr при охлаждении в условиях неравновесной кристаллизации, полученная на основании расчетов по модели Scheil-Gulliver

Анализируя полученную зависимость, процесс кристаллизации можно представить следующим образом. При охлаждении расплава до температуры ~ 665 °C выделяются первые кристаллы интерметаллида Al₇Cr. По достижении температуры 634 °C происходит интенсивная кристаллизация α(Al). Дальнейшее охлаждение параллельно с увеличением объемной доли твердого раствора на основе алюминия сопровождается при 620 °C выделением из расплава фазы Al₃Fe. Фазы Mg₂Si кристаллизуется при t 492 °C. Совместно с α(Al), Al₃Fe и Mg₂Si, уже находящимися в расплава, при ~ 464,5 °C выделяется фаза (AlZnMgCu), которая согласно расчетам имеет следующий состав (масс. %): 17,9Al-29Zn-19,6Mg-33Cu. Данный состав близок к составу фазы M, которая является непрерывным рядом твердых растворов двух изоморфных фаз η (MgZn₂) + либо U (AlCuMg), либо U (Al₂Cu₄Mg₃). Дальнейшее охлаждение до температуры солидуса сплава не сопровождается изменением фазового состава. T_{солидус} сплава при кристаллизации в неравновесных условиях по модели Scheil-Gulliver составляет ~ 459 °C. Отметим, что уже в твердом состоянии при температурах ~ 459 °C происходит распад α(Al) пересыщенного по

некоторым элементам. Продуктами распада являются алюминиды переходных металлов. По результатам моделирования это Al_3Zr и соединение с хромом, предположительно, $\text{Al}_3(\text{Zr,Cr})$. Также из твердого раствора алюминия в данном температурном интервале выделяется фаза (AlZnMgCu). По результатам численного моделирования состав данной фазы следующий (масс.%): 17.1Al-37,5Zn-19.5Mg-25,6Cu. Такое изменение состава по сравнению с предыдущей фазой (обозначенной выше «М»), скорее указывает на увеличение доли фазы $\eta(\text{MgZn}_2)$ в смеси фаз $\eta+U$, чем на выделение другой фазы, например $T(\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3 + \text{Al}_6\text{CuMg}_2)$.

Результаты расчетов и экспериментов были сопоставлены как между собой, так и с результатами, проведенного рентгеновского фазового (РФА) анализа и МРСА(Рис.3)

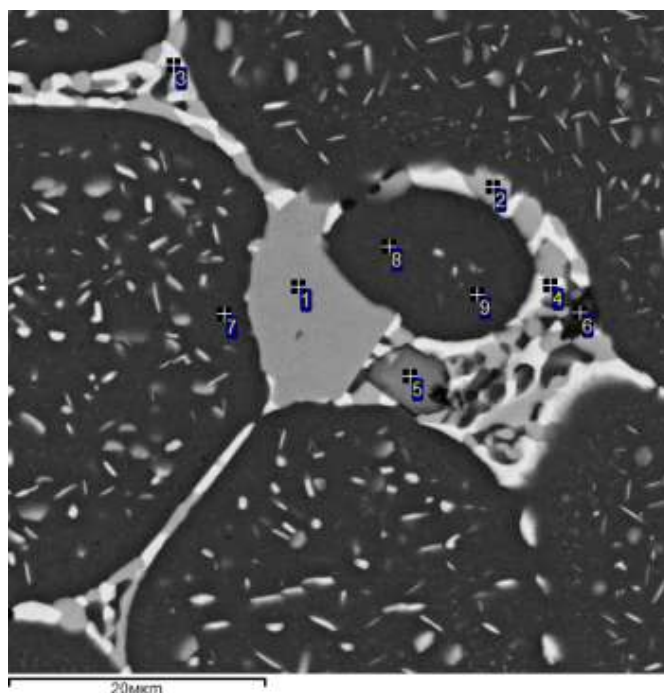


Рис. 3 – МРСА образца слитка 400*1320 мм сплава AlCuMgZnCr в литом состоянии

Таблица 2

Локальный химический состав, ат. %

Микро область	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	Предполагаемая фаза
1	0.91	76.99	0.20	0.35	-	15.15	5.08	1.31	Al ₃ Fe (Al ₁₃ Fe ₄)/Al ₆ (FeCu)
2	20.82	54.66	-	-	-	-	22.42	2.10	Al ₂ CuMg
3	29.23	26.26	-	-	-	-	10.47	34.03	
4	30.93	24.21	-	-	-	-	11.23	33.63	
5	13.24	67.53	0.34	7.10	0.21	1.09	3.25	7.24	Al ₇ Cr/ Al ₁₈ Cr ₂ Mg ₃
6	14.96	72.74	10.21	-	-	-	1.20	0.89	Mg ₂ Si
7	1.57	96.40	-	0.11	-	-	0.30	1.61	α(Al)
8	1.63	96.63	-	-	-	-	0.23	1.51	
9	1.76	96.44	-	-	-	-	0.22	1.58	

3. Идентификация фаз в сплаве AlMgScZr в процессе кристаллизации и термообработки

Проведенные по модели Sheil-Gulliver термодинамические расчеты позволили оценить влияние составов сплавов системы AlMg с добавками переходных металлов на параметры неравновесной кристаллизации и температурные интервалы существования фаз. Химический состав анализируемых сплавов системы AlMg приведён в таблице 3.

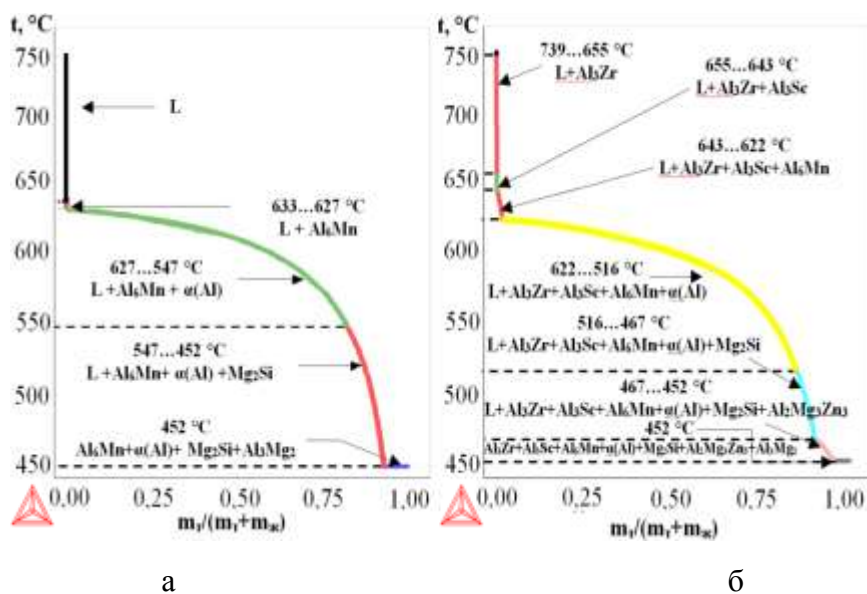
Таблица 3

Химический состав исследованных сплавов системы Al-Mg-Sc-Zr

Марка сплава	Mg	Mn	Zn	Cu	Fe	Si	Sc	Zr	Ti	Ag	Ni	Cr	Be	V
Al6Mg	6,20	0,60	-	-	0,1	0,10	-	-	0,04	-	-	-	0,0009	-
Al6MgScZr	6,00	0,47	0,06	0,03	0,1	0,05	0,22	0,07	0,02	-	-	-	0,0006	-
Al6MgScZrAg	6,50	0,84	0,55	0,20	0,1	0,04	0,21	0,12	0,02	0,61	-	0,01	0,0009	-

Анализ расчетных кривых неравновесной кристаллизации показывает, что изменение состава сплава Al-Mg (рис. 4, а) до состава сплава AlMgScZr (рис. 4, б) за счет увеличения содержания марганца на 0,5 мас. % (до 1,1 мас. %), дополнительного легирования цинком (0,5 мас. %), медью (0,2 мас. %), хромом (0,13 мас. %), скандием (0,25 мас. %), цирконием (0,12 мас. %) и уменьшением кремния до 0,06 мас. % соответственно, приводит к существенным различиям как в фазовых составах, так и в температурных интервалах существования некоторых фаз. Температуры образования из расплава алюминидов переходных металлов, отличаются приблизительно на 100 °С и составляют для сплава AlMg 630 °С (выделяется интерметаллид Al₆Mn), для сплава AlMgScZr 730 °С (выделяется интерметаллид Al₃Zr). Однако температуры выделения первых кристаллов α(Al) обоих сплавов близки и составляют ~ 625 °С.

По данным расчета, завершению кристаллизации сплава AlMgScZr предшествует формирование при ~ 467 °С эвтектики сложного состава: α(Al) + Al₂Mg₃Zn₃ с частично растворенной в ней Cu (рисунок 2, б). Дальнейшее охлаждение сплава AlMgScZr приводит к выделению из расплава избыточной фазы Al₃Mg₂. Неравновесная кристаллизация всех исследуемых сплавов системы Al-Mg с добавками переходных металлов согласно расчетам, завершается при охлаждении до ~ 450±2 °С формированием эвтектики α(Al)+Al₃Mg₂.



а – сплав AlMg; б – сплав AlMgScZr

Рисунок 4 – Температурные зависимости массовой доли твердой составляющей ($m_T/(m_T+m_K)$) при неравновесной кристаллизации, рассчитанные по модели Шейла-Гулливера (Sheil-Gulliver);

Проведенный ТА сплавов AlMgScZr позволил определить температурные интервалы фазовых превращений в условиях неравновесной кристаллизации при скоростях охлаждения характерных для полунепрерывного литья алюминиевых сплавов в водоохлаждаемый кристаллизатор. Анализ экспериментальных данных (рис. 4) показал, что изменение состава сплава AlMg до состава сплава AlMgScZr сопровождается существенным повышением (до 10 °С) температуры начала затвердевания неравновесной эвтектики, о чем свидетельствуют экстремумы на термограммах охлаждения в области температур 452...449 °С для сплава AlMg и 461...453 °С для сплава AlMgScZr. Сравнивая полученные расчётным (ThermoCalc) и экспериментальным (ТА) путями данные о характерных температурах кристаллизации и интервалах выделения фаз можно отметить, что температуры ликвидусов сплавов близки. Корреляция существует между расчётным и экспериментальным методами и для

температур неравновесного солидуса сплавов. Обращает на себя внимание термограмма сплава AlMgScZrAg, которая с одной характеризуется наличием наиболее глубокого экстремума в области температур кристаллизации эвтектики, что может указывать на выделение большей объемной доли низкотемпературной фазы. С другой стороны, температура начала этого превращения самая высокая из сравниваемых образцов и составляет ~ 490 °С (рисунок 5). Такое влияние, по-видимому, оказывает серебро в составе сплава AlMgScZrAg в количестве 0,61 мас. %.

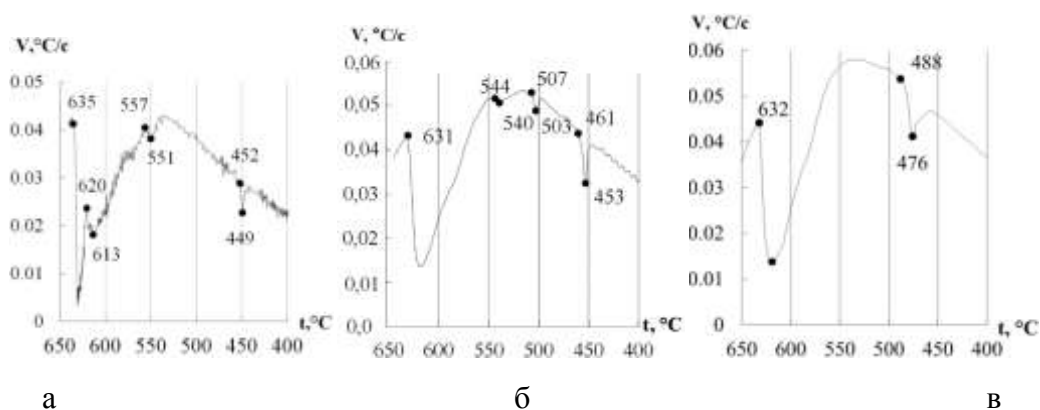


Рис. 4 – Термограммы охлаждения сплавов AlMg (а), AlMgScZr (б), AlMgScZrAg (в) при неравновесной кристаллизации

На основании полученных данных о влиянии составов сплавов систем AlMgMnScZr на температурные интервалы выделений отдельных фаз и эвтектик в условиях неравновесной кристаллизации сформулированы рекомендации по корректировке ведения плавки и выбору режимов дальнейшей ТО слитков.

Исследования проводились на образцах после отжига при различных температурах: 360 °С (серийный режим); 445; 500; 530 °С. Верхняя граница интервала экспериментальных температур отжига выбиралась с учетом температуры (~ 535 °С), выше которой, по данным дифференциальной сканирующей калориметрии, наблюдалось плавление материала.

С использованием МРСА установлено существенное влияние повышения температуры отжига на внутрикристаллитные распределения магния (рис. 5). Среднее содержание Mg в теле зерна после термообработки по серийному режиму составляло $4,5 \pm 0,2$ мас. %. После отжига при $530\text{ }^\circ\text{C}$ концентрация магния в $\alpha(\text{Al})$ составляло $6,1 \pm 0,2$ мас. %. Также с помощью МРСА установлено, что ТО сплава AlMgScZr при 360 или $445\text{ }^\circ\text{C}$ не обеспечила выравнивание Mg по объему зерна (рисунок 5, а). Повышение температуры отжига до $530\text{ }^\circ\text{C}$ сопровождается устранением внутрикристаллитной ликвации Mg (рисунок 5, б).

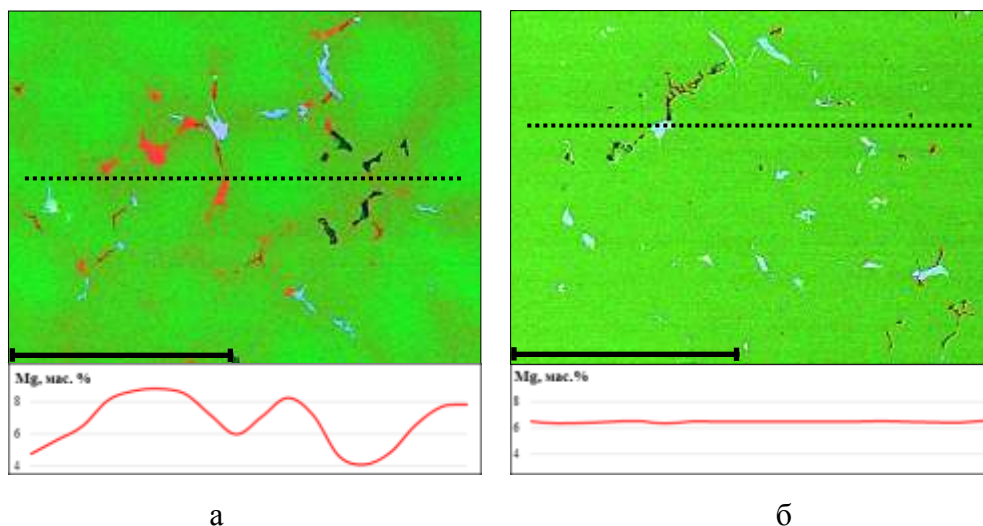


Рис. 5 – Распределение концентрации элементов в сплаве AlMgScZr после термической обработки (по данным МРСА); а – $360\text{ }^\circ\text{C}$; б – $530\text{ }^\circ\text{C}$; ■ – Al; ■ – Mg; ■ – Mn; ■ – Sc; нижние части рисунков – распределения Mg; – линии сканирования электронным зондом

Идентификация фаз в структуре сплава AlMgScZr после различной ТО была проведена рентгеновским методом, а также возможностями ориентационной микроскопии в локальных объемах (рис. 6). Комплексное электронномикроскопическое исследование и рентгеновский фазовый анализ (РФА) показали, что в структуре сплава Al-Mg-Sc-Zr, отожженного при $360\text{ }^\circ\text{C}$ после литья, кроме фаз Mg_2Si , $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$, $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ кристаллизационного происхождения, содержится неравновесная фаза Al_3Mg_2 которая декорирует

границы зерен $\alpha(\text{Al})$. Таким образом, серийная ТО ($360\text{ }^\circ\text{C}$) не обеспечила полного растворения избыточной фазы Al_3Mg_2 (рисунок 4, а).

В результате проведенных рентгеноструктурных исследований установлено, что повышение температуры отжига сплава AlMgScZr сопровождается увеличением периода решетки $\alpha(\text{Al})$ с $0,4077\text{ нм}$ (при $360\text{ }^\circ\text{C}$) до $0,4082\text{ нм}$ (при $530\text{ }^\circ\text{C}$). Заметное влияние ТО на параметры элементарной ячейки $\alpha(\text{Al})$, по-видимому, связано с перераспределением элементов во время отжига между растворяющимися и выделяющимися фазами. Высокотемпературная ТО привела к полному растворению неравновесной фазы Al_3Mg_2 (рисунок 4, б). Такое изменение структуры должно сопровождаться увеличением периода решетки $\alpha(\text{Al})$ за счет увеличения в нем содержания магния. Растворение избыточной фазы в результате ТО при $530\text{ }^\circ\text{C}$ подтверждается как РФА, так и МРСА. Различное влияние высокотемпературный отжиг оказал на фазы кристаллизационного происхождения, полностью не растворяющиеся при ТО. Повышение температуры отжига привело к коагуляции и сфероидизации фазы Mg_2Si , однако мало повлияло на морфологию фазы $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ (рисунок 6).

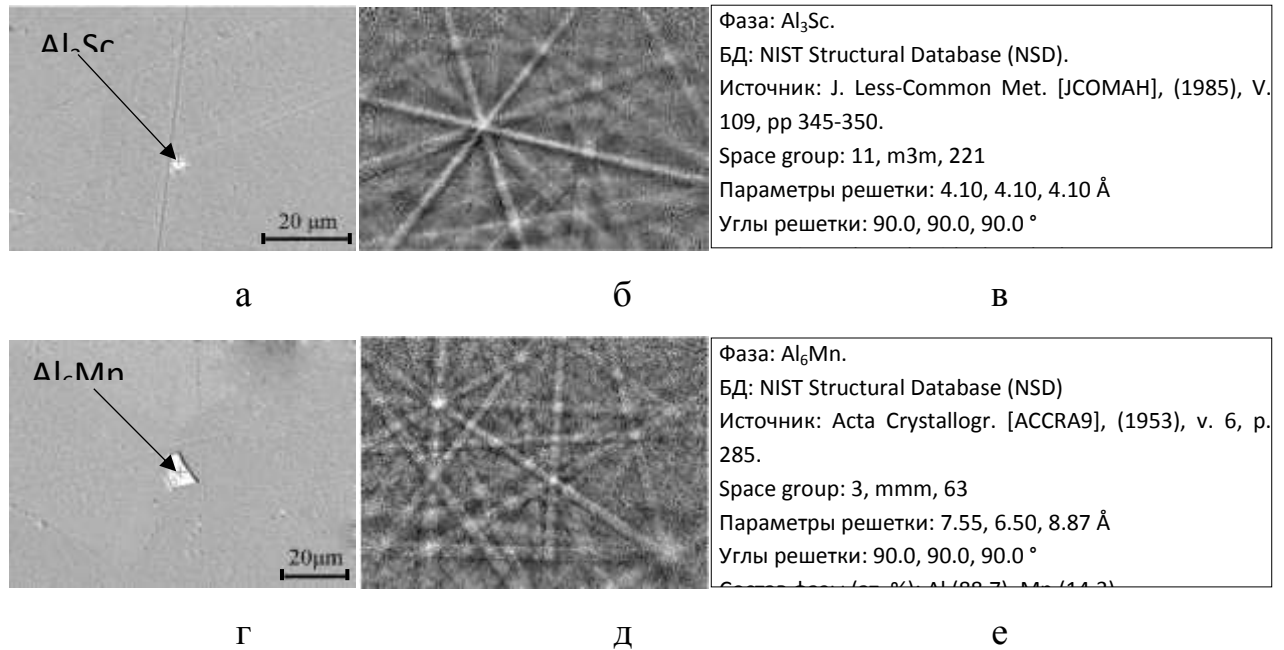


Рис. 6 – Идентификация фаз в сплаве $AlMgScZr$ с использованием ориентационной микроскопии по дифракционным картинам обратно рассеянных электронов (EBSD); а, г – микроструктура; б, д – дифракционная картина в виде линий Кикучи; в, е – параметры идентифицированных фаз с указанием источника

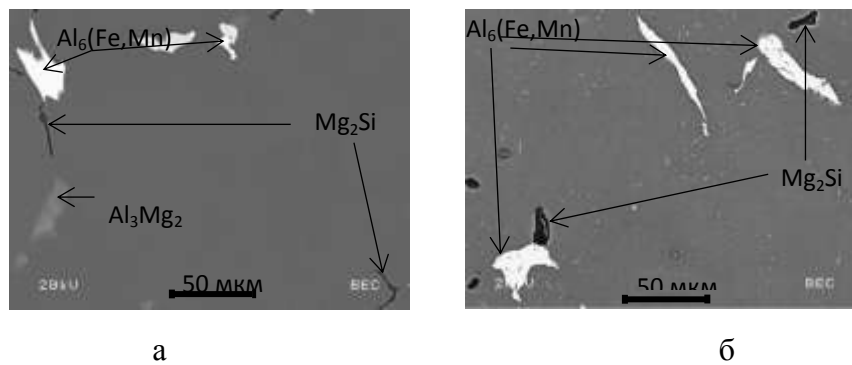


Рис. 7 – Микроструктура сплава $AlMgScZr$ после различной термообработки (изображение в отраженных электронах): а – 360 °С; б – 530 °С

Аналогичные методы были применены для исследования влияния отжига при 360 °С на микроструктуры и фазовые составы сплавов системы Al-Mg с различным соотношением переходных металлов. Установлено, что серийная ТО мало повлияла на температуру солидуса сплавов, которая составила 466 ± 3 , 491 ± 3 и 443 ± 3 °С для сплавов А4, А5 и А6, соответственно. Проанализировано влияние добавок меди, цинка, никеля и серебра в системе

сплавов Al-Mg-Mn-Sc-Zr на составы и температуры плавления неравновесных эвтектик.

4. Исследование изменения структуры сплава AlCuMgSi в процессе термообработки слитка

Одна из проблем, связанных со сплавами системы AlCuMgSi заключается в склонности данных сплавов к формированию включений глобулярной формы при температурах близких к температуре равновесного солидуса. Для проведения исследований был выбран образец слитка с химическим составом, представленным в таблице 4.

Таблица 4

Химический состав исследованного сплава AlCuMgSi

Mg	Mn	Zn	Cu	Fe	Si	Ti	Ni
0,60	0,60	0,10	2,30	0,2	1,00	0,10	0,10

Термический анализ в режиме нагрева образцов, отобранных из различных зон по радиусу круглого слитка сплава AlCuMgSi показал, что температуры ликвидуса близки, однако температурные интервалы фазовых превращений несколько отличаются в зависимости от места отбора образца (рисунок 8). Рассчитанная в программе ThermoCalc температура ликвидуса для сплава AlCuMgSi составляет 647 °С, что хорошо согласуется с результатами ТА ($t_L \sim 647 \pm 1$ °С).

Обращает на себя внимание, что температура неравновесного солидуса, которая является верхней границей температурного интервала дальнейшей гомогенизации сплава, образца из центра литого слитка (рисунок 8, а) приблизительно на 10 °С ниже, чем из его полурადиусной зоны (рисунок 8, б). Такое различие существенно больше погрешности метода, которая не

превышает 3° . При этом плавление неравновесной эвтектики в обоих образцах осуществляется в температурном интервале $\Delta t \sim 7^\circ\text{C}$.

Проведенное ТА исследование влияния гомогенизации сплава AlCuMgSi при 490°C на интервалы фазовых превращений с учетом места отбора образца (рисунок 8 в, г) показало, что ТО вызывает полное растворение неравновесной эвтектики. Различия в температурах солидуса термообработанного сплава AlCuMgSi в зависимости от места отбора образцов не превышает погрешности метода исследования (рисунок 8 в, г).

Структурные изменения, вызванные гомогенизацией сплава AlCuMgSi, проанализированы с помощью растрового электронного микроскопа с приставкой МРСА (рисунок 9). Подтверждение наличия обнаруженных фаз проведено РФА. На картах распределения элементов видно, что в литом состоянии по границам дендритных ячеек располагаются сложные по составу неравновесные эвтектики и интерметаллиды кристаллизационного происхождения (рисунок 9, а). Установлено, что в структуре сплава AlCuMgSi в литом состоянии по границам $\alpha(\text{Al})$ присутствуют фазы: Al_2Cu , $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$. Кремний обнаружен также в составе неравновесной эвтектики $\alpha(\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu}+(\text{Si})$, температурный интервал плавления которой в центре литого слитка составляет по данным ТА (рисунок 8, а) $\sim 488\dots 495^\circ\text{C}$.

По данным МРСА в литом состоянии твердый раствор на основе алюминия, сформированный в результате неравновесной кристаллизации, характеризуется существенно пониженным (относительно равновесных условий) содержанием меди и кремния. В центральных областях зерен содержание Cu составляет $0,6\pm 0,1$ мас. %, Si $\sim 0,3\pm 0,1$ мас. %.

В гомогенизированном слитке сплава AlCuMgSi фаза Al_2Cu и неравновесная эвтектика состава $\alpha(\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu}+\text{Si}$, выявленные в литом образце, отсутствуют. Таким образом, структура сплава состоит из $\alpha(\text{Al})$ и

фаз кристаллизационного происхождения, расположенных по границам зерен: $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ и $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ (рисунок 9, б). Проведённый рентгеноспектральный анализ центральных областей зерен $\alpha(Al)$ указывает на устранение химической неоднородности по сечению зерна. Так содержание кремния и меди во внутренних областях возрастает с 0,3 до $0,9\pm 0,1$ мас. % и с 0,6 до $2,2\pm 0,1$ мас. %, соответственно.

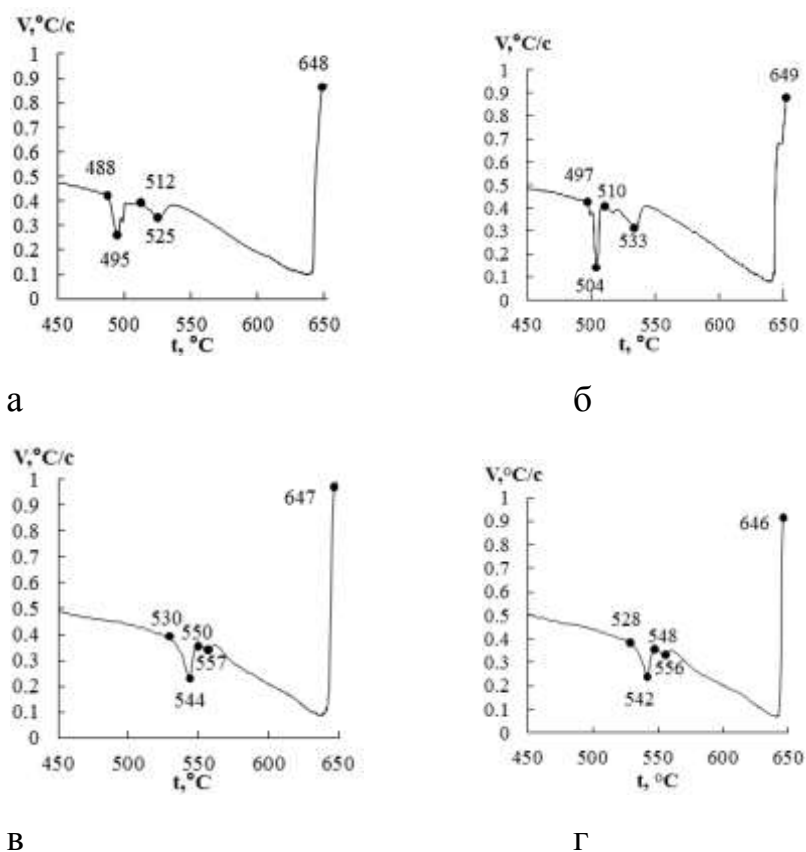


Рисунок 8 – Термограммы нагрева образцов круглого слитка сплава AlCuMgSi в литом (а, б) и гомогенизированном (в, г) состояниях: а, в – центральная область; б, г – полурადиусная зона

Для оценки влияния термической обработки на механические характеристики в субмикрообъемах сплава AlCuMgSi наноиндентированием проведены измерения твердости по Мейеру (НМ) и модуля Юнга (Е) (рисунок 10). Измерения НМ и Е выполнены по линии индентирования длиной 90 мкм с шагом 2 мкм, проведенной через $\alpha(Al)$ и включение $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (рисунок 10, а). Обращает внимание разброс значений модуля

Юнга и твердости в области включения ($E_{\text{вкл}}$; $\text{НМ}_{\text{вкл}}$). Значительные изменения внутри фазы $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ (значения НМ варьируются от 10 до 2 ГПа) могут быть связаны с наличием пор внутри «скелетообразного» интерметаллида сложной формы, а также микрообластей $\alpha(\text{Al})$ (рисунок 10, а). Полученные усредненные значения твёрдости и модуля упругости для $\alpha(\text{Al})$ и включения $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$: $\text{НМ}_{\alpha(\text{Al})} = 2$ ГПа; $E_{\alpha(\text{Al})} = 70$ ГПа; $\text{НМ}_{\text{вкл}} = 10$ ГПа; $E_{\alpha(\text{Al})} = 150$ ГПа, позволили провести расчеты напряжения, возникающего на границе включения и матрицы при пластической деформации материала. Расчет показал, что напряжение на границе включения и матрицы, обусловленное различием их модулей Юнга, превышает внешнее усилие более чем в 150 раз. Последнее может служить причиной разрушения металла при деформации материала.

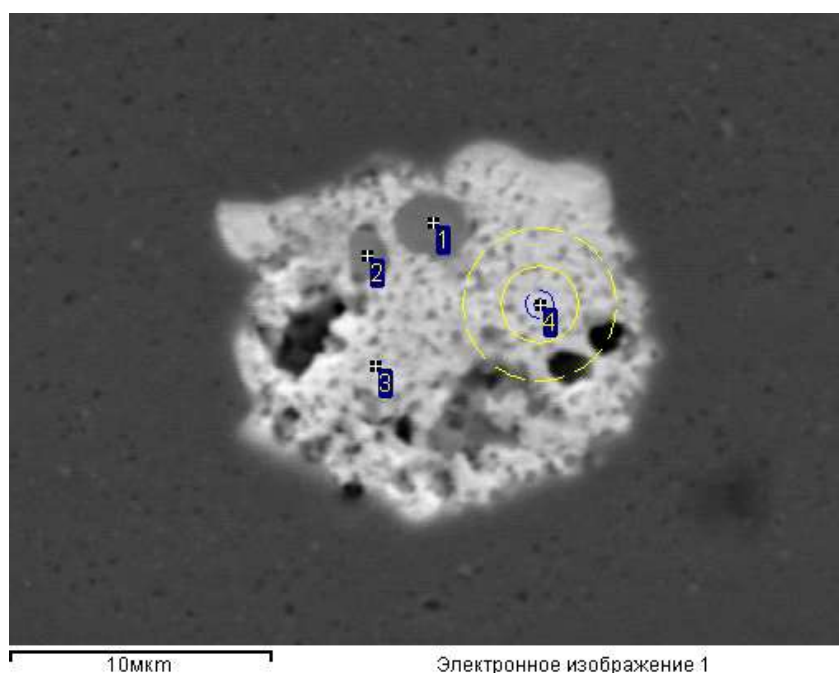
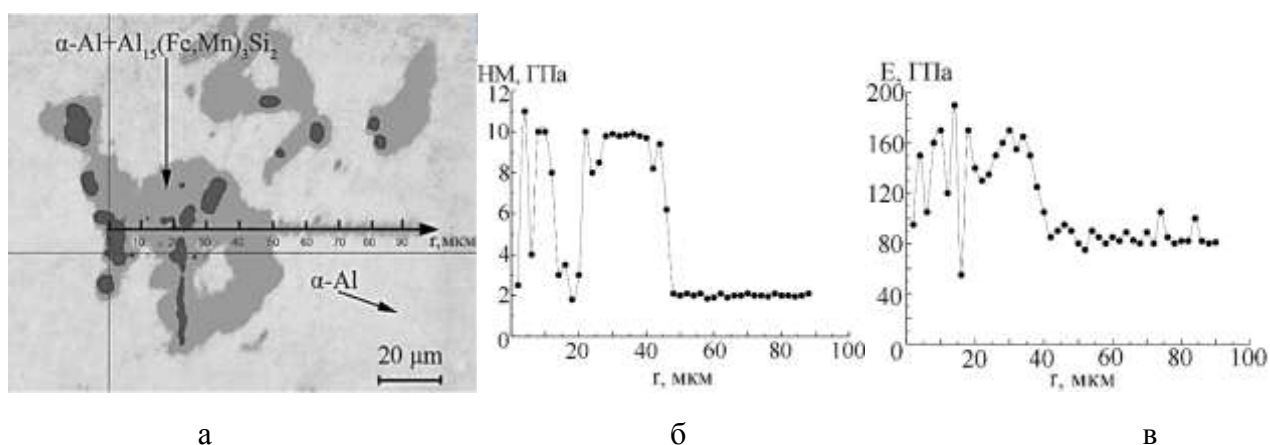


Рис. 9 – Включение глобулярной формы в слитке сплава AlCuMgSi

Таблица 5

Локальный химический состав включения, ат. %

Микрообласть	Mg	Al	Si	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Cu
1	0.00	68.50	11.04	0.00	0.00	0.27	11.93	5.58	2.67
2	0.00	65.08	11.28	0.00	0.00	0.00	12.40	6.57	4.68
3	0.00	17.51	2.50	0.33	0.00	0.00	2.37	0.00	76.85
4	0.00	17.40	2.40	0.38	0.00	0.00	2.60	0.00	77.23



а – линия индентирования; б – твердость НМ; в – модуль Юнга Е

Рис. 10 – Механические свойства сплава AlCuMgSi, определенные методом наноиндентирования:

5. Выводы

1. Современные методы исследования позволяют достоверно идентифицировать фазовый состав алюминиевых сплавов в процессе кристаллизации на стадиях растворения и распада твёрдого раствора.

2. Исследование элементов микроструктуры позволяет предсказать поведение сплавов при обработке давлением, изменение механических свойств и появление макродефектов в полуфабрикатах.

УДК 620.193; 534.84; 539.374

Разработка технологии литья алюминиевых сплавов при воздействии магнитогидродинамической обработки расплава

Development of technology for casting aluminum alloys under the influence magnetohydrodynamic treatment processing

Первухин М.В.¹; Тимофеев В.Н.¹; Лаптев А.Б.²

Pervukhin M. V.¹, Timofeev V.N.¹, Laptev A.B.²

¹*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский федеральный университет» (СФУ), г. Красноярск*

¹*-Federal state Autonomous educational institution of higher education "Siberian Federal University" (SibFU), Krasnoyarsk*

²*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

²*Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation material», State research center of the Russian Federation (FSUE «VIAM»)*

Аннотация:

В рамках реализации проекта 16-43-242013 р_офи_м "Влияние индуцируемого электрического поля на ионы водорода в расплаве алюминиевого сплава" при поддержке ФБУ "Российский фонд фундаментальных исследований", правительства Красноярского края, Краевого государственного автономного учреждения «Красноярский краевой

фонд поддержки научной и научно-технической деятельности» разработан метод магнитогидродинамической обработки (МГДО) алюминиевых расплавов. Проведенными исследованиями показано, что атомы различных металлов ионизируются в расплаве в различной степени – ее в порядке убывания можно представить в виде ряда: железо – марганец – кремний – магний – лантан – цезий. Электронный газ в расплаве перемещается вдоль и противоположно вектору индуцируемого электрического поля и при увеличении тока приводит к перемещению всего расплава и перемешиванию. Оптимизация процесса электропереноса в расплаве металла позволяет управлять концентрацией легирующих элементов в локальных объемах слитка и изменять концентрацию железа на 150%, марганца и кремния – на 60%, магния на 30%, лантана на 18% и церия на 12%. Наличие градиента концентрации легирующих элементов и водорода по высоте слитка (параллельно вектору индуцируемого электрического поля) изменение морфологии фаз внутри слитка свидетельствует о перспективности выбранного направления исследований и о получении возможности повышения коррозионной стойкости поверхностного слоя за счет снижения содержания гетерогенных фаз и водорода при сохранении прочностных характеристик основного металла изделия.

Ключевые слова:

алюминиевые сплавы, концентрация водорода, магнитогидродинамическая обработка.

Abstract:

In the framework of the project 16-43-242013 rofim "Effect of induced electric field on the ions of hydrogen in molten aluminum alloy", with the support of FBU "Russian Foundation for basic research" of the Krasnoyarsk Krai government, Regional state Autonomous institution "Krasnoyarsk regional Fund of

support of scientific and scientific-technical activities" developed a method magnetohydrodynamic treatment (MGD) aluminum melts. Conducted studies have shown that the atoms of different metals are ionized in the melt to various degrees – in the descending order can be represented in the form of a series of iron – manganese – silicon – magnesium – lanthanum – cesium. Electron gas in the melt moves along and opposite to the vector of the induced electric field and increasing the current leads to a shift of the entire melt and mixing. Optimization of the process of elektroprenos in the melt of metal can control the concentration of alloying elements in the local volume of the ingot and change the iron concentration by 150 %, manganese and silicon by 60 %, magnesium 30 %, and lanthanum by 18% and cerium of 12%. The presence of a concentration gradient of alloying elements and hydrogen according to the height of the ingot (parallel to the vector of the induced electric field) change the morphology of the phases inside the ingot shows about the prospects of selected research areas and the possibility of improving the corrosion resistance of the surface layer due to the decrease in content of heterogeneous phase and hydrogen while maintaining the strength characteristics of the base metal of the product.

Keywords:

aluminum alloys, hydrogen concentration, magnetohydrodynamic treatment.

Возможность управлять процессами фазообразования при кристаллизации металлов и сплавов, получать отливки с новым набором служебных свойств [1-4] является актуальной задачей материаловедения. При разработке технологий литейного производства разрабатываются химические и физические методы. Одним из таких методов воздействия на кристаллизующийся расплав является метод токового воздействия. Полученные теоретические и практические результаты авторов [5-8] свидетельствуют о том, что под воздействием на расплав постоянного

электрического тока, существует возможность перемещения легирующих элементов из тела отливки к ее поверхности. Однако стройной общепризнанной теории токового воздействия на расплав пока нет. К настоящему времени практически неизученными остаются вопросы о токовом влиянии на механизмы фазообразования в жидко-твердых состояниях с различным типом проводимости включений и фаз. Из-за недостаточно полной теоретической и технологической разработки метода токового воздействия на кристаллизующуюся отливку в литейной форме его применение весьма ограничено [9].

Вопросами электропереноса (ЭП) в жидких металлах исследователи начали заниматься с 40-х годов прошлого века. Особый вклад в развитие теоретических основ электропереноса в расплавах внесли С.И. Дракин, Д.К. Белащенко, В.А. Михайлов, П.П. Кузьменко, К. Шварц, Ц. Вагнер и др. [10-13].

Результаты работ [14, 15] по перемещению ионов в растворе электролитов определили возможность использования метода магнитогидродинамической обработки (МГДО) для удаления водорода из алюминиевых сплавов.

В работах, посвященных научным исследованиям проблем связанных с магнитогидродинамическим течением жидкостей рассматриваются вопросы течения жидкостей при наличии внутренних и внешних факторов. При этом рассматривается классическое МГД течение в перекрещенных магнитном и электрическом полях. [16-19].

В большинстве фундаментальных работ рассматриваются частные случаи образования течений внутри магнитных жидкостей и расплавах при воздействии внешних электрических и магнитных полей [20-23].

Метод МГДО электролитов основан на том [24, 25], что при движении заряженных частиц и ионов на них будет действовать в магнитном поле сила Лоренца. В каждой элементарной ячейке электролита, движущегося со скоростью $u > 0$ в магнитном поле с индукцией B , индуцируется электрический ток.

При этом сила Лоренца равна

$$\overline{F}_l = q \cdot [\overline{u} \cdot \overline{B}], \quad (1)$$

Ее величина зависит от заряда (q), скорости его перемещения относительно магнитного поля (u), и индукции магнитного поля (B). При этом на положительно и отрицательно заряженные частицы действует сила Лоренца в противоположных направлениях.

Если рассмотреть бесконечно малый – единичный - объем жидкости, то при движении жидкости на содержащийся в ней единичный заряд действует сила Лоренца

$$f = \sigma u B, \quad (2)$$

направленная перпендикулярно к направлению скорости движения технологической жидкости и к линиям индукции магнитного поля (σ – электропроводность среды). Под действием этой силы Лоренца [26, 27] происходит разделение зарядов с разными знаками, возникает разность электрических потенциалов между областями среды и, следовательно, индуцируется электрический ток.

Для расчета лабораторной установки и проведения оценочных экспериментов исходили из предположений:

1) 30% перенесенных зарядов в расплаве придется на ионы, учитывая аномально высокую подвижность ионов водорода – в основном за счет этих ионов;

2) при индуцировании тока в магнитном поле происходит воздействие на каждую заряженную частицу в отдельности, что требует меньших энергозатрат чем при использовании анода и катода;

3) скорость перемещения ионов в расплаве зависит от их диаметра, поэтому более мелкие металлы интенсивнее перемещаются в электрическом поле и образуют градиент концентрации ионов вдоль линий индуцированного электрического поля;

4) для оценки возможности удаления водорода из расплава методом индуцирования тока в расплаве необходимо получить градиент концентрации легирующих компонентов и примесей в расплаве алюминиевого сплава.

Значение плотности тока во всем объеме расплава вычисляется путем интегрирования данного выражения в координатах осей X, Y и Z.

Необходимо рассчитывать значение плотности тока по координате Z. При этом направление вектора скорости перемещения магнитного поля совпадает с осью X, поэтому формулу расчета плотности индуцируемого тока можно записать в виде: $j_z = eqc\mu_0\mu_{H^+}U_xH_y$.

Расчет параметров поля постоянных магнитов и конструктивных элементов установки выполняли в программном пакете ANSYS.

Исследования проводились на трех марках алюминиевых сплавов 1417M, 6082 и АК19. Кристаллизацию каждого сплава проводили на стенде (Рис. 1) при следующих скоростях движения магнитного поля: 2,1 м/с; 5,1 м/с и 10,3 м/с. В качестве контрольного образца из каждого сплава был изготовлен слиток без воздействия магнитных полей. В табл. 1 приведена маркировка полученных образцов.



Рис. 1 – Внешний вид установки МГДО расплава алюминиевых сплавов

Таблица 1

Режимы проведения МГДО и состав и маркировка образцов

Марка сплава	Состав, % масс.	Без МГДО	Линейная скорость перемещения магнитного поля, м/с		
			2,5	5,1	10,5
1417М	Лантан – 3,0; церий – 5,3; железо – 0,24; кремний – 0,05; остальное алюминий	1.0	1.1	1.2	1.3
6082	Кремний – 0,7-1,3; магний – 0,8-1,2; марганец – 0,4-1,0; остальное алюминий	2.0	2.1	2.2	2.3
АК19	Кремний 18,5 ; медь – 1,3; магний – 1,2; никель – 1,1; железо – 0,6; остальное алюминий.	3.0	3.1	3.2	3.3

Кристаллизацию каждого сплава проводили при следующих скоростях движения магнитного поля: 2,1 м/с; 5,1 м/с и 10,3 м/с. В качестве контрольного образца из каждого сплава был изготовлен слиток без воздействия магнитных полей.

Фрактографическое исследование слитков проводили методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega 3 SBH, оснащенный энергодисперсионным

анализатором X-Act производства Oxford Instruments. Для получения карт распределения основных химических элементов сплава была использована система анализа INCA Crystal.

Для определения элементного и фазового состава алюминиевых сплавов были изготовлены шлифы на оборудовании фирмы Struers (Дания). С помощью отрезного станка Labotom вырезали поперечные образцы. Затем образцы запрессовали в полистирол на установке CitoPress и готовили микрошлифы на шлифовально–полировальном станке Tegramin.

Измерение содержания водорода в образцах проводилось по ГОСТ 21132.1 Алюминий и сплавы алюминиевые. Метод определения водорода в твердом металле вакуум-нагревом. Метод вакуум-нагрева с масс-спектрометрическим анализатором.

Исследование изменения микроструктуры слитков после проведения МГДО

Исследование влияния МГДО на микроструктуру и элементный состав проведено для сплава 1417М. Выбраны три величины линейной скорости перемещения магнитного поля: 2,5 м/с; 5,1 м/с и 10,5 м/с. Образцы для исследования изготовлены в продольном сечении слитка по всей его площади. Для анализа выбраны три области – верх, середина и низ слитка.

На рис. 2 приведены микрофотографии сплава 1417М, полученные на участках у края слитка, в исходном состоянии (без МГДО) и после МГДО при 5,1 м/с. Изображения получены в режиме отраженных электронов, в котором контраст определяется средним атомным номером фазы – чем он больше, тем светлее участок изображения.

Микроструктура сплава 1417М представляет собой твердый раствор алюминия (области серого цвета на рис. 2) и эвтектику из кристаллов алюминия и химического соединения алюминия, лантана и церия

(структурные составляющие белого цвета на рис. 2). Из рис. 2 видно, что после применения МГДО формируется преимущественно мелкодисперсная эвтектика, зерна которой более равномерно распределены по сечению слитка по сравнению с исходным образцом (без МГДО). Наиболее это заметно на изображениях, полученных в середине слитка.

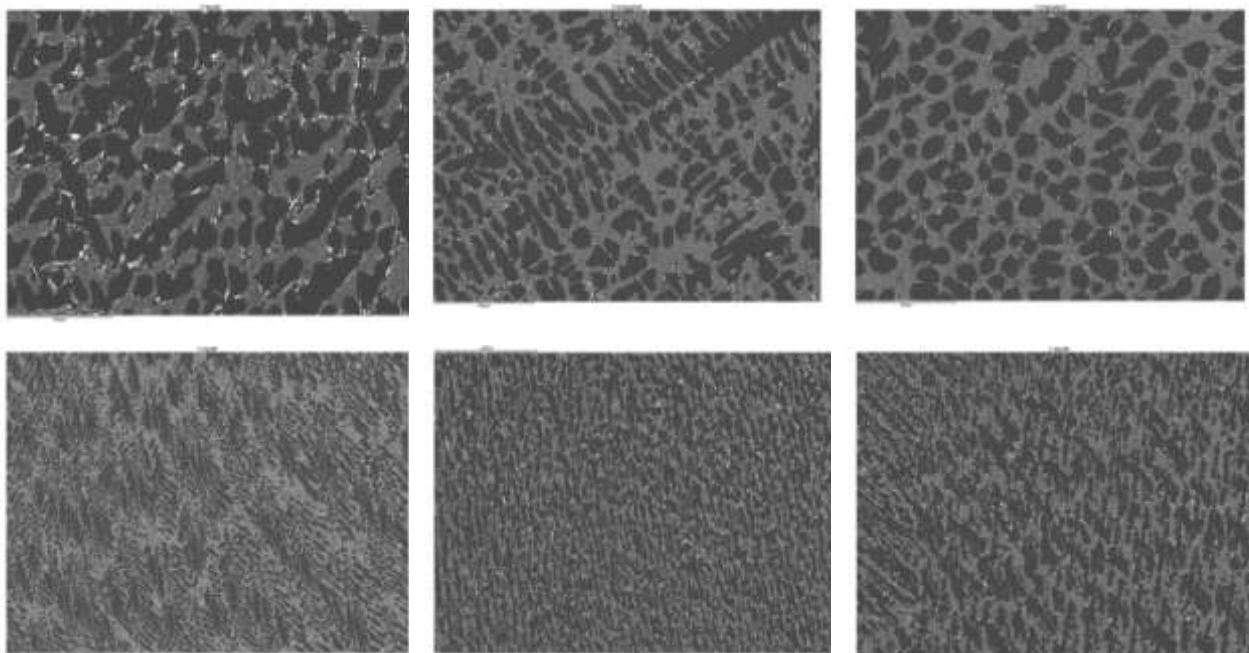


Рис. 2 – Снимки шлифов без травления (полированных), слева-направо, соответственно, 1, 2, 3 сверху верхняя часть слитка внизу нижняя (увеличение $\times 50$).

Из рис. 2 видно, что в теплоизолированном тигле происходит застывание сверху вниз, поэтому слитки по высоте имеют разную текстуру из-за различного времени кристаллизации от 1 минуты в верхней части до 5 мин в нижней. Тем не менее, слитки 2 и 3 опыта отличаются большей упорядоченностью структуры, а слиток, полученный в опыте 3 имеет большую равномерность структуры по высоте.

Из рис. 3 видно, что в опыте 1 – самая большая неравномерность структуры по высоте слитка, так как величина кристаллитов в низу иверху

различается на 2 порядка. При МГДО неравномерность ниже, диаметры кристаллитов различаются в 10 раз, а при использовании токопроводящей петли в 2-5 раз.

При формировании слитка в движущемся магнитном поле при МГДО происходит ориентация дендритов интерметаллидных фаз (на снимках более светлые области) вдоль линий индуцируемого электрического поля. При этом в опыте 3 образуются более мелкая структура параллельных дендритов (рис. 3).

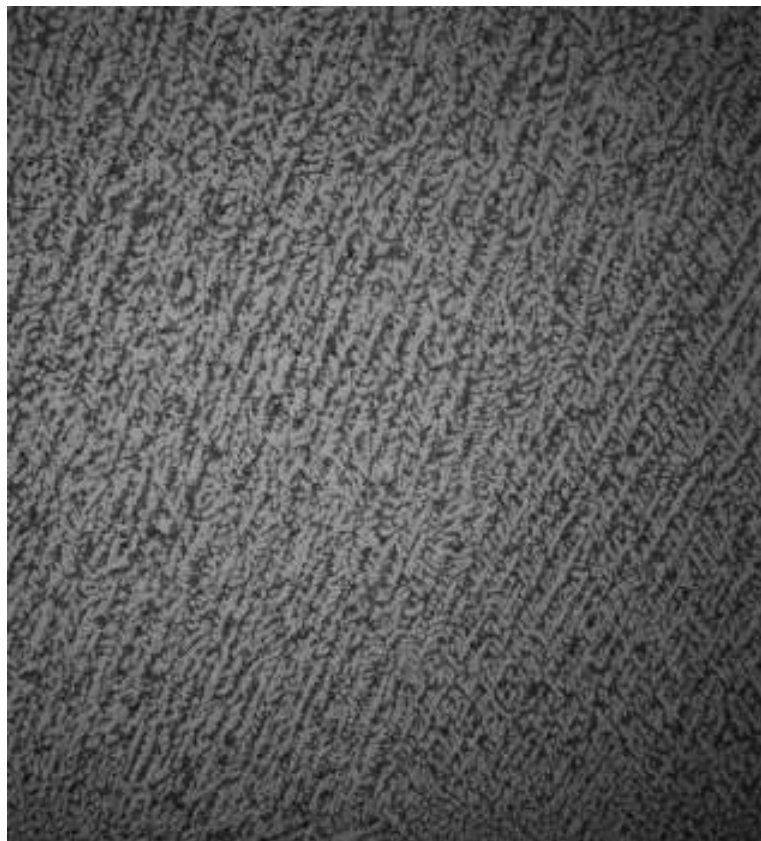


Рис. 3 – текстура нижней части слитка в опыте 3 $\times 200$

На основании полученных результатов можно выделить несколько факторов, влияющих на содержание водорода в алюминиевом сплаве 1417М:

- время воздействия МГДО на расплав;
- величина магнитного поля и индуцируемого тока;
- наличие или отсутствие токопроводящего контура
- распределение магнитного поля по глубине слитка

Исследование изменения элементного состава в слитках после проведения МГДО

Исследование влияния МГДО на микроструктуру и элементный состав проведено для сплава 1417М. Выбрана величина линейной скорости перемещения магнитного поля: 5,1 м/с. Образцы для исследования изготовлены в продольном сечении слитка по всей его площади. Для анализа выбраны три области – верх, середина и низ слитка.

Для исключения образования встречных разрядов, которые могут происходить при накоплении электронов в нижней части слитка и положительных зарядов ионов металла и водорода в верхней части, было изготовлено приспособление в виде токопроводящего контура, выведенного за пределы действия сильного магнитного поля. Приспособление в виде петли позволило исключить перетоки электронов и обеспечило эффект пропуска тока через расплав.

Результаты экспериментов приведены на рис. 4.

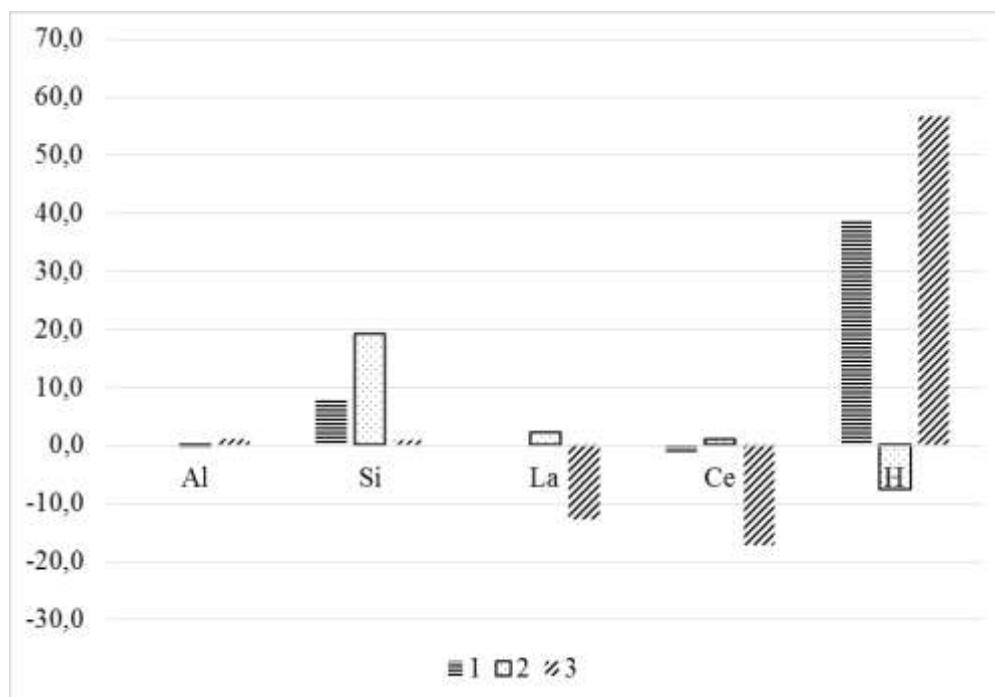


Рис. 4 – Относительное изменение содержание элементов по слитку (верх-низ)

На рис. 4 представлены: 1 – сплав без обработки; 2 – сплав с МГДО; 3 – сплав с МГДО и токопроводящей петлей. Видно, что при МГДО в опытах 2 и 3 происходит интенсивное перемещение элементов в алюминиевом сплаве. При МГДО наиболее интенсивно оседает в нижней части слитка кремний и водород, а при МГДО с токопроводящей петлей в нижней части слитка остается большая доля La и Ce, концентрация Si по объему не меняется, водорода в нижней части слитка становится меньше на 57%.

Исследование изменения содержания водорода в слитках после проведения МГДО

На рис. 4 приведена диаграмма содержания водорода в образцах сплава 1417М при измерении по ГОСТ 21132.1.

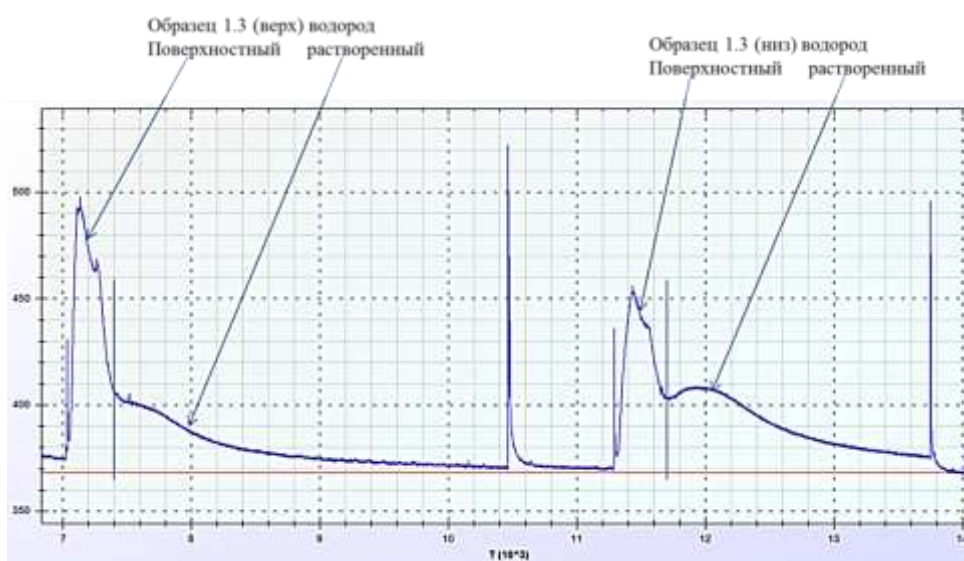


Рис. 5 – Диаграмма выхода водорода из образцов сплава 1417М после МГДО при 10,5 м/с (верх и низ слитка)

На рис. 4 по оси абсцисс отложено время в секундах $\times 10^{-3}$; по оси ординат интенсивность выхода водорода в условных единицах. Красная линия внизу – линия фона. Интеграл кривой пропорционален содержанию водорода.

Из рис. 4 видно, что содержание водорода в образцах, вырезанных из нижней части слитка, и образцов, вырезанных из верхней части слитка, отличается. Однако следует учитывать, что масса образца из верхней части слитка была меньше массы образца из нижней части слитка примерно на 1/3. Соответственно, при равной массе площадь кривой, характеризующей выход водорода из образца, вырезанного сверху, больше примерно в 1,5 раза.

Интегрирование данных диаграммы (рис. 5) показало, что общее содержание водорода в верхней части слитка с учетом геометрических размеров слитков составляет $0,607 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, а в нижней части слитка – $0,341 \text{ см}^3/100 \text{ г}$.

Последующая серия экспериментов при использовании оптимального режима МГДО и применения токопроводящей петли позволила получить следующие результаты (табл. 2).

Из табл. 2 видно, что использование МГДО с токопроводящей петлей позволило уменьшить количество водорода в нижней части слитка в опыте 3 в 2 раза, по сравнению с содержанием водорода в нижней части слитка в опыте 1.

Таблица 2

Элементный состав слитков

№ опыта	Место измерения	Концентрация водорода, г/100г алюминиевого сплава	Среднее значение по слитку	Изменение, %
1	верх	1,2	0,85	
2	верх	0,5		
3	верх	0,7	0,75	11,76471
1	низ	0,8		
2	низ	0,56	0,44	48,23529
3	низ	0,32		

Исследование изменения механических характеристик в слитках после проведения МГДО

На рис. 5 приведена диаграмма содержания водорода в образцах сплава 1417М при измерении по ГОСТ 21132.1. Результаты испытаний твердости приведены на рис. 6.

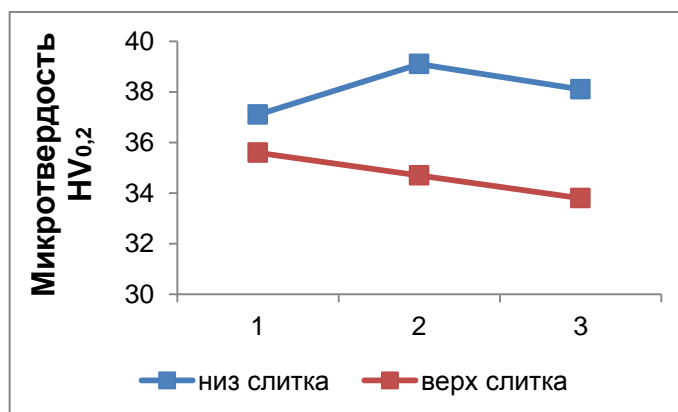


Рис. 6 – Значения твердости в нижней и верхней частях слитков, полученных в опытах 1, 2 и 3

По результатам определения микротвердости (Рис. 6), видно, что низ слитка имеет большую твердость, то есть большую плотность и упорядоченность структуры, чем верх слитка, и МГДО значительно усиливает этот эффект. Так в опытах значения твердости «верх-низ» 1 – 35-37, в 2 – 34-39, в 3 – 38-33 HV_{0,2}.

На образцах, полученных в опыте 1 и 3 была определена ударная вязкость. Внешний вид образцов, вырезанных из нижней и верхней частей слитков приведен на рис. 7. Результаты определения ударной вязкости – в табл. 3.



Рис. 7– Внешний вид образцов для испытаний на ударную вязкость

Таблица 3

Результаты определения ударной вязкости

	Номер	Толщина	Высота	F, см ²	A, Дж	KCU, Дж/см	KCU, кгсм	Среднее значение KCU, кгсм
Опыт 1 верх	1	1,65	5,95	0,098	1,83	18,6	1,9	
	2	1,60	5,80	0,093	1,58	17,0	1,7	
	3	1,51	5,45	0,082	1,35	16,4	1,7	1,7
	4	1,67	5,40	0,090	1,38	15,3	1,6	
	5	2,30	5,70	0,131	2,82	21,5	2,2	
	6	2,16	5,95	0,129	2,26	17,6	1,8	
Опыт 1 низ	7	1,93	6,00	0,116	2,25	19,4	2,0	2,1
	8	2,30	6,50	0,150	3,39	22,7	2,3	
	9	2,29	6,05	0,139	2,86	20,6	2,1	
	10	1,89	5,95	0,112	2,27	20,2	2,1	
	11	1,87	5,55	0,104	1,85	17,8	1,8	
Опыт 3 верх	12	1,87	5,50	0,103	1,85	18,0	1,8	
	13	1,83	5,05	0,092	1,68	18,2	1,9	1,7
	14	1,82	5,15	0,094	1,76	18,8	1,9	
	15	1,49	5,10	0,076	1,03	13,6	1,4	
	16	1,51	5,70	0,086	1,37	15,9	1,6	
	17	1,82	5,40	0,098	1,53	15,6	1,6	
	18	1,92	5,00	0,096	1,43	14,9	1,5	
	19	2,40	5,05	0,121	1,91	15,8	1,6	1,7
	20	2,20	5,10	0,112	1,98	17,6	1,8	
	21	2,30	5,25	0,121	1,94	16,1	1,6	
	22	2,26	5,50	0,124	2,32	18,7	1,9	

Из таблицы видно, что при МГДО расплава образец имеет одинаковую ударную вязкость по высоте слитка: Среднее значение по образцам, выпиленным из нижней и верхней части слитка в опыте 1 составляет 2,1 и 1,7 KCU, кгсм, а в опыте 3 - 1,7 и 1,7 KCU, кгсм, соответственно.

Выводы:

Проведенными исследованиями показано, что в расплаве часть атомов ионизируется, так как в электрическом поле возможен перенос только заряженных частиц – ионов.

Атомы различных металлов ионизируются в расплаве в различной степени. По полученным результатам, степень ионизации различных элементов в порядке убывания можно представить в виде ряда железо – марганец – кремний – магний – лантан – цезий.

Электронный газ в расплаве перемещается вдоль и противоположно вектору индуцируемого электрического поля и при увеличении тока приводит к перемещению всего расплава и перемешиванию. Для подтверждения гипотезы необходимо проведение дополнительных прецизионных экспериментов.

Оптимизация процесса электропереноса в расплаве металла позволяет управлять концентрацией легирующих элементов в локальных объемах слитка и изменять концентрацию железа на 150%, марганца и кремния – на 60%, магния на 30%, лантана на 18% и церия на 12%.

Электроперенос гомогенизирует объем образца, в результате чего отливка приобретает равномерные механические характеристики.

На основании полученных результатов можно выделить несколько факторов, влияющих на содержание водорода в алюминиевом сплаве 1417М:

- время воздействия МГДО на расплав;
- величина магнитного поля и индуцируемого тока;
- наличие или отсутствие токопроводящего контура
- распределение магнитного поля по глубине слитка

Анализ возможного распределения токов и скорости кристаллизации, что максимальное значение индуцируемого тока в слитке совпадает с расположением зоны роста кристаллов. То есть образующиеся линейные структуры выстраиваются за время не более 1 мин. Фронт кристаллизации движущийся сверху слитка не подвержен сильному действию индуцируемого тока и, поэтому в середине слитка наблюдаются зоны раздела структуры параллельных дендритов снизу и крупных кристаллитов сверху.

Таким образом, время воздействия МГДО на расплав максимально в середине слитка, но там минимальное значение тока, следовательно действие МГДО максимально на расстоянии 2–3 мм от стенки тигля, обращенной к ИМП.

Получена зависимость изменения эффективности МГДО от времени обработки, оптимизация которой позволила определить, что для увеличения эффективности МГДО по удалению водорода из алюминиевого сплава 1417М необходимо поддержание расплава в жидком состоянии по всему объему слитка в течение 6 и более мин. При такой длительности выдержки возможно снижение концентрации водорода в пределах 0,06 ppm.

Литература

1. Лаптев А.Б., Первухин М.В., Белова Н.А., Тимофеев В.Н., Мовенко Д.А. Перспективный метод электропереноса атомов легирующих элементов в алюминиевых сплавах магнитогидродинамической обработкой расплава. В сборнике: IX Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» посвящена 110-летию со дня рождения профессора, д.т.н. Николая Митрофановича Скларова : материалы конференции. ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ. 2017. С. 7.

2. Курс М.Г., Лаптев А.Б., Кутырев А.Е., Морозова Л.В. Исследование коррозионного разрушения деформируемых алюминиевых сплавов при натурно-ускоренных испытаниях. Часть 1. //Вопросы металловедения. № 1(85), 2016. С. 116-126.

3. Каблов Е.Н., Шевченко Ю.Н., Гриневич А.В. Проблемы паспортизации авиационных материалов на современном этапе. Авиационные материалы и технологии. 2007. С. 388.

4. Курс М.Г., Каримова С.А. Натурно-ускоренные испытания: особенности методики и способы оценки коррозионных характеристик

алюминиевых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2014. №1. С. 51–57.

5. Куценко А.А. Исследование влияния электрического тока на структурообразование и свойства высококачественных отливок. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук: 05.16.04 / Сибирский государственный индустриальный университет. Новокузнецк, 2014.

6. Селянин, И.Ф. Воздействие постоянного электрического тока на формирование поверхностного слоя отливки / И.Ф. Селянин,

С.Н. Старовацкая, А.А. Куценко, А.И. Куценко // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 34–36.

7. Тимченко, С.Л. Влияние электрического тока на структуру и свойства алюминиевого сплава / С.Л. Тимченко, Л.И. Кобелева, Н.А. Задорожный // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – №6. – С.82–87.

8. Epstein, S. Y. Atom Motion in Liquid Aeolus in the Presence of an Elektric Field / S.Y. Epstein, A. Paskin // Phys. Lett. – 1967. – V. 24A. – №6. – P. 309 – 310.

9. Миненко, Г.Н. Физическая модель воздействия электрического тока на процесс кристаллизации сплава / Г.Н. Миненко, Ю.А. Смирнова // Металлургия машиностроения. – 2009. – №3. – С. 48–49.

10. Ахкубеков, А.А. Связь параметров диффузии и электропереноса компонентов бинарных расплавов при контактном плавлении / А.А. Ахкубеков, Б.С. Карамурзов // Письма в ЖТФ. – 2002. – Том 28, вып. 2. – С. 60–66.

11. Мальцева, Ю.Ю. Разработка ресурсосберегающей технологии производства отливок из жаропрочных сплавов с использованием внутреннего электронагрева металла во время затвердевания : дис. на соиск.

учен. степ. канд. техн. наук: специальность 05.16.04 – Рыбинск : Рыбинская государственная авиационно–технологическая академия, 2006. – 287 с.: ил.

12. Новокрещенов, В.В. Локальная электроимпульсная обработка кристаллизующегося алюминиевого сплава / В.В. Новокрещенов // Вестник ЮУрГУ. – № 39. – 2012. – С. 134–136.

13. Fucheng, Zhang. Effect of high energy–density pulse current on solidification / Fucheng Zhang, Ming Zhang, Bo Li, Jianhui Li // Materials Science. – 2007. – 13(2). – P. 120–123.

14. Klemp, D. Energetic states of positronium in liquids from the study of magnetic field effects and of spin conversion reactions // Chemical physics, 1993. – V. 69, № 8. – P. 229.

15. Luck, W.A.P., Klein, D., Rangsriwatananon, K. Anti-cooperativity of the two water OH groups // J. Mol. Struct., 1997. – № 416. – P. 287-296.

16. Алексеев Г.В. Задачи управления для стационарной модели магнитной гидродинамики вязкой теплопроводной жидкости при смешанных краевых условиях. Доклады Академии наук. 2017. Т. 473. № 2.

С. 146–150.

17. Пракаш Д., Кумар Р., Лата К. Возникновение конвекции в слое многокомпонентной жидкости при наличии постоянного магнитного поля. Прикладная механика и техническая физика. 2017. Т. 58. № 1 (341). С. 42-54.

18. Fucheng, Zhang, Ming Zhang, Bo Li, Jianhui Li. Effect of high energy–density pulse current on solidification// Materials Science. 2007. 13(2). P. 120–123.

19. Чеканов В.В., Кандаурова Н.В., Чеканов В.С. Неустойчивость розенцвейга на границе «вода-магнитная жидкость» в электрическом и магнитном полях. В сборнике: Актуальные проблемы современной науки V Международная научно-практическая конференция: в двух томах. 2016. С. 312–316.

20. Морозова Т.Ф., Демин М.С. Анализ взаимосвязи процессов поляризации с микроструктурированием в слое магнитной жидкости. Журнал технической физики. 2017. Т. 87. № 2. С. 286–293.

21. Февральских Л.Н., Новиков В.В. О возможности генерации магнитного поля жидкостью между неконцентрическими вращающимися сферами. В сборнике: XXVIII Международная инновационно-ориентированная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2016) сборник трудов конференции. 2017. С. 152–154.

22. Тактаров Н.Г., Кормилицин А.А. Неустойчивость струи магнитной жидкости в поле соленоида. Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Физико-математические науки. 2016. № 1 (37). С. 13–22.

23. Степанов Р.А., Плуниан Ф. Неспиральный альфа-эффект генерации магнитного поля. В книге: XX Зимняя школа по механике сплошных сред Тезисы докладов. Ответственный редактор: Юрлова Н.А.. 2017. С. 317.

24. Busch, K.W., Busch, M.A. Laboratory studies on magnetic water treatment and their relationship to a possible mechanism for scale reduction // Desalination, 1997. – № 109. – P. 131–148.

25. Silvestrelli, P.L., Parinello, M. Structural, electronic and bonding properties of liquid water from first principles // J. Chem. Phys., 1999. – № 111. – P. 3572-3580.

26. Дубоделов В.И. Влияние переменного магнитного поля на диффузию в жидком алюминии Текст. / В.И. Дубоделов, С.М. Захаров, В.Ф. Мазанко, В.М. Миронов, А.В. Миронов // Материаловедение. 2003. - №12. - С. 27–29.

27. Лаптев А.Б. Методы и агрегаты для магнитогидродинамической обработки водонефтяных сред. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук / ГОУВПО "Уфимский государственный нефтяной технический университет". Уфа, 2008.

УДК 621.735.042-868:669.295.5

Ультразвуковая ковка в сочетании с высокочастотным электрофизическим воздействием как способ повышения усталостной долговечности сварных соединений

Почивалов Ю.И.¹, к.ф.-м.н.; Смирнова А. С.^{1,2};

Панин В. Е.^{1,2}, академик РАН; Оришич А.М.³, д.ф.-м.н.;

Фомин В.М.³, академик РАН, д.ф.-м.н.; Маликов А.Г.³, к.т.н.

Y.I. Pochivalov¹, A.S. Smirnova^{1,2}, V.E. Panin^{1,2}, A.M. Orishich³,

V.M. Fomin³, A.G. Malikov³

pochiv@ispms.tsc.ru; nasO@mail2000.ru; paninve@ispms.tsc.ru;

orishich@itam.nsc.ru; fomin@itam.nsc.ru; smalik@ngs.ru

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск*

³*Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, г. Новосибирск*

Аннотация:

Показано, что ультразвуковая механическая ковка в сочетании с электрофизическим воздействием на поверхностные слои сварных соединений титановых сплавов позволяет существенно поднять их усталостные характеристики.

Ключевые слова:

наноструктурирование, титановые сплавы, ультразвуковая механическая ковка, сварные соединения.

Abstract:

It is shown that the application of ultrasonic mechanical forging in combination with electro-physical impact on the surface layers of welded joints of titanium alloys enables a multiple increase their fatigue characteristics.

Keywords:

nanostructural state, titanium alloys, ultrasonic mechanical forging, welded joints.

Введение

Проблема повышения ресурса работы узлов и деталей ответственного назначения является одной из актуальных задач современного материаловедения. Известно, что 70–80% отказов в сварных конструкциях связано со сварными соединениями, хотя объем собственно зоны сварных соединений в современных конструкциях не превышает 1,0–2,0% [1]. Одной из основных причин снижения служебных и эксплуатационных характеристик в сварных конструкциях является формирование “литой” крупнозернистой структуры, изменение фазового состава и формирование высоких остаточных, растягивающих напряжений. Это определяет низкие значения прочностных характеристик сварных соединений – кратковременную прочность на уровне 0,6-0,8 от основного металла и усталостную $< 0,5$ основного металла.

Исследования последних лет показали высокую эффективность УЗМК для повышения механических, трибологических и коррозионных свойств поверхности металлов и сплавов. Ее применение для обработки сварных соединений позволяеткратно повысить усталостную долговечность [1–7].

В настоящей работе исследована структура и механические свойства сварных соединений титановых сплавов ВТ23, и показана возможность кратного повышения их усталостной долговечности с применением

ультразвуковой механической ковки в сочетании с электрофизическим воздействием.

Материалы и методика исследования

В качестве объектов исследования выбраны сварные соединения высокопрочных титановых сплавов ВТ23. Сварные соединения получены методом электронно-лучевой и лазерной сваркой. Для обработки поверхности сварных соединений применяется комплекс оборудования для ультразвуковой механическойковки с высокочастотным электрофизическим воздействием (УЗМК) [6].

Металлографические исследования выполнены на оптическом микроскопе Axiovert 25 SA. Механические испытания выполнены на универсальной испытательной машине "Instron-5582 и гидравлической испытательной машине "Schlenk Sinus.100.40". Электронно-микроскопические исследования тонкого поверхностного слоя выполнены на просвечивающем электронном микроскопе JEOL-2100 в ЦКП "Нанотех" ИФПМ СО РАН.

Результаты исследования

1. Структура сварного соединения после сварки и УЗМК.

Сварное соединение отличается от основного металла как по фазовому составу (особенно если сварка осуществляется электродом или присадочным материалом, по составу отличным от состава основного металла), так и по кристаллической структуре. Прежде всего, в околошовной зоне и в зоне термического влияния происходит интенсивный рост зерна вследствие рекристаллизации. Очень часто по границам кристаллов наблюдаются грубые скопления эвтектических выделений. В центре сварного шва могут наблюдаться крупные дендриты [8].

Структура сварных соединений сплава ВТ23 после электронно-лучевой сварки существенно отличается от пластинчатой $\alpha+\beta$ структуры основного

материала (рис. 1, рис. 3а). В околошовной зоне и в зоне термического влияния происходит интенсивный рост зерна вследствие рекристаллизации, формируется неравновесная структура, зерна в сварном шве очень крупные, размером более 500 мкм. Ширина сварного шва при электронно-лучевой сварке сплава достигает ~10 мм.



Рис. 1 – Структура сварного соединения ВТ23, электронно-лучевая сварка

При лазерной сварке сплава ВТ23 формируется сварной шов, ширина которого составляет всего ~1,6–2 мм (рис. 2). Сварной шов плохо поддается травлению, размер зерна в нем составляет ~ 280÷600 мкм. В структуре сварного шва, полученного лазерной сваркой, наблюдаются крупные поры размером до 5 мкм.

После УЗМК сварного соединения, в исходно-крупных зернах сварного шва, наблюдается появление многочисленных дефектов и измельчение зеренной структуры (рис. 2 в). Металлографическое исследование показывает, что в сварных соединениях титановых сплавов пластическая деформация при УЗМК реализуется путем деформационного двойникования.

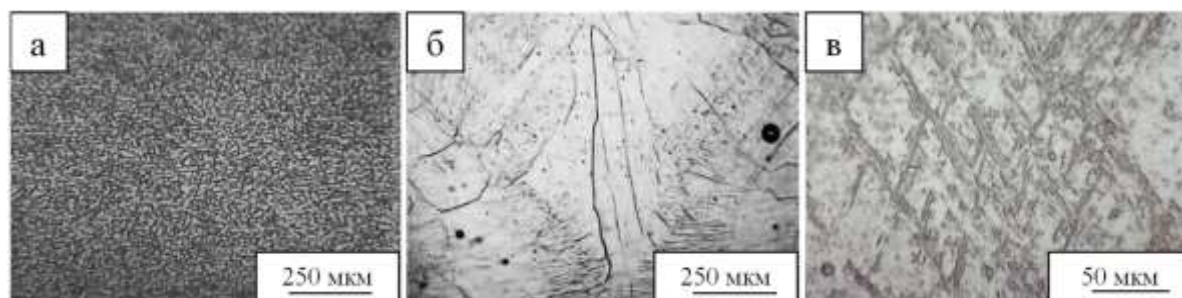


Рис. 2 – Структура сварных соединений титанового сплава ВТ23 при лазерной сварке: а) основной материал б) – сварное соединение без обработки; в) – сварное соединение после УЗМК

Двойники в α -Ti наблюдаются на самых ранних этапах пластической деформации и при высокоинтенсивной УЗМК в сварном шве сплава образуются двойники нескольких систем, формируя сложные деформационные структуры (рис. 3) [6]. Вблизи зоны сплавления наблюдается мелкозернистая глобулярная структура с размером зерна ~ 1 – 3 мкм (рис. 3б). В центре сварного шва ВТ23 после УЗМК внутри крупных зерен идет измельчение структуры с формированием большого количества дислокаций и $\alpha+\beta$ пластин титана (рис. 3в). Темнопольный анализ показывает, что разориентация между соседними зернами превышает 10–15 градусов.

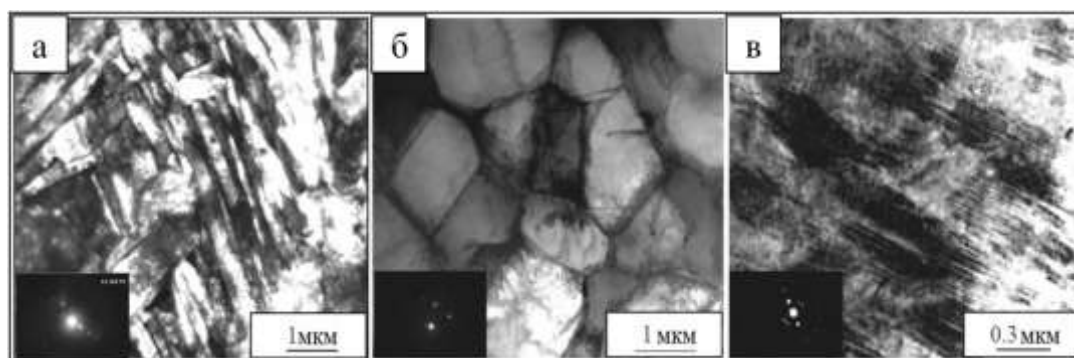


Рис. 3 – Формирование дефектной структуры (б и в) в тонком поверхностном слое сварного соединения титанового сплава ВТ23, выполненного методом лазерной сварки: а – исходный сплав ВТ23; б – зона сплавления; в – сварной шов после УЗМК

На рисунке 4 приведены рентгенограммы сварных соединений сплава ВТ23 до и после УЗМК (рис. 4).

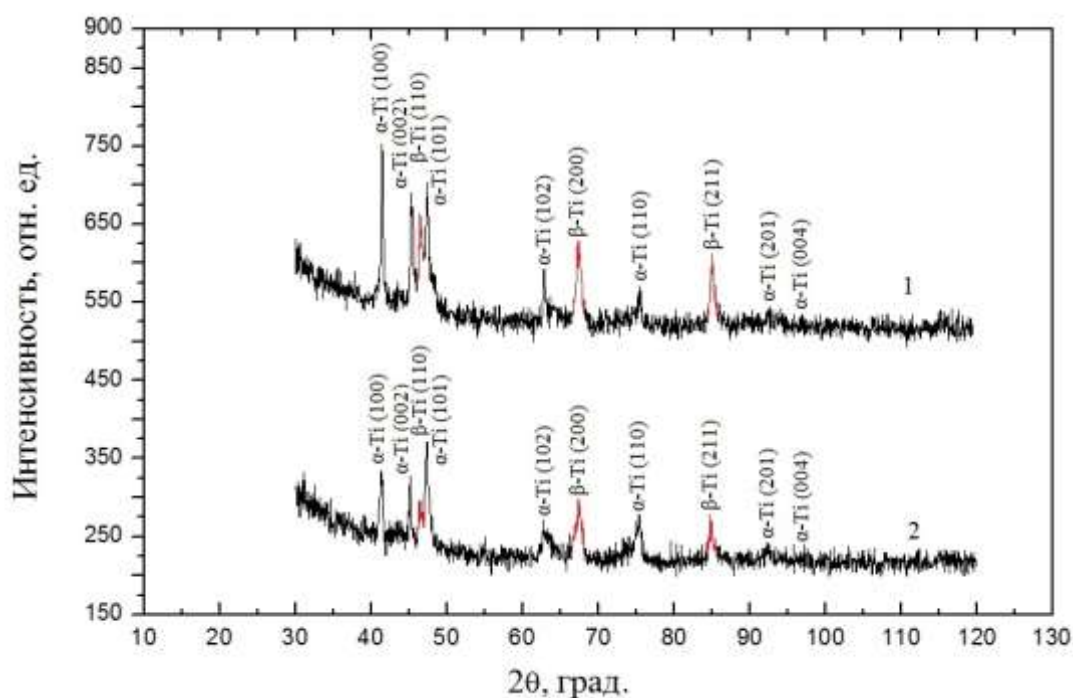


Рис. 4 – Рентгенограмма сварного соединения титанового сплава ВТ23 с лазерной сваркой: 1 – сварное соединение в исходном состоянии; 2 – сварное соединение после комбинированной УЗМК

Как видно, после УЗМК в сварном соединении наблюдается изменение интенсивности рентгеновских линий и их ширины. Но наиболее важным результатом рентгеноструктурного исследования является уменьшение интенсивности пиков β -фазы, что свидетельствует об уменьшении ее содержания в обработанном УЗМК сварном соединении. Как показано в [3, 9], в β -сплавах титана при быстром охлаждении (закалке) образуется метастабильная β -фаза, с меньшим содержанием β – стабилизаторов, чем стабильная β -фаза. Такая метастабильная фаза при внешнем механическом воздействии распадается, что приводит к уменьшению содержания β -фазы в сплавах на основе титана. Уменьшение содержания β -фазы в титановых сплавах должно благоприятно сказываться на пластичности и усталостной долговечности конструкций со сварными соединениями.

3. Механические свойства сварных соединений при растяжении.

Уровень прочности сварных соединений определяется условиями сварки, присадочными проволоками и добавками. Выполненное исследование показало, что при электронно-лучевой сварке прочность сварных соединений титанового сплава ВТ23 близка к прочности основного металла, а при лазерной сварке данного сплава прочность сварных соединений выше прочности основного металла и разрушение всегда проходит по основному металлу.

Испытания образцов сварных соединений на растяжение показывают сильную зависимость значений механических характеристик от режимов УЗМК (рис. 5). Ультразвуковая механическая ковка сварных соединений высокопрочного титанового сплава ВТ23 незначительно влияет на прочность сварных соединений, но существенно изменяет его пластичность. Наибольшее увеличение пластичности было достигнуто при применении комбинированной УЗМК. Ее использование позволило повысить пластичность сварных соединений сплава ВТ23 с 2,7 до 7,2% для электронно-лучевой сварки и с 9,9 до 13% для лазерной сварки по средним значениям.

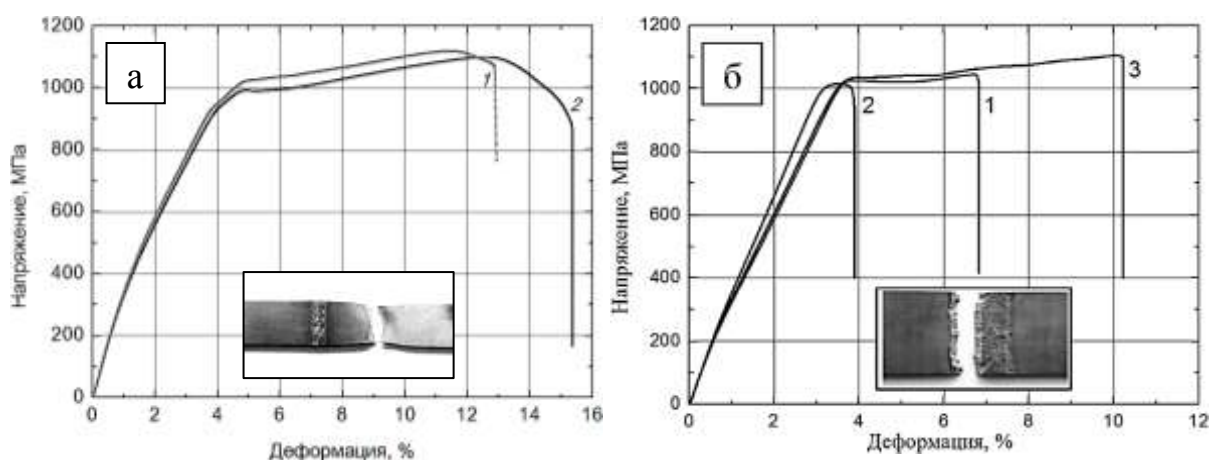


Рис. 5 – Диаграммы растяжения сварных соединений сплава ВТ23: а) - лазерная сварка; б) – электронно-лучевая сварка; 1 – состояние поставки; 2 – УЗМК; 3 – комбинированная УЗМК

4. Усталостные испытания.

Усталостные испытания в условиях малоциклового усталости показывают высокую эффективность наноструктурирования поверхностных слоев сварных соединений исследуемого сплава методом УЗМК в отдельности и в сочетании с электрофизическим воздействием для повышения их усталостной долговечности (таблица 1).

Ранее применение этих способов обработки позволило кратно повысить усталостную долговечность сварных соединений сплавов авиационного назначения: для высокопрочной стали ВКС12 более чем 1,5 раза и до 12,5 раз для алюминий-литиевых сплавов [4, 7]. Необходимо отметить, что УЗМК является не только высокоэффективным способом повышения усталостной долговечности сварных соединений конструкционных материалов, но и может использоваться для продления ресурса работы сварных конструкций, находящихся в эксплуатации. Такая возможность применения УЗМК показана в работе [2].

Таблица 1

Число циклов до разрушения образцов сплавов и сварных соединений

Материал, Напряжение	Число циклов до разрушения		
	До обработки	После применения УЗМК	Коэффициент увеличения ресурса
Сварное соединение ВТ23, 600 МПа (электронно-лучевая сварка)	43200 - 64900	54600-92300	1,4
Сварное соединение ВТ23, 600 МПа, (лазерная сварка)	6000-6700	18200-20900	3

5. Фрактографические исследования.

Исследование фрактографии разрушения сварных соединений с наноструктурированным поверхностным слоем, который был сформирован УЗМК, показало наличие особенностей развития разрушения в сварных

соединениях с обработкой. На фрактографии сварных соединений четко выявляется поверхностный слой с наноструктурой. Это свидетельствует о высокой пластичности и высокой релаксационной способности наноструктуры сварных соединений этого сплава.

Фрактографический РЭМ анализ излома сварного соединения титанового сплава ВТ23 после лазерной сварки в исходном состоянии представляет собой квазискол с тремя характерными зонами разрушения (рис. 6а). Обнаружено, что трещина в исходном состоянии во всех случаях начинает зарождение с поверхности и продвигается радиальным веерообразным фронтом. В этой зоне наблюдаются межзеренные фасетки в виде многоугольников, образовавшиеся при разрушении (рис. 6г).

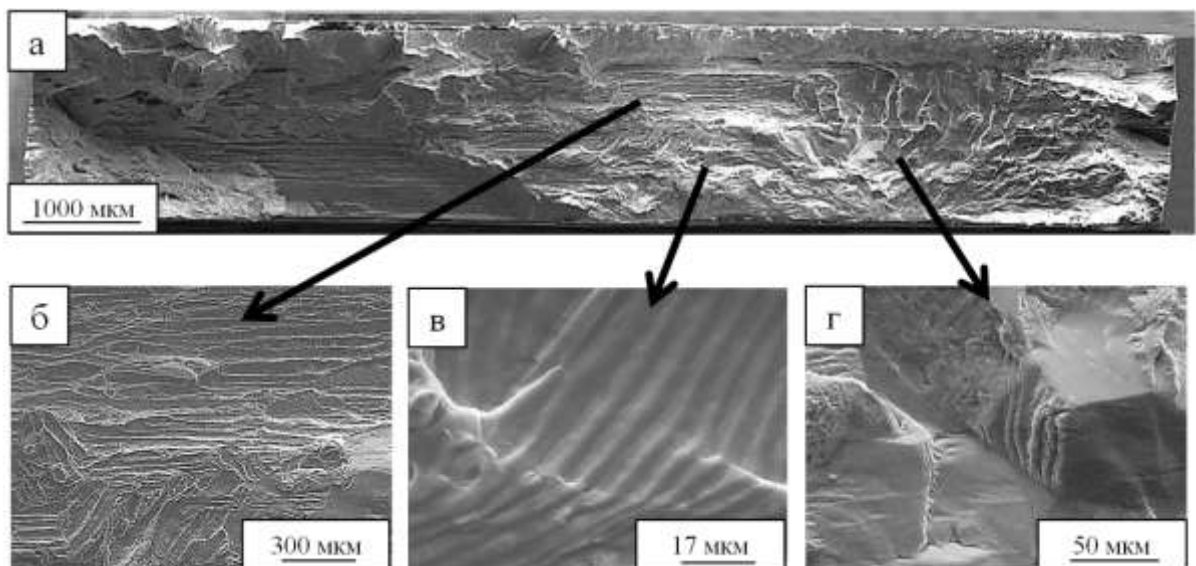


Рис. 6 – РЭМ-фрактограммы сварного соединения титанового сплава ВТ23 после МЦУ без проведения обработки. (а) панорама излома, (б) волокнисто-полосчатый рельеф с пластической вытяжкой на вершинах гребней, (в) бороздки усталостного разрушения, (г) фасетки квазискола при усталостном разрушении

По мере движения и распространения трещины наблюдается небольшой участок ускоренного разрушения, с гребнями волокнисто-полосчатого рельефа, затем более хрупкая полосчатая зона (рис.6б, в) и волокнистая зона долома. На мезомасштабном уровне при разрушении

формируется волокнистая структура. На ее профиле хорошо выражена мелкомасштабная ячеистая структура, связанная с динамическими ротациями (рис. 6б).

После комбинированной УЗМК поверхность усталостного разрушения имеет четко выраженный многоуровневый характер (рис. 7). Зарождение трещины начинается с боковой поверхности образцов (рис. 7а), трещина движется радиально с менее развитым ручьистым узором, что свидетельствует о более вязком характере роста усталостной трещины в материале после обработки. Далее формируется протяженная зона волокнисто-полосчатого рельефа излома (рис. 7в, г). Затем наблюдается волокнистая зона лавинного разрушения (рис. 7б). Стоит отметить, что доля вязкой составляющей в волокнисто-полосчатом рельефе также выше у образцов с комбинированной УЗМК.

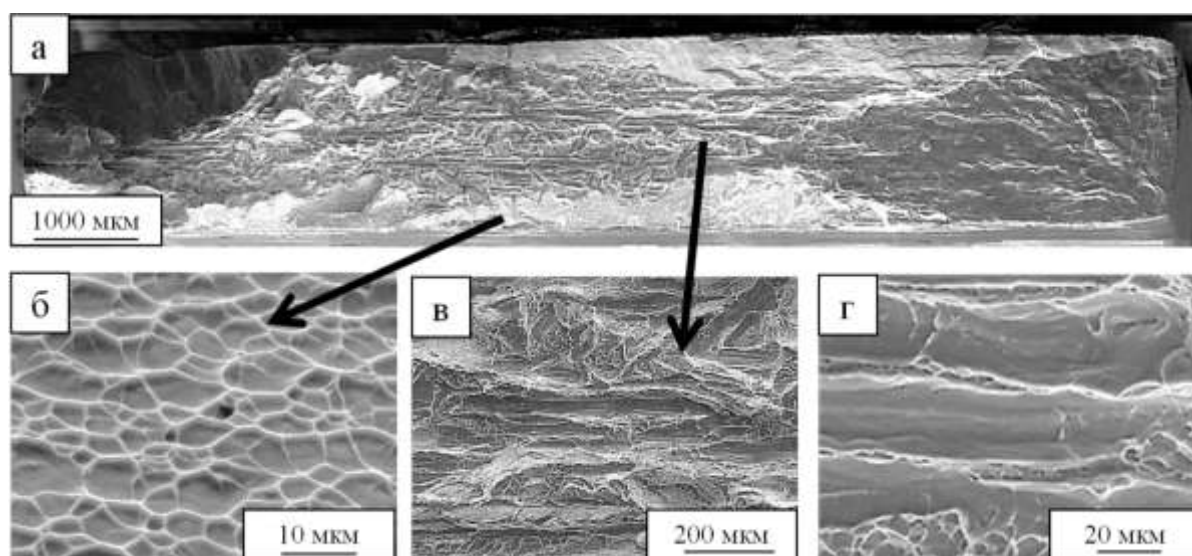


Рис. 7 – РЭМ-фрактограммы сварного соединения титанового сплава ВТ23 после МЦУ с комбинированной УЗМК. (а) панорама излома, (б) волокнистая зона лавинного разрушения, (в) волокнисто-полосчатый излома с большой долей вязкой составляющей в рельефе, (г) увеличенное изображение волокнисто-полосчатого рельефа

По результатам анализа полученных изображений проведена оценка длины трещины, выходящей на поверхность образца, и скорости её

распространения. Процесс зарождения трещины, проявляющийся в локальном повышении величины нормальной деформации ε_{yy} , для образцов без обработки и с УЗМК становится заметен на одном и том же количестве циклов. Однако скорость распространения трещины в материале с УЗМК ниже, а длина трещины меньше, чем для материала, не подвергнутого обработке. Эффект замедления роста трещины, наблюдаемый в материале после обработки, характерен в большей степени для трещины малого размера в зоне её припорогового роста, т.е. на микро- и мезомасштабном уровне. Этот эффект может быть связано с тем, что сварное соединение в результате поверхностного пластического деформирования с электрофизическим воздействием претерпевает существенные изменения: измельчается структура поверхностного слоя, появляются двойники деформации и повышается твердость сварного соединения, уменьшается концентрация β -фазы. Материал становится более пластичным и процесс роста трещины становится более высокодиссипативным, что приводит к увеличению усталостной долговечности.

Выводы

С использованием методов оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура сварных соединений высокопрочных титановых сплавов ВТ23 после УЗМК.

В результате обработки в поверхностном слое формируется высокодефектная структура с высокой плотностью дислокаций, а непосредственно у поверхности сварного соединения – нанокристаллическая структура с размером зерен менее 200 нм. Толщина нанокристаллического слоя в титановых сплавах может достигать 5–10 мкм в зависимости от режимов обработки.

Показано, что поверхностное пластическое деформирование сварных соединений титанового сплава VT23 методом УЗМК с электрофизическим воздействием обеспечивает кратное повышение усталостной долговечности.

Литература

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрин А.И., Михайлов В.С., Малов И. Е., Коломеец Н. П. Разработка технологии и нового оборудования для ультразвуковой ударной обработки сварных соединений // Сварочное производство. 2015, №9. - С. 38–42.
2. Кныш В.В., Соловей С.А., Кузьменко А.З. Эффективность упрочнения высокочастотной механической проковкой стыковых сварных соединений с длительной наработкой // Автоматическая сварка. 2014, № 11.
3. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов, под ред. Б.А. Колачева. - М.: Экомет, 2003.
4. Панин В.Е., Кибиткин В.В., Плешанов В.С., Почивалов Ю.И., Лебедева Н.А., Кобзева С.А., Лукин В.И., Старова Л.Л. Мезомасштабные закономерности усталостного разрушения сварных соединений высокопрочной стали // Физическая мезомеханика. 2004, Т. 7, Спец. выпуск, Ч.1.
5. Панин В.Е., Поверхностные слои нагруженных твердых тел как мезоскопический структурный уровень деформации // Физическая мезомеханика. 2001, Т.4, № 3.
6. Smirnova A.S., Pochivalov Y.I., Panin, V.E., Orishich A.M. et al. The structure and mechanical properties of VT23 welded joints with surface layer modified by ultrasonic mechanical forging // Key Engineering Materials. – 2017. - Vol.743. – pp. 264–268.

7. Панин В.Е., Каблов Е.Н., Почивалов Ю.И., Панин С.В., Колобнев Н.И. Влияние наноструктурирования поверхностного слоя алюминий-литиевого сплава 1424 на механизмы деформации, технологические характеристики и усталостную долговечность. Повышение пластичности и технологических характеристик // Физическая мезомеханика. 2012, Т.15, № 6.

8. Лукин М.А. Научно-технический уровень сварочного производства в современной России // Сварочное производство. 2015, №12. – С. 31–36.

9. Аношкин Н.Ф., Белов А.Ф. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. М.: Металлургия, 1980г.- 464 с.

УДК 621.762.2: 622.7: 669.094.1

Влияние типа добавки порошка железа на свойства спеченных композитов на основе алюминия

Прядезников Б.Ю.¹; Тарасов П.П.^{1,2}, к.т.н.;

Петров П.П.², к.ф.-м.н.; Степанова К.В.²;

Тарасов И.П.¹

Pryadeznikov Boris Yurievich; Tarasov Petr Petrovich;

Petrov Petr Petrovich; Stepanova Kseniya Valerievna;

Tarasov Ivan Petrovich

pryadeznikov@mail.ru; tarasov -p@mail.ru; ppp32@mail.ru;

kseniastepanova@rambler.ru; tarasov19411945@mail.ru

¹ *Северо-Восточный федеральный университет имени М. К. Аммосова, г. Якутск*

² *Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск*

Аннотация:

В работе рассмотрено влияние режима термообработки, содержания и химического состава добавки на свойства сплавов на основе алюминия, полученных методом жидкофазного спекания.

Ключевые слова:

Жидкофазное спекание, железная руда, прямое восстановление руды, спеченный материал.

Abstract:

The effect of the heat treatment regime, the content and chemical composition of the additive on the properties of aluminum-based alloys obtained by the liquid-phase sintering method is considered.

Keyword:

Liquid-phase sintering, iron ore, direct reduction of ore, sintered material.

Введение

Исследование закономерностей спекания систем на основе алюминия приобретает большое практическое значение в связи с развитием порошковой металлургии сплавов на его основе. Известно, что введение твердых тугоплавких частиц второй фазы в пластичный алюминий повышает его прочность, твердость, жаропрочность и износостойкость при одновременном снижении коэффициентов трения и термического расширения [1]. Использование алюминидов – интерметаллидных соединений алюминия с переходными металлами в качестве упрочняющей фазы – является перспективным способом создания нового поколения функциональных материалов на основе алюминия.

В связи с этим особую актуальность приобретает изучение процессов, происходящих при жидкофазном спекании, их вклад в объемные изменения порошковых тел с взаимодействующими компонентами. Исследование процессов спекания алюминия с добавками порошков переходных металлов представляется научной проблемой, тесно связанной с практической задачей создания нового поколения композитов на основе алюминия.

В настоящее время сотрудниками Института физико-технических проблем им. В.П. Ларионова СО РАН и Северо-Восточного федерального университета им М.К. Аммосова проводится совместная научно-исследовательская работа по прямому восстановлению водородом железной

руды Ленского рудного поля [2]. Цель работы – исследование влияния режима термообработки, содержания и химического состава добавки на структуру и свойства спеченных сплавов на основе алюминия.

Материалы и методика эксперимента

В работе исследованы образцы из проявления железомарганцевых руд в верховья реки Мундуруччу (левый приток р. Амга) Ленского рудного поля Республики Саха (Якутия).

Метод прямого восстановления металлов водородом, как технологический процесс, заключается в нагреве подготовленной, то есть измельченной до определенной крупности, руды в среде газа-восстановителя, в данном случае – водорода. Восстановление производилось при температуре 950°С в течении 40 мин. В восстановленном продукте наблюдается припекание частиц друг к другу. Для устранения агломерации частиц производилось дополнительное измельчение на вибрационной мельнице.

При получении спеченных композитов на основе алюминия использовались стандартный порошок алюминия марки АСД-1 (ТУ 48-5-226-87), порошок железа марки ПЖВ1 (ГОСТ 9849-86), порошок восстановленной руды крупности – 0,063 мм [3].

Порошки смешивались в смесителе типа «пьяная бочка» в течение 2 ч. Предварительно их подвергали просушиванию в вакуумной сушилке СНВС по режиму: 1,5 ч при 150°С в условиях форвакуума. Формование цилиндрических образцов диаметром и высотой по 10 мм производилось в стальной пресс-форме, начальная пористость составляла 20%. Спекание осуществлялось в вакуумной печи СНВЭ при давлении $0,1 \cdot 10^{-3}$ Па и температуре от 700 до 900°С.

Плотность спрессованных образцов определялась геометрическим способом. В случае потери или искажения правильной геометрической формы применялся метод гидростатического взвешивания.

Твердость по Бринеллю оценивалась согласно ГОСТ 9012-59 на приборе Omag Affri 206RTD.

Экспериментальные результаты

Согласно результатам проведенных ранее исследований порошковых систем алюминий – переходной металл (Al–Ni, Al–Ti, Al–Fe, Al–Cu) наибольший научный и практический интерес представляет область концентраций металла-добавки до 20 ат.%. С учетом этого были исследованы сплавы с содержанием добавки до 26,8 вес.%. Для выявления влияния на процесс жидкофазного спекания химического состава легирующей добавки в работе использовались стандартный порошок железа марки ПЖВ1 и порошки восстановленной руды двух типов: порошок восстановленной руды и порошок восстановленной руды прошедшей дополнительное обогащение, заключающееся в сухом доизмельчении с последующей магнитной сепарацией водной суспензии порошка и сушке при температуре 120°C до воздушно-сухого состояния.

Большое влияние на объемные изменения порошковых тел оказывает режим спекания. Для исследуемой системы Al–Fe характерным является выделение большого количества тепла при образовании интерметаллидов. Тепловой взрыв при появлении жидкой фазы может вызвать резкие изменения объема прессовки и потерю формы брикета. Кроме того, для устранения влияния адсорбированных и находящихся в порах газов на процесс спекания требуется дегазация брикета.

Для предотвращения потери формы необходимы регулирование скорости нагрева и проведение твердофазного отжига при температуре ниже температуры появления жидкой фазы. При твердофазном отжиге на поверхности частиц железа за счет диффузии атомов алюминия образуется тугоплавкий интерметаллидный слой. При дальнейшем спекании этот слой замедляет процесс сплавообразования и уменьшает скорость выделения

теплоты в момент появления жидкой фазы. При достаточном количестве частиц тугоплавкой добавки в ходе твердофазного отжига образуется твердофазный скелет прессовки, обеспечивающий постоянство формы порошкового тела при жидкофазном спекании.

Исходя из вышесказанного, спекание образцов на основе порошка алюминия марки АСД-1 проводили по режиму с дегазационным твердофазным отжигом при $t=500^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин, после чего температура печи поднималась до температуры спекания $t_{\text{сп}}$ со скоростью $15^{\circ}\text{C}/\text{мин}$.

Установлено, что образцы с легирующей добавкой порошка железа марки ПЖВ1 испытывают усадку во всем диапазоне температур спекания от 650 до 800°C . Остаточная пористость образцов с содержанием железа 22,8 и 26,8 вес.% находится на уровне 10%. Начиная с температуры 700°C наблюдается искажение формы прессовок, приводящее при температуре спекания 800°C к полной потере геометрической формы образцов. Образцы с добавкой восстановленной руды сохраняют правильную геометрическую форму практически во всех исследованных диапазонах изменений температуры спекания и содержания добавки.

Для образцов с добавкой восстановленной руды является характерным более низкая степень усадки при спекании, у спеченных брикетов с содержанием добавки 26,8% при температуре спекания 650°C наблюдается рост объема порошковых тел (рис. 1). Наблюдается выпотевание жидкой фазы на поверхности образцов, что свидетельствует о низкой смачиваемости частиц твердой фазы жидкой, и как следствие, затруднению процесса жидкофазного спекания. Повышение температуры спекания до 700°C приводит к уменьшению остаточной пористости прессовок, устранению выпотевания жидкой фазы на поверхности образцов, что свидетельствует о лучшей смачиваемости твердой фазы жидкой, что можно объяснить

прохождением алюминотермической реакции довосстановления поверхностных оксидных пленок на частицах восстановленной руды.

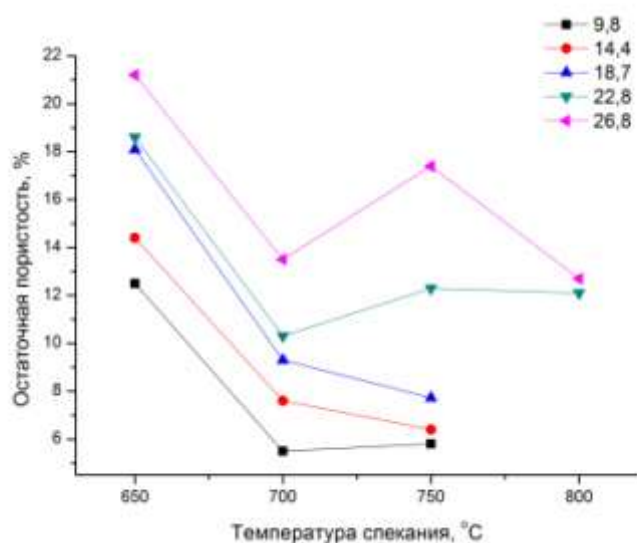


Рис. 1 – Зависимость остаточной пористости печенных сплавов от температуры спекания

При этом, повышение концентрации добавки до 22,8 и 26,8 вес.% приводит к увеличению остаточной пористости печенных композитов при температуре спекания 750°C с последующим ее понижением при температуре спекания 800°C. Для составов с содержанием добавки от 9,8 до 18,7 вес.% при температуре 800°C происходит искажение формы прессовок.

Остаточная пористость печенных сплавов является одним из основных факторов, влияющих на структуру и механические свойства порошковых материалов. Результаты измерения твердости печенных образцов приведены на рис. 2. Более высокая остаточная пористость печенных сплавов с добавкой восстановленной руды, по сравнению с композитами с добавкой порошка ПЖВ1, приводит к значительно более низким показателям твердости сплавов. Твердость печенных сплавов с добавкой 22,8 и 26,8 вес.% ПЖВ1 составляла от 68 до 96 НВW.

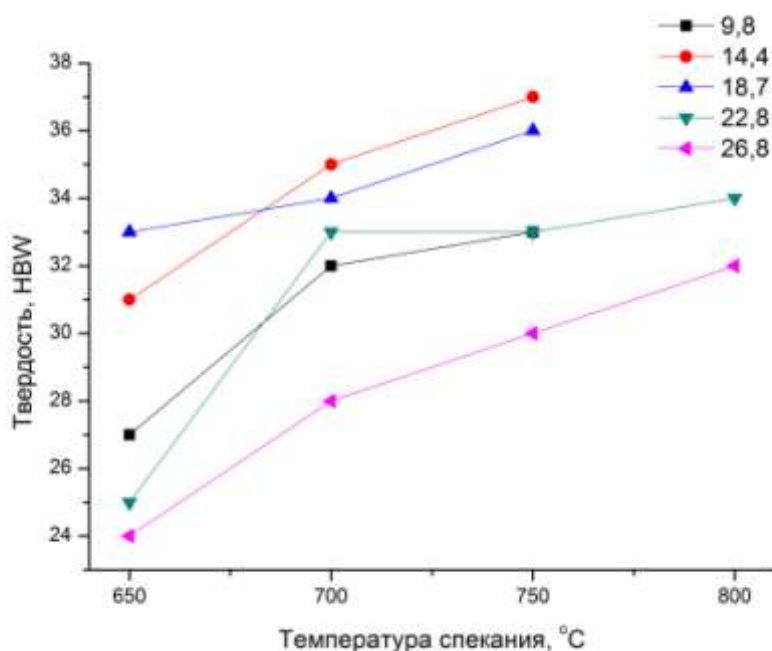


Рис. 2 – Зависимость твердости спеченных сплавов от температуры спекания

Увеличение содержания в сплаве упрочняющих интерметаллидных частиц, зависящее от количества легирующей добавки приводит повышению твердости. Но в то же время, при этом происходит увеличение остаточной пористости сплавов. Взаимное влияние этих факторов приводит к тому, что более высокие значения твердости выявлены у составов с 14,4 и 18,7 вес.% добавки восстановленной руды.

С увеличением температуры спекания твердость спеченных сплавов всех составов возрастает, что связано с уменьшением остаточной пористости сплавов.

Заклучение

Получены спеченные порошковые материалы на основе алюминия с добавкой порошков ПЖВ1 и восстановленной руды. Установлено, что повышение температуры спекания приводит к уменьшению остаточной пористости прессовок с добавкой порошка восстановленной руды, устранению выпотевания жидкой фазы на поверхности образцов, что свидетельствует о лучшей смачиваемости твердой фазы жидкой.

Для прессовок с добавкой порошка ПЖВ1 наблюдается искажение формы прессовок, приводящее при температуре спекания 800°C к полной потере геометрической формы образцов. Образцы с добавкой восстановленной руды сохраняют правильную геометрическую форму практически во всех исследованных диапазонах изменений температуры спекания и содержания добавки.

Измерение твердости спеченных композитных сплавов на основе алюминия с добавкой порошков восстановленной руды свидетельствуют, что более высокие значения твердости наблюдаются у составов с 14,4 и 18,7 вес.% добавки восстановленной руды.

При доработке методики, представляется перспективным применение метода прямого восстановления водородом руды для получения концентрата с последующим применением его в качестве легирующей добавки для получения спеченных сплавов на основе алюминия.

Литература

1. Тарасов, П.П. Структура и свойства спеченных сплавов системы алюминий-хром / П.П. Тарасов, А.С. Сыромятникова // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.-2015.-№3.- С. 4–10.

2. Рентгеноспектральные и морфологические исследования продуктов дробления и прямого восстановления водородом железных руд Ленского рудного поля Республики Саха (Якутия) / П.П. Тарасов, Б.Ю. Прядезников, П.П. Петров, К.В. Степанова // Наука и образование.-2016.-№3 (83). – С. 67–75.

3. Морфология и свойства восстановленного в среде водорода порошка железной руды Ленского рудного поля Республики Саха (Якутия) / Тарасов П.П., Прядезников Б.Ю., Петров П.П. и др. // Химическая технология.-2017.-№3. – С. 129–135.

УДК 669.295.5:621.785.369

Особенности термической обработки полуфабрикатов и сварных узлов ротора компрессора из сплава VT41

Influence of post welding heat treatment on base material structure and mechanical properties of VT41 alloy rotor wheels

Кашапов О.С.¹; Павлова Т.В.¹; Лукина Е.А.¹;

Калашников В.С.¹; Валиахметов С.А.²

Kashapov O.S.¹; Pavlova T.V.¹, Lukina E.A.¹,

Kalashnikov V.S.¹, Valiakhmetov S.A.²

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

¹*Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation material», State research center of the Russian Federation (FSUE «VIAM»)*

²*АО «НПЦ газотурбостроения «Салют»*

²*Joint Stock Company “Gas-turbine engineering research and production center ”SALUT”*

Аннотация:

В работе рассмотрены вопросы отжига полуфабрикатов и сварных узлов ротора компрессора высокого давления из жаропрочного титанового псевдо- α сплава марки VT41. Исходным материалом для проведения исследований служила опытно-промышленная партия поковок типа «блиск» массой в необточенном состоянии ≈ 200 кг, а также опытно-промышленные

поковки небольших размеров, полученные из прутка $\varnothing 155$ мм. Исследовано влияние различных режимов полного двойного отжига на механические свойства (кратковременная прочность, пластичность и ударная вязкость при 20°C; кратковременная и длительная прочность при 600°C) и структуру основного материала; определены температурные интервалы термической обработки, обеспечивающие наилучшее сочетание механических свойств.

Ключевые слова:

Жаропрочность, долговечность, прочность, сварные узлы, псевдо-альфа, титановый сплав, интерметаллидные фазы, обработка на твердый раствор, термическая обработка.

Abstract:

The problems of post welding heat treatment of near-alpha VT41 titanium alloy rotor wheels are discussed. 200 kg industrial forging for rotor wheels of type “blisk” was chosen for a study. The influence of different heat treatment regimes on mechanical properties and structure was studied, i.e. the optimal temperatures of post welding heat treatment, when degradation of base material insignificant, were determined

Keywords:

Heat resistance, durability, tensile strength, welding, the main material of pseudo-alpha titanium alloy, intermetallic phase, solution heat treatment, two-step annealing.

Введение

Отечественными моторостроительными предприятиями накоплен значительный опыт изготовления сварных роторов компрессора из дисперсионно упрочняемых двухфазных жаропрочных титановых сплавов,

таких марок как, ВТ8, ВТ8-1, ВТ9, ВТ25, ВТ25У, применяемых в двигателях типа ТВЗ-117, РД-33, АЛ31Ф, АИ222-25 и других [1, 2]. Термическую обработку полуфабрикатов из этих сплавов проводят по схеме двойного отжига, где первая, высокотемпературная ступень представляет собой обработку на твердый раствор, а низкотемпературная ступень – старение. Традиционно, сварной узел после сварки подвергают объемному печному вакуумному отжигу по схеме двойного отжига, который необходим для распада мартенсита в сварном шве и обеспечения его пластичности. Для сварных барабанов из жаропрочных титановых сплавов, температура первой ступени послесварочного отжига составляет 900–960°С, что, как правило, ниже температуры обработки на твердый раствор при отжиге исходных полуфабрикатов (температуру отжига полуфабриката назначают на 25–30°С ниже температуры полного полиморфного превращения (Тпп)), Поэтому, возможно некоторое разупрочнение материала, которое учитывается при проектировании конструкции [3].

Изготовление колес компрессора из монолитной заготовки приводит к резкому увеличению массы исходной заготовки и сборочного узла под сварку, что негативно отражается на скоростях охлаждения после термической обработки, дополнительно снижая положительный эффект от обработки на твердый раствор [7, 8].

Задачей настоящей работы является изучение влияния режимов термической обработки на структуру и свойства основного материала рабочих колес типа «блиск» из сплава марки ВТ41 применительно к изготовлению сварных узлов ротора компрессора высокого давления, определение прочностных характеристик материала сварного шва, выполненного методом электронно-лучевой сварки.

Работа проведена при поддержке РФФИ в рамках проекта «Исследование закономерностей формирования текстуры рекристаллизации

в псевдо-альфа и альфа+бета титановых сплавах системы Ti-Al-Sn-Zr-Si-бета стабилизаторы для моделирования технологии их термомеханической обработки» и соответствует комплексному научному направлению 8: Легкие, высокопрочные коррозионностойкие свариваемые сплавы и стали, в том числе с высокой вязкостью разрушения («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [9, 10].

Материалы для проведения исследования

Исследования проводили на поковках, изготовленных из промышленных слитков ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Для проведения исследования влияния послесварочного отжига использовали материал от одной из поковок сплава VT41 массой ≈ 170 кг ($\varnothing 635 \times 125$ мм). Химический состав всех плавок соответствует требованиям ОСТ 1 90013.

Перед проведением исследования влияния послесварочного отжига на структуру и свойства, материал крупной поковки был порезан на заготовки под образцы и повторно термообработан по режиму полного двойного отжига со скоростью охлаждения $\approx 18^\circ\text{C}/\text{мин}$ от температуры полного отжига до 700°C , что позволило получить однородную исходную структуру и снизить дисперсию механических свойств. Влияние температуры первой ступени послесварочного отжига исследовали в интервале температур $870\text{--}960^\circ\text{C}$ (время выдержки составляло 1 час), второй ступени – в интервале температур $550\text{--}630^\circ\text{C}$ (время выдержки составляло 6–12 часов). Охлаждение от температуры обработки до 700°C проводили с скоростью $\approx 12\text{--}15^\circ\text{C}/\text{мин}$, которую измеряли посредством термопары, зачеканенной в заготовку, уложенной в термосадку.

Для оценки влияния скорости охлаждения на свойства материала, одну термосадку с выбранным режимом термической обработки охлаждали замедленно – со скоростью $\approx 6^\circ\text{C}/\text{мин}$.

Результаты и их обсуждение

Свариваемый псевдо- α - сплав ВТ41 [4-6], является дисперсионно упрочняемым. Содержание стабильной β -фазы в отожженном сплаве не превышает 4 %, поэтому наибольший вклад в величину дисперсионного упрочнения вносят такие факторы, как дисперсность вторичной α - фазы, величина условного β - зерна и наличие оторочки α -фазы по его границам, равномерность и дисперсность выделения интерметаллидных фаз (алюминидов и силицидов титана) [13]. На рисунке 1 а) – е), и) – л) показано выделение этих фаз в поковке из сплава ВТ41 в результате старения на второй ступени термической обработки при температурах 550–650°C при времени выдержки 6 часов.

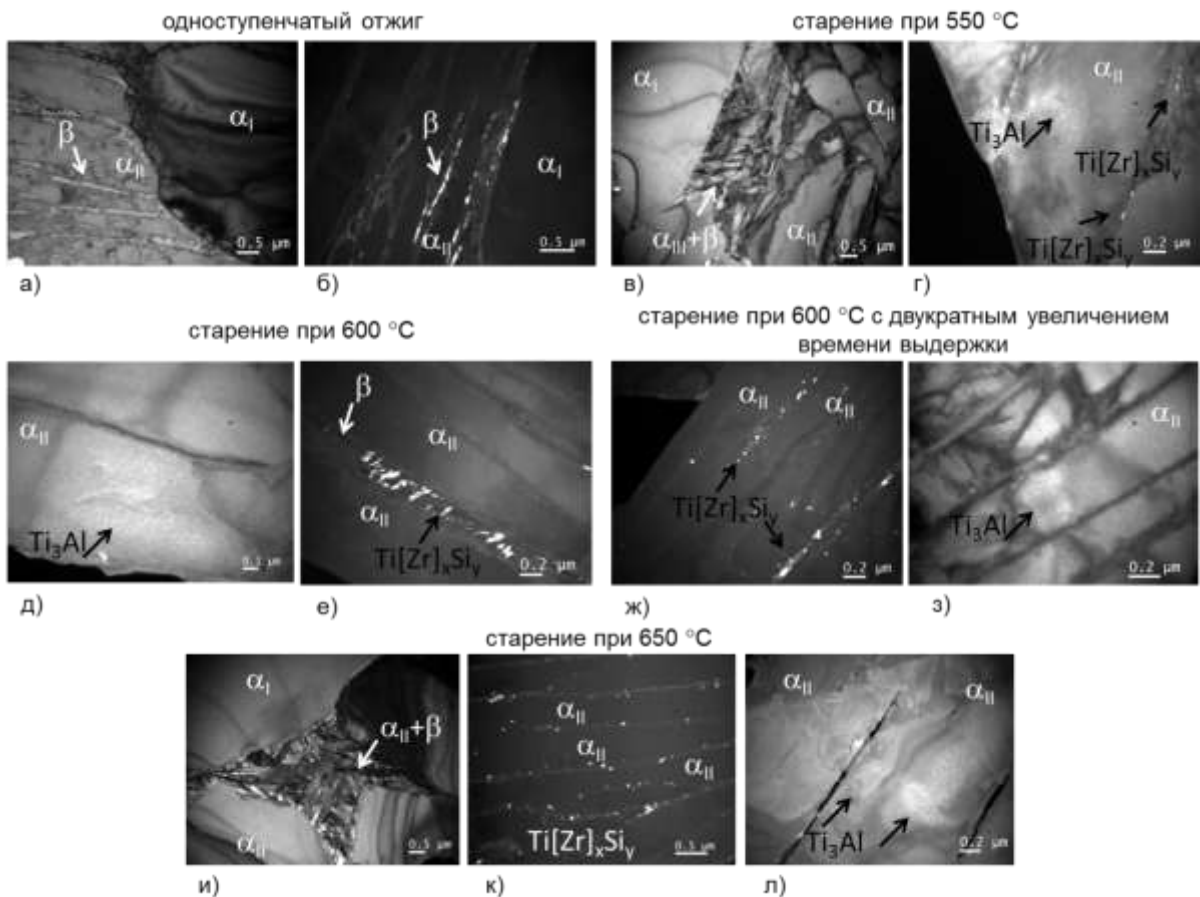


Рис. 1 – Выделение силицидов и алюминидов титана в процессе выдержки при низкотемпературной ступени отжига в зависимости от температуры термической обработки и времени выдержки

Так как первая ступень послесварочного отжига проводится при температурах ниже температуры полного растворения силицидов титана [13] в сплаве ВТ41, то это приводит к перераспределению кремния и увеличению его концентрации по межфазным границам, а также снижения его содержания в твердых растворах основных фаз за счет выделения высокотемпературных силицидов.

Низкотемпературная ступень отжига определяет степень дисперсионного упрочнения материала интерметаллидными фазами и, соответственно, степень разупрочнения твердых растворов кремнием. С повышением температуры отжига объемная доля частиц силицидов и алюминидов титана увеличивается, а сами частицы – укрупняются (рисунок 1). Если при температуре отжига 550°C размеры частицы силицидов соизмеримы с нанобъектами (рисунок 1 в, г), то при повышении температуры старения до 600°C они увеличиваются до 0,1–0,2 мкм (рисунок 1 д-з). Увеличение времени выдержки с 6 до 12 часов при 600°C не вносит существенных изменений в размер силицидов (рисунок 1 ж, з). При температуре отжига 650 (рисунок 1 и-л) размеры частиц силицидов увеличиваются до $\approx 0,3$ мкм.

С увеличением температуры старения с 550 до 650°C (второй ступени отжига) объем выделившихся частиц α_2 -фазы (Ti_3Al) увеличивается преимущественно во вторичной α -фазе (α_{II}). При температуре отжига 650°C объемная доля частиц α_2 -фазы – максимальна.

На рисунке 2 приведены результаты исследования влияния режима второй ступени отжига на характеристики механических свойств поковок из сплава ВТ41 с регламентированной мелкозернистой микроструктурой глобулярно-пластинчатого типа [5].

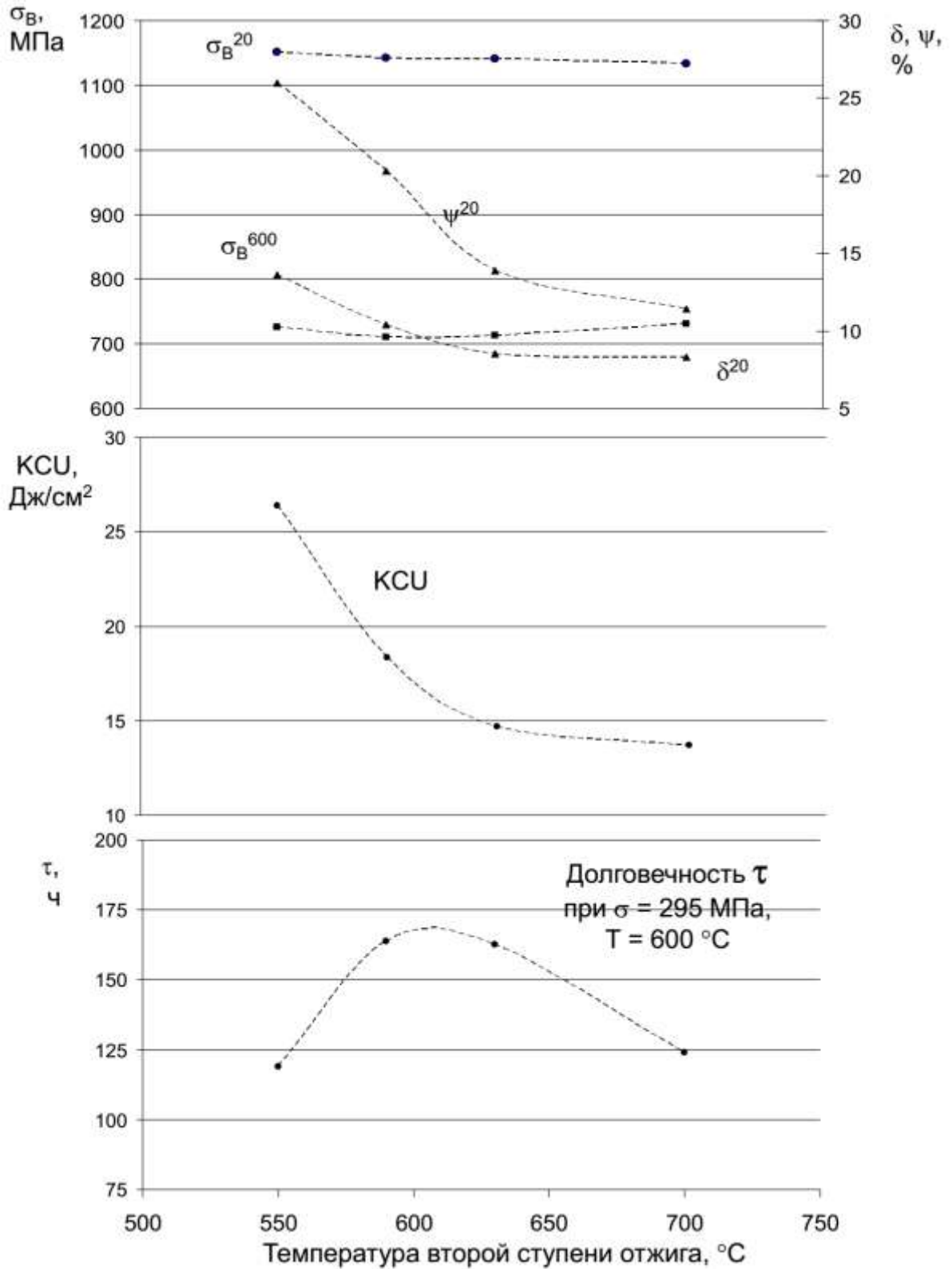


Рис. 2 – Влияние температуры второй ступени отжига на прочностные характеристики материала

После обработки на твердый раствор, с повышением температуры второй ступени отжига, происходит снижение ударной вязкости и относительного сужения. Наилучшее сочетание прочностных, пластических и жаропрочных характеристик достигается при температурах около 590°C.

Теперь рассмотрим влияние режимов послесварочного отжига на свойства основного материала. Исходная микроструктура поковки (повторно отожженных по режиму двойного отжига заготовок под образцы) в отожженном состоянии приведена на рисунке 3.

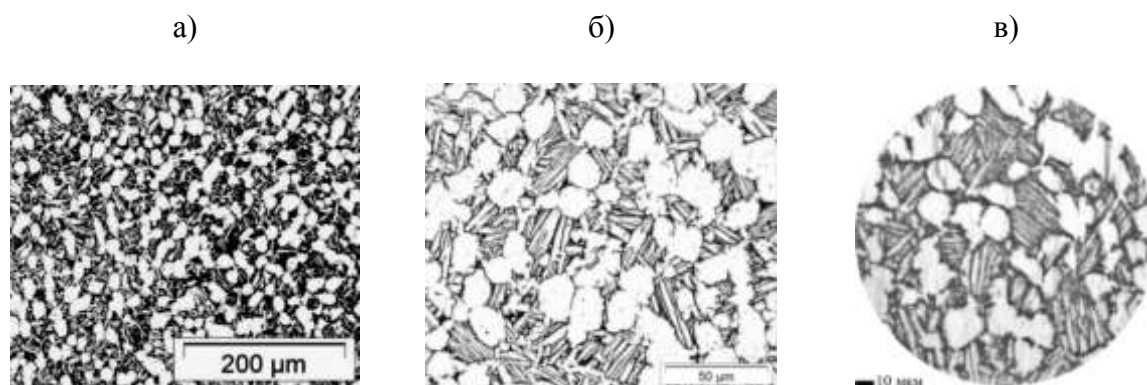


Рис. 3 – а), б) – Исходная микроструктура материала поковки типа «блиск» из сплава ВТ41 после полного двойного отжига. в) – повторный отжиг в заготовках

Механические свойства поковки типа «блиск» представлены в таблице 1, данные приведены в формате минимальное - максимальное по результатам не менее трех испытаний.

Таблица 1

Механические свойства поковки типа «блиск» из сплава ВТ41

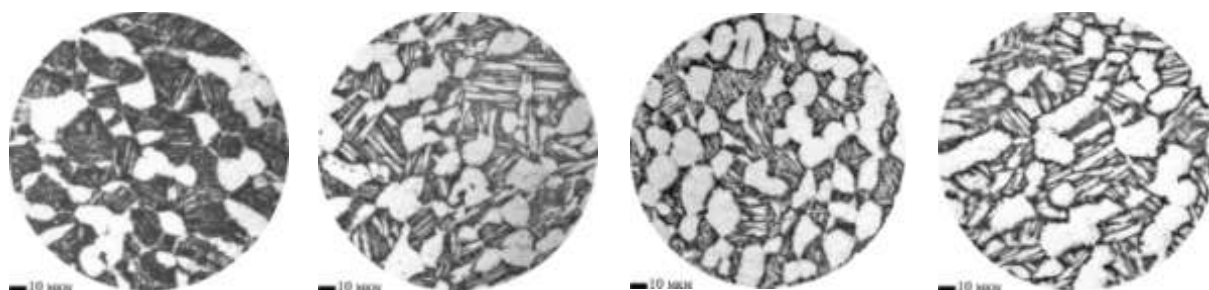
№ п	Режим ТО	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	σ_b^{600} , МПа	σ_{100}^{600} , МПа
1	После I ступени отжига	1039-1075	12,6-15,6	23,7-28,8	16-33	635-678	295
2	Двойной отжиг	1075-1088	10,0-19,6	12,0-33,5	15-19	646-682	295
3	Повторный двойной отжиг в заготовках под образцы ($V_{охл.}=15^\circ\text{C}/\text{мин}$)	1092-1108	10,4-14,1	15,1-23,0	20-23	679-714	295

Как видно из таблицы 1, отжиг в заготовках позволил снизить дисперсию механических свойств материала.

Дисперсность пластинок вторичной α -фазы и равномерность распределения силицидов титана определяются температурой обработки на твердый раствор и скоростью охлаждения после высокотемпературной ступени отжига (см. рисунки 3б, 3в, 4в, 4г и 7в).

Металлографическое исследование структуры методом оптической микроскопии показало, что с повышением температуры отжига от 870°C до 960°C происходят различные изменения параметров глобулярно-пластинчатой микроструктуры (рисунок 4 а-г):

- увеличивается толщина пластин вторичной α -фазы с $\approx 1\text{--}3$ мкм к $2\text{--}5$ мкм и до $\approx 5\text{--}7$ мкм;
- при температуре отжига 960°C заметно увеличивается размер частиц первичной α -фазы и происходит отделение частиц глобулярной формы, что обусловлено ускорением диффузионных процессов и увеличением содержания β -фазы при температуре обработки.



а) $870^{\circ}\text{C}+590^{\circ}\text{C}$

б) $900^{\circ}\text{C}+590^{\circ}\text{C}$

в) $930^{\circ}\text{C}+590^{\circ}\text{C}$

г) $960^{\circ}\text{C}+590^{\circ}\text{C}$

Рис. 4 – Микроструктура материала поковки в зависимости от температуры первой ступени отжига

Кратковременную прочность материала при комнатной температуре удается сохранить на уровне, исходного состояния (табл. 1 п. 3) только при температуре отжига 930°C (рис. 5).



Рис. 5 – Влияние температуры первой ступени послесварочного отжига на характеристики механических свойств при 20°C материала поковки типа «блиск» из сплава ВТ41

При «крайних» температурах (870°C и 960°C) прочность материала заметно снижается на 20–50 МПа, причем наименьший уровень прочности был достигнут при максимальной температуре отжига. Разупрочнение материала сопровождается повышением характеристик пластичности и снижением ударной вязкости. Характер изменения механических свойств свидетельствует о влиянии параметров глобулярно-пластинчатой микроструктуры (с учетом некоторого разупрочнения твердых растворов) на свойства сплава ВТ41: уменьшение количества вторичной альфа- фазы и укрупнение пластинок, приводит к снижению прочности и ударной вязкости, но увеличению пластичности материала.

При температуре испытаний 600°C, кратковременная прочность при температурах отжига 870–930°C находится на одном уровне (ниже на 40–

50 МПа, чем в исходном состоянии) и несколько снижается с повышением температуры отжига до 960°C. Долговечность образцов при испытаниях на длительную прочность с повышением температуры первой ступени отжига – возрастает (рисунок 6), приближаясь к значениям долговечности образцов в исходном состоянии. Таким образом, при сохранении характера влияния параметров микроструктуры на кратковременную прочность, жаропрочность сплава ВТ41 в большей степени определяется балансом между твердорастворным упрочнением кремнием и дисперсионным упрочнением интерметаллидными фазами.

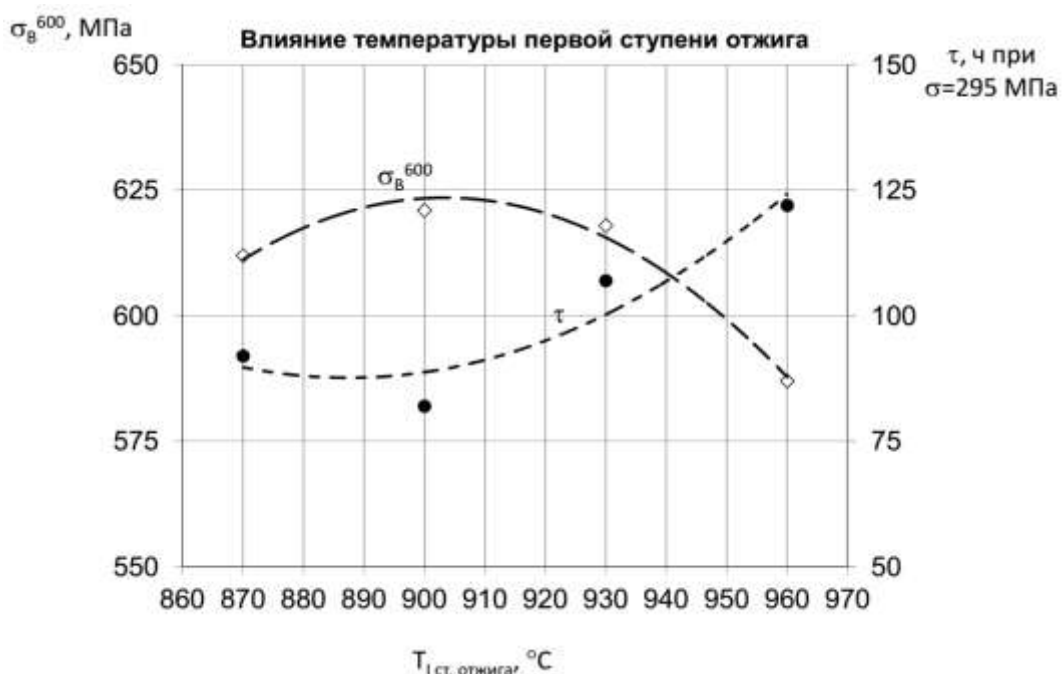
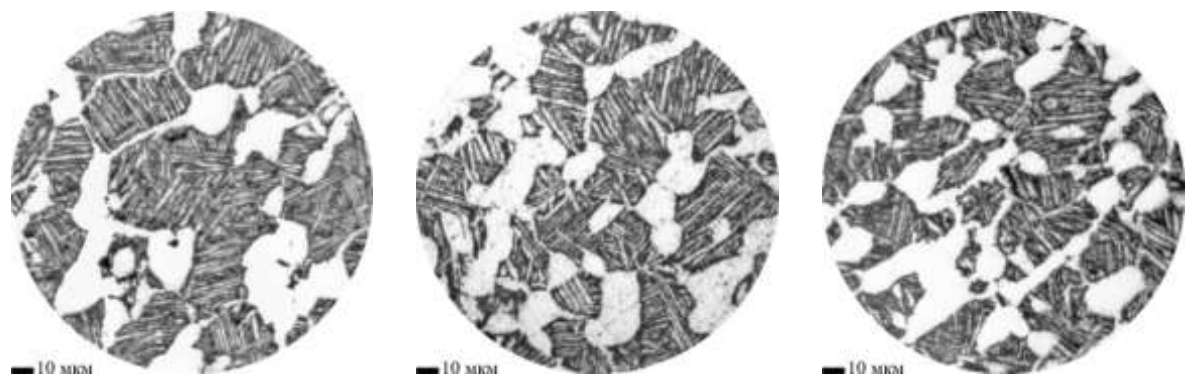


Рис. 6 – Влияние температуры первой ступени послесварочного отжига на характеристики механических свойств при 600°C материала поковки типа «блиск» из сплава ВТ41

Влияние низкотемпературного отжига в интервале температур 550–590°C на микроструктуру и механические свойства материала – не значительно (рисунки 7 и 8 соответственно) по сравнению температурой первой ступени отжига.



а) 930°C+550°C

б) 930°C+630°C

в) 930°C+590°C
($V_{\text{охл.}}=6^\circ\text{C}/\text{мин}$)

Рис. 7 – а), б) в зависимости от второй ступени отжига;
в) – в зависимости от скорости охлаждения

С повышением температуры второй ступени отжига до 630°C происходит повышение характеристик пластичности и снижение прочности материала. Вероятно, в данном случае, коагуляция частиц силицидов и разупрочнение твердого раствора от снижения концентрации кремния носит доминирующий характер по сравнению с выделением упрочняющей фазы Ti_3Al , которая охрупчивает материал.

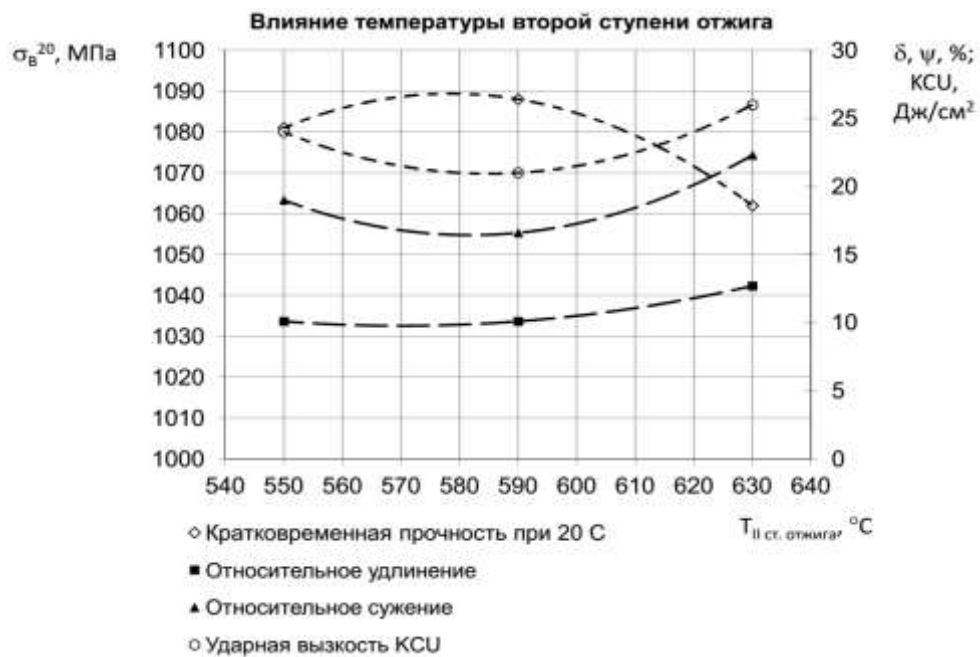


Рис. 8 – Влияние температуры второй ступени послесварочного отжига на механические свойства при 20°C материала поковки типа «блиск» из сплава ВТ41

Необходимо отметить различие в характере влияния температуры второй ступени отжига непосредственно после обработки на твердый раствор (рисунок 1) и при послесварочном отжиге (рисунок 8).

С повышением температуры второй ступени отжига уровень кратковременной прочности при 600°C несколько возрастает. Максимум долговечности образцов при испытаниях на длительную прочность наблюдается при температуре отжига 590°C (рисунок 9), что предположительно связано с благоприятным соотношением интерметаллидных фаз, выделяющихся в сплаве ВТ41 при этой температуре.

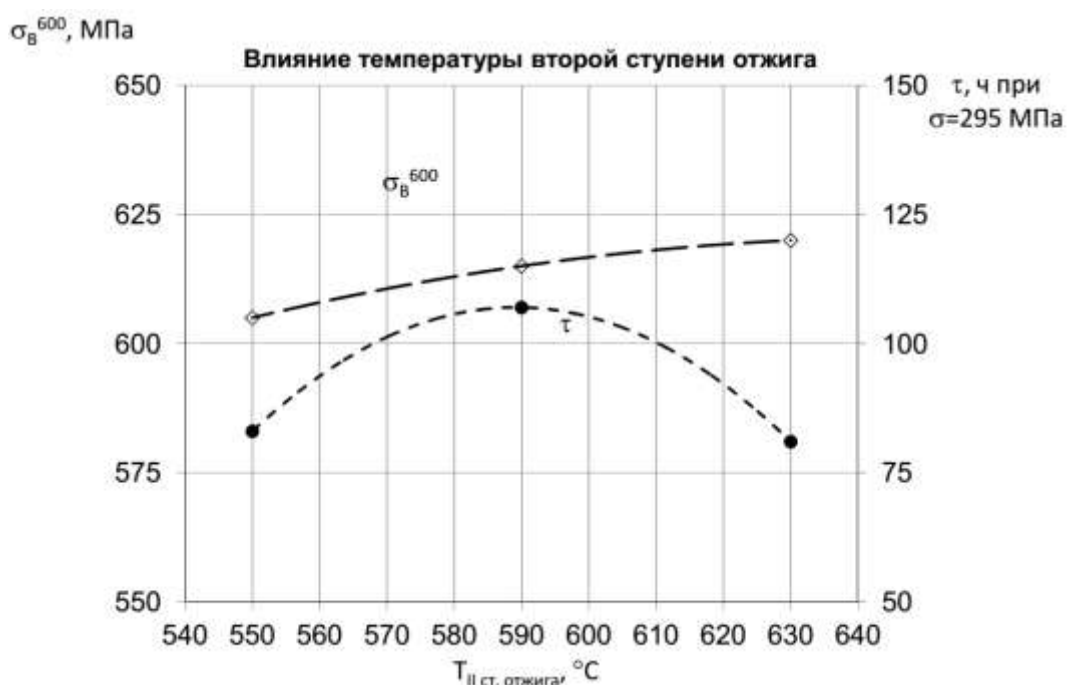


Рис. 9 – Влияние температуры второй ступени послесварочного отжига на характеристики механических свойств при 600 °С материала поковки типа «блиск» из сплава ВТ41

Нужно заметить одинаковый характер влияния температуры второй ступени отжига на жаропрочные характеристики сплава ВТ41 непосредственно после обработки на твердый раствор (рисунок 3) и при послесварочном отжиге (рисунок 9). При этом, во втором случае, с

повышением температуры отжига, кратковременная прочность материала имеет тенденцию роста.

Снижение скорости охлаждения (таблица 2, режимы №№ 3 и 7) после первой ступени отжига приводит к понижению характеристик прочности, ударной вязкости и жаропрочности на 2-5 % при значительном повышении характеристик пластичности на 22-27 %, что также свидетельствует о разупрочнении твердых растворов, в том числе за счет коагуляции частиц силицидов.

В таблице 2 приведены числовые значения результатов испытаний образцов в формате минимальное - максимальное по результатам не менее трех испытаний.

Таблица 2

Механические свойства материала поковки типа «блиск» из сплава ВТ41
после наложения послесварочного отжига

№ п.п	Температурный режим ТО	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ , Дж/с м ²	σ_b^{600} , МПа	Время до разрушения τ , ч σ_τ^{600} , при $\sigma=295$ МПа
1	870°C+590°C	1063-1089	9,4-10,7	12,2-19,9	25-27	604-612	≥ 92
2	900°C+590°C	1074-1079	12,6-13,2	18,0-21,6	22-26	612-627	≥ 82
3	930°C+590°C	1078-1085	9,5-10,8	14,4-23,2	22-25	603-628	107-129
4	960°C+590°C	1054-1061	10,1-15,4	22,0-23,8	19-23	579-604	≥118
5	930°C+550°C	1076-1084	9,6-10,7	14,4-23,3	23-25	597-609	≥ 83
6	930°C+630°C	1052-1070	10,8-14,3	18,9-25,5	25-27	607-632	≥ 81
7	930°C+590°C ($V_{охл.}=6^\circ\text{C}/\text{мин}$)	1053-1065	10,7-14,6	16,6-23,5	19-21	601-626	≥102

Таким образом, жаропрочность сплава ВТ41 во многом зависит от эффективности твердорастворного и дисперсионного упрочнения кремнием,

поэтому при освоении изготовления сварных узлов в условиях машиностроительных предприятий требуется уделять внимание фактическим условиям проведения послесварочной термической обработки – скоростям нагрева и охлаждения садки, сокращению времени нахождения материала садки в печи, а также снижению общего числа и продолжительности низкотемпературных отжигов. Работы зарубежных авторов, посвященные исследованию жаропрочных псевдо- α -титановых сплавов Ti1100, Ti834 и других, указывают на необходимость сбалансированного подхода к упрочнению и важности эффективного твердорастворного упрочнения [12–17]. Так для сплава Ti1100 благоприятна β -деформация и старение (ТМО), для сплава Ti834 – закалка в масло от температур ($\alpha+\beta$)-области и старение, для сплава BT41 – двойной отжиг. Если вопрос получения сварных соединений методами сварки плавлением из жаропрочных титановых сплавов Ti1100 и Ti834 не вызывает каких-либо затруднений [18], то варианты послесварочного отжига сводятся к локальной термической обработке сварных швов по режимам полного отжига или применением объемного печного отжига при низких температурах (неполный отжиг), когда материал шва остается в относительно хрупком состоянии (например, см. [19]). В этом случае за рубежом интенсивно осваиваются и внедряются методы сварки трением, позволяющие проводить после сварки низкотемпературное старение для стабилизации материала сварного соединения и зоны термического влияния [20].

Преимущества в технологичности сплава BT41 по сравнению с зарубежными аналогами заключаются в том, что при некоторой потере механических свойств, сплав BT41 обеспечивает возможность применения традиционной и хорошо освоенной в промышленности технологической схемы электронно-лучевой сварки с последующим двойным объемным вакуумным отжигом сварных узлов.

Заключение

При производстве новых поковок на металлургическом предприятии, были внедрены мероприятия по повышению скорости охлаждения материала [11].

Проведенное исследование влияния послесварочного отжига на фазовый состав, структуру и механические свойства материала поковки типа «блиск» из сплава ВТ41 позволило предварительно определить наиболее благоприятные температурные интервалы термической обработки (объемного печного отжига) сварных узлов, в наименьшей степени снижающие уровень механических свойств основного материала. Так, первую ступень отжига целесообразно проводить при температурах около 930°С, вторую ступень – при температурах не выше ≈600°С.

Установлено, что в результате послесварочного отжига в наибольшей степени снижаются характеристики механических свойств материала при повышенной температуре: по кратковременной прочности снижение составляет ≈6,5–12%, по долговечности образцов при испытаниях на длительную прочность – 23–60%.

Разупрочнение твердого раствора в процессе проведения высокотемпературной ступени послесварочного отжига приводит изменению характера влияния дисперсионного твердения на механические свойства, особенно на характеристики пластичности и ударной вязкости. При этом, для исследованных режимов старения, температура термической обработки, обеспечивающая максимальную долговечность образцов на длительную прочность, осталась неизменной.

Литература

1. Солонина О.П., Глазунов С.Г. М. Жаропрочные титановые сплавы. М.: «Металлургия», 1976, с. 448
2. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А.. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей. Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. № 5. С. 8–14.
3. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А., Беляев М.С. Современные титановые сплавы и технологии, применяемые для деталей и узлов ГТД /В сб. тезисов докладов науч.-технич. конгресса по двигателестроению «Двигатели–2012». М.: АССАД. 2012. С. 347–349.
4. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Разработка опытно-промышленной технологии изготовления полуфабрикатов из псевдо- α - титанового сплава ВТ41 // Титан, 2016. № 2 (52). С. 33–42.
5. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Кондратьева А.Р. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства опытных поковок из сплава ВТ41 с мелкозернистой структурой. Авиационные материалы и технологии. 2017. № 3 (48). С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-3-7
6. Калашников В.С., Кашапов О.С., Павлова Т.В., Истракова А.Р. Исследование сварных соединений сплава ВТ41, полученных методом ЭЛС // Авиационные материалы и технологии, 2014. № S5. С. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-81-88.
7. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Кондратьева А.Р., Калашников В.С. Особенности применения жаропрочного титанового сплава ВТ8-1 для моноколес компрессора газотурбинных двигателей. Цветные металлы. 2016. № 5 (881). С. 63–69.
8. Павлова Т.В., Калашников В.С., Кондратьева А.Р., Кочубей А.Я. Усталостная прочность полуфабрикатов из титановых сплавов для

изготовления моноколес компрессора газотурбинных двигателей. // Вестник машиностроения. 2017. № 4. С. 54–59.

9. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии, 2012. №5. С. 7–17.

10. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии, 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI:10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

11. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Кондратьева А.Р., Калашников В.С., Шибанов А.С., Антонова М.В., Белобородов П.А. Промышленное освоение крупногабаритных поковок рабочих колес компрессора ГТД из жаропрочного псевдо- α титанового сплава ВТ41. Сборник докладов II Международной научно-технической конференции. Москва. ФГУП «ВИАМ». 2017. 9 С.

12. A.H. Rosenberger, A. Madsen, and H. Ghonem. Aging Effects on the Creep Behavior of the Near-Alpha Titanium Alloy Ti-1100. Journal of Materials Engineering and Performance. Volume 4 (2). 1995. Pp. 182–187.

13. K.V. Sai Srinadh, Nidhi Singh and V Singh. Role of Ti3Al/silicides on tensile properties of Timetal 834 at various temperatures. Bull. Mater. Sci., Vol. 30, No. 6, December 2007, pp. 595–600. © Indian Academy of Sciences.

14. Jun Zhang, Na Peng, Qingjiang Wang and Xi0nan Wang. A New Aging Treatment Way for Near α High Temperature Titanium Alloys. J. Mater. Sci. Technol., Vol.25 No.4, 2009 pp. 454–458.

15. The influence of thermal exposure on properties and microstructure of elevated temperature titanium alloys. W.T. Dolton, J.E. Allison, J.V. Lasecki. Scientific Research Laboratory Ford Motor Company. Ti'92.

16. Borchert B., Daeubler M. Influence of microstructure of IMI 834 on mechanical properties relevant to jet engines. // Sixth world conference on titanium, 1988. pp. 467–472.

17. P. Davies, R. Pederson, M. Coleman, S. Biroasca. The hierarchy of microstructure parameters affecting the tensile ductility in centrifugally cast and forged Ti-834 alloy during high temperature exposure in air. Acta Materialia 117 (2016) pp. 51–67.

18. Э.Л. Вржижевский, Е.А. Великоиваненко, Г.Ф. Розынка, С.В. Ахонин, А.С. Миленин. Влияние режимов электронно-лучевой сварки жаропрочных титановых сплавов на склонность к образованию холодных трещин. Титан. 2013. № 2 (40). С. 35–38.

19. F.D. Mullins, D.W. Becker. Weldability study of advanced high temperature titanium alloys. Welding research supplement. June 1980. Pp. 177–182.

20. Elvi C. Dalgaard. Evolution of Microstructure, Microtexture and Mechanical Properties in Linear Friction Welded Titanium Alloys. Department of Mining and Materials Engineering McGill University. Montreal, Canada. February 2011. 152 p.

21. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 3–8.

УДК: 669.2, 669.046

Термокинетические исследования дегидратации флюсов для магниевых сплавов с целью оптимизации режимов их сушки
Thermokinetic investigation of magnesium alloy flux dehydration for optimization of drying regimes

Хасков М.А.¹; Леонов А.А.¹; Дуюнова В.А.¹

Khaskov M.A., Leonov A.A., Duyunova V.A.

khaskovma@viam.ru

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

¹*Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation material», State research center of the Russian Federation (FSUE «VIAM»)*

Аннотация:

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии, термогравиметрии и анализом выделенных газов с использованием инфракрасной спектроскопией проведено термокинетическое исследование дегидратации флюсов для магниевых сплавов на основе хлорида магния. Полученные результаты позволяют подобрать температурно-временные режимы сушки флюсов при использовании в качестве критерия оптимизации как равномерного теплоподвода, так и равномерную потерю массы.

Ключевые слова:

магнийсодержащие сплавы, флюсы для плавки, дегидратация, сушка, кинетика реакции, дифференциальная сканирующая калориметрия, термогравиметрия, анализ выделенных газов методом ИК-спектроскопии.

Abstract:

The thermokinetic investigation of dehydration of magnesium alloy flux based on magnesium chloride was carried out by differential scanning calorimetry, thermogravimetric analysis and evolved gas analysis by means of IR-spectroscopy. The results obtained allow choosing the time-temperature schedules of flux drying with such optimizing criteria as steady heat supply as well as steady mass loss.

Keywords:

magnesium-containing alloys, fluxes, dehydration, drying, reaction kinetics, differential scanning calorimetry, thermogravimetry, evolved gas analysis by IR-spectroscopy.

Введение

Роль магния и сплавов на его основе в современном машиностроении неоспорима. Магниевые сплавы вследствие превосходных физико-химических и эксплуатационных свойств находят применение в различных отраслях промышленности, например, авиакосмической отрасли [1, 2], автомобилестроении [3] и др. [4, 5]. С другой стороны специфика магния вступать в химические реакции с компонентами воздуха (кислород, азот, вода и др.) требует использовать при его переработке литьём вспомогательных материалов, например, гексафторида серы или всевозможных флюсов [6], большинство из которых сделаны на основе оксида (фторида) или хлорида магния [7].

При использовании флюсов для выплавки магниевых сплавов на основе хлорида магния, выделение воды при разложении гексагидрата магния может приводить к её химическому взаимодействию с магнием, при этом продукты взаимодействия (водород и др.) может способствовать самовоспламенению и даже взрыву при технологических процессах переработки магниевых сплавов. В этой связи предварительная сушка флюсов на основе хлорида магния является важнейшим требованием, как для обеспечения безопасности производства, так и для увеличения выхода технологического процесса переработки магниевых сплавов. Температурно-временной режим сушки может быть предложен из данных термического анализа и методологии термокинетики, поскольку позволяет оптимизировать процесс сушки как с точки зрения равномерной подачи тепла для удаления воды, так и равномерной потери массы для предотвращения растрескивания частиц флюсов, его диспергирования и, как следствие, удаления полезного продукта в виде пыли. В этой связи подбор температурно-временных режимов сушки флюсов для магниевых сплавов является важной и актуальной задачей.

Материалы и методы

Объектом исследования являлись экспериментальные образцы флюсов для магниевых сплавов на основе хлорида магния. Термокаталитические исследования реакций проводили на приборе синхронного термического анализа СТА Netzsch 449 F3 Jupiter при скоростях нагревания 5 К/мин, 10 К/мин и 20 К/мин в динамической атмосфере азота (70 мл/мин). Кинетические расчёты проводили с использованием специализированного программного пакета Netzsch Thermokinetics. Анализ выделенных газов проводили с использованием ИК-спектроскопии на спектрометре Bruker Tensor 27 в диапазоне волновых чисел от 400 до 4000 см⁻¹ с разрешением

4 см⁻¹. Газовая ячейка спектрометра нагревалась до 200°C, при этом температура газотранспортной системы поддерживалась равной 180–190°C.

Результаты

На начальном этапе было проведено термоаналитическое исследование флюсов при нагревании их в инертной атмосфере в интервале температур от 40 до 600°C со скоростью нагревания 10 К/мин.

Полученные кривые дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термогравиметрического анализа (ТГА), а также кривая изменения скорости потери массы (ДТГ-кривая) представлены на рисунке 1. Также на рисунке 1 приведена кривая Грама-Шмидта при нагревании образца, которая является интегральной интенсивностью максимумов поглощения выделяемых газообразных веществ в диапазоне волновых числе от 400 до 4000 см⁻¹. Кривая Грама-Шмидта позволяет выявить области наибольшего газовыделения без качественной идентификации продуктов.

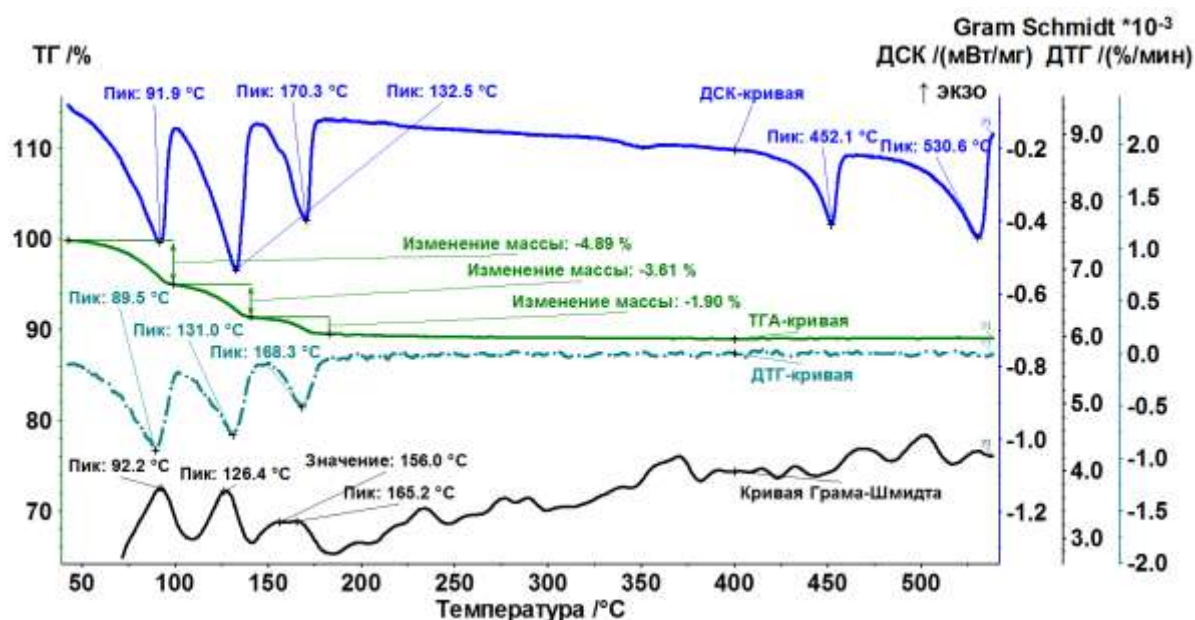


Рис. 1 – ДСК-кривая, ТГА-кривая, ДТГ-кривая и кривая Грама-Шмидта образца экспериментального флюса при нагревании в динамической атмосфере азота со скоростью нагревания 10 К/мин

Как видно из рисунка 1 в процессе нагревания образца от 50°C до 575°C на кривой ДСК фиксируется пять эндотермических эффекта, причём первые три в области температур от 50 до 200°C сопровождаются потерей массы, тогда как эндотермические эффекты в диапазоне температур от 375 до 575°C протекают без изменения массы навески. Пики на кривой изменения скорости потери массы (ДТГ-кривая) и пики на кривой Грама-Шмидта имеют практически зеркально-идентичных характер, что позволяет предположить, что выделяемые легколетучие продукты в процессе первых трёх эндотермических эффекта фиксируются методом ИК-спектроскопии.

Независимость положения максимумов пиков четвёртого и пятого эндо-эффектов от скорости нагревания позволяют предположить, что эндотермические пики в диапазоне температур от 400 до 600°C связаны с фазовыми переходами в образце. Отсутствие потери массы позволяет исключить фазовый переход испарения, а достаточно высокие значения изменения энтальпии при данном эффекте (60 ± 5 Дж/г) позволяет предположить, что данные эффекты связаны с плавлением кристаллической составляющей флюса.

На рисунке 2 представлены ИК-спектры газообразных продуктах в точках максимального газовыделения (92°C, 126°C, 156°C и 165°C).

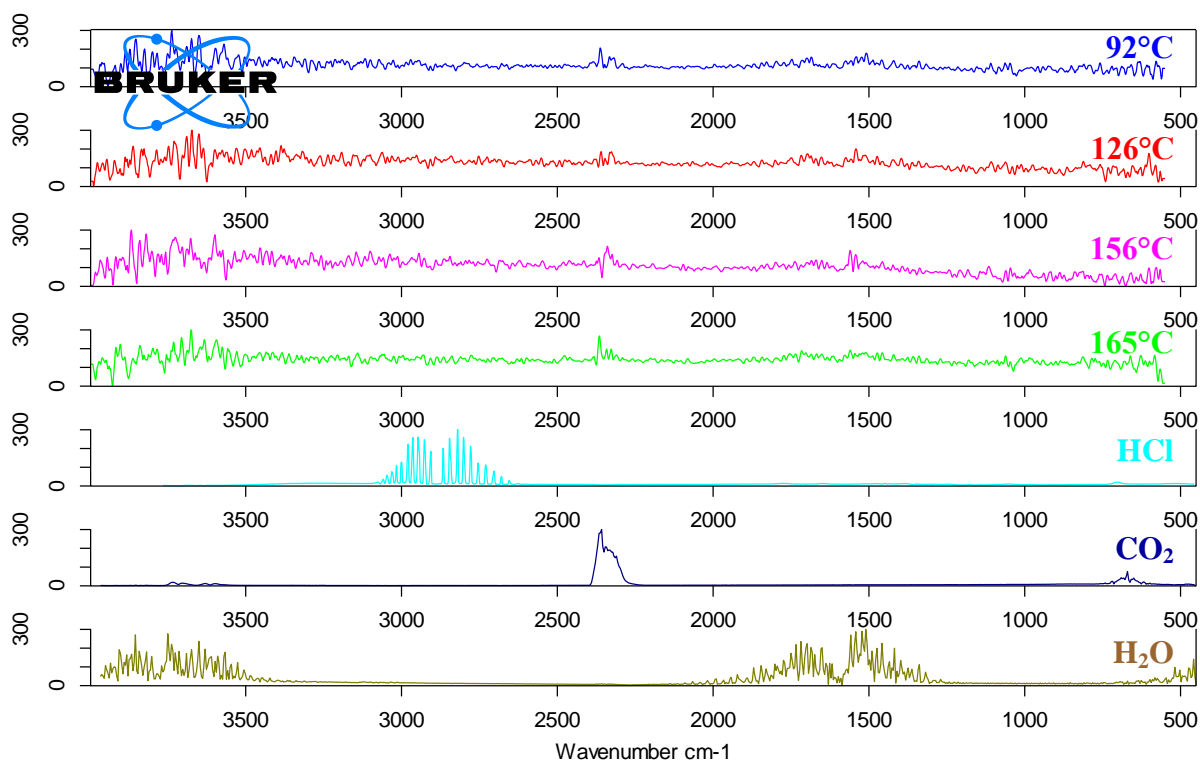
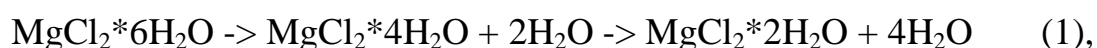


Рис.2 – Данные ИК-спектроскопии выделяемых газов при нагревании образца флюсов в точках максимального газовыделения. Для сравнения приведены ИК-спектры хлористого водорода (HCl), паров воды (H₂O) и углекислого газа (CO₂)

Как видно из рисунка 2 на ИК-спектрах образцов наблюдается достаточно низкое значение «полезный сигнал/шум», однако в точках максимального газовыделения достаточно хорошо фиксируются колебания молекул воды. На ИК-спектрах также фиксируются колебания углекислого газа, интенсивность которых не зависит от температуры (времени проведения измерения), из чего можно предположить, что присутствие колебаний CO₂ на спектрах обусловлено конструкционными особенностями прибора и углекислым газом в атмосфере воздуха, через которую проходит оптический путь лазерного луча ИК-спектрометра. Из полученных результатов ИК-спектроскопии можно предположить, что основная потеря массы при нагреве в диапазоне температур от 50 до 250°C обусловлена выделением паров воды.

Как известно, многие флюсы для магниевых сплавов содержат дихлорид магния (MgCl₂), который может образовывать целую гамму

устойчивых гидратов, например, $MgCl_2 \cdot 6H_2O$, $MgCl_2 \cdot 4H_2O$, $MgCl_2 \cdot 2H_2O$ и др. [8]. Согласно [9], дегидратация максимально насыщенного гексагидрата хлорида магния ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$), протекает ступенчато при увеличении температуры с постепенной потерей воды и образованием промежуточных устойчивых гидратов. Стоит отметить, что согласно [10], дегидратация гексагидрата хлорида магния протекает ступенчато согласно механизму:



При этом двухводный гидрат $MgCl_2 \cdot 2H_2O$ в отсутствие паров хлористого водорода распадается по следующему механизму:



Стоит отметить, что на ИК-спектрах газообразных продуктов, выделяемых при нагревании исследуемого флюса, не фиксируются колебания хлористого водорода (рисунок 2). Возможной причиной может быть смена механизма разложения дигидрата хлористого магния в присутствии других хлоридов металлов флюса или недостаточная чувствительность использованного ИК-спектрометра для обнаружения таких количеств HCl в исследуемой газовой смеси.

Таким образом, предположено, что при нагревании исследуемых флюсов происходит разложение одного из составляющих, а именно гексагидрата хлорида магния, с выделением паров воды.

Для подбора режимов сушки, в основе которого, как предположено, лежит реакция дегидратация гидратов хлорида магния, использовали методологию термокинетики и данные ДСК и ТГА при нагревании образца при различных скоростях [11]. При таком подходе используется

приближение о пропорциональности степени превращения (дегидратации) тепловому потоку (ДСК) или потере массы (ТГА) [12].

Полученные ДСК-кривые дегидратации флюса, аппроксимированные моделью трёх последовательных химических реакций n -ого порядка, представлены на рисунке 3.

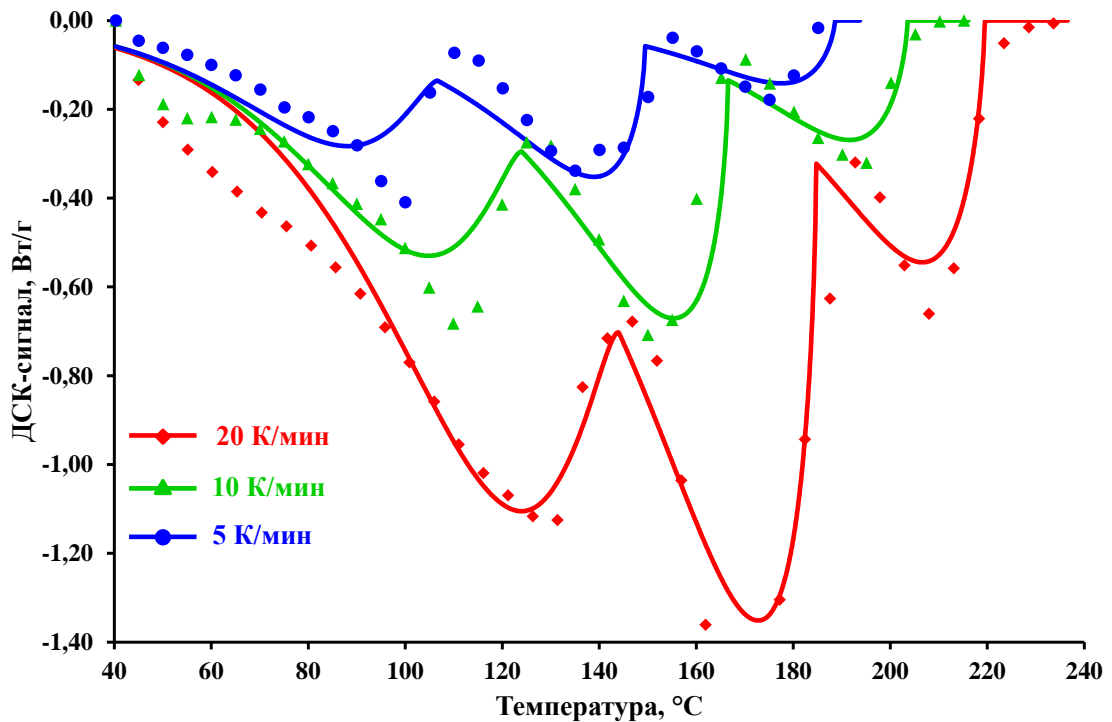


Рис. 3 – ДСК-кривые дегидратации флюса, аппроксимированные моделью трёх последовательных химических реакций n -ого порядка

Коэффициенты полученного кинетического уравнения представлены в таблице 1.

Таблица 1

Математические коэффициенты полученных кинетических моделей дегидратации исследованного флюса

Параметр	Данные ДСК	Данные ТГ
$\log(A_1), c^{-1}$	3.8304	2.5527
$E_1, кДж/моль$	42.8721	40.3423
n_1	0.5853	-4.0000
$\log(A_2), c^{-1}$	4.7546	12.3450
$E_2, кДж/моль$	56.5350	160.8665
n_2	0.3718	3.0524
$\log(A_3), c^{-1}$	6.7494	12.3450
$E_3, кДж/моль$	78.7066	160.8665
n_3	0.4166	3.0524
$ПсP_1$	0.3641	
$ПсP_2$	0.4547	0.6022
$Q_{20K/мин}, Дж/Г$	-349.6765	-
$Q_{10K/мин}, Дж/Г$	-331.6613	-
$Q_{5K/мин}, Дж/Г$	-331.1139	-
$\Delta m_{20K/мин}, \%$	-	-4.9914
$\Delta m_{10K/мин}, \%$	-	-4.6274
$\Delta m_{5K/мин}, \%$	-	-3.7603

$\log(A_x)$ – десятичный логарифм пред-экспоненциального множителя кинетического уравнения реакции x , E_x – энергия активации кинетического уравнения реакции x , n_x – порядок реакции x , $ПсP_x$ – вклад реакции x в суммарный тепловой эффект (потерю массы) [11,12], $Q_{zK/мин}$ – суммарный тепловой эффект для скорости нагревания Z К/мин, $\Delta m_{zK/мин}$ – потеря массы для скорости нагревания Z К/мин.

На основании полученной кинетической модели может быть предложен температурно-временной режим сушки, где в качестве критерия оптимизации выступает равномерный подвод тепла для дегидратации. Полученный режим представлен на рисунке 4, кривая {4}.

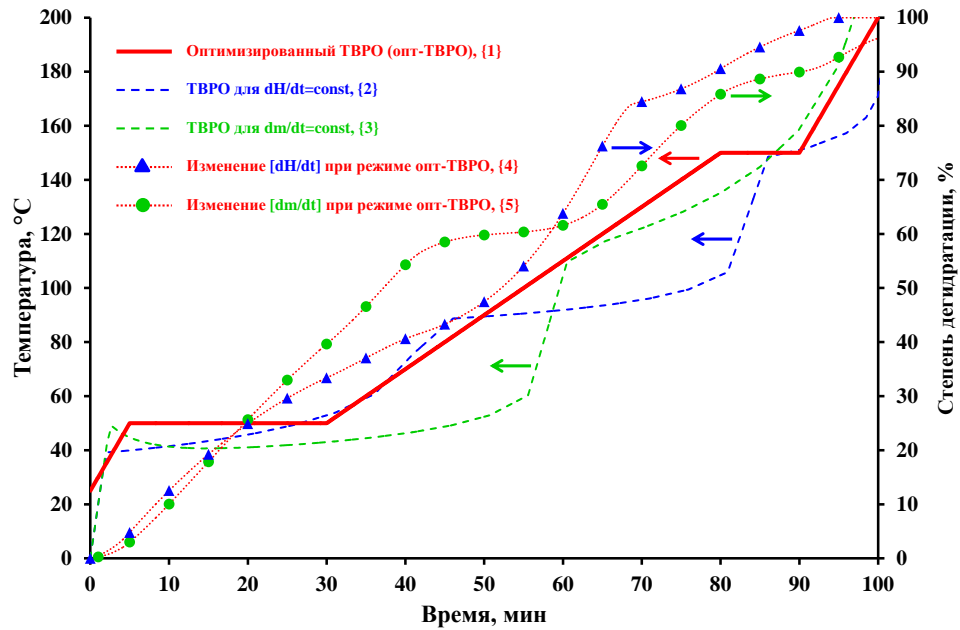


Рис. 4 – Оптимизированный температурно-временной режим сушки (кривая {1}), режим сушки для равномерного подвода тепла (кривая {2}), режим сушки для равномерной потери массы (кривая {3}), изменение подвода тепла при режиме опт-ТВРО (кривая {4}), изменение потери массы при режиме опт-ТВРО (кривая {5})

Полученные ТГА-кривые дегидратации флюса, аппроксимированные моделью трёх последовательных химических реакций n -ого порядка, представлены на рисунке 5. Коэффициенты полученного кинетического уравнения представлены в таблице 1.

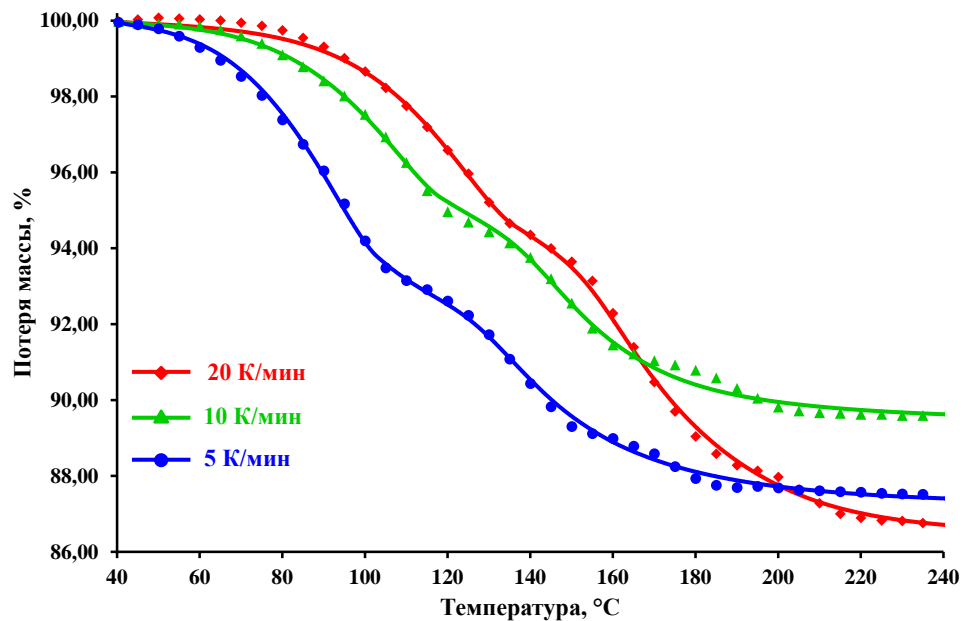


Рис. 5 – ДСК-кривые дегидратации флюса, аппроксимированные моделью трёх последовательных химических реакций n -ого порядка

На основании полученной кинетической модели может быть предложен температурно-временной режим сушки, где в качестве критерия оптимизации выступает равномерная потеря массы при дегидратации. Полученный режим представлен на рисунке 4, кривая {5}.

На основании полученных данных был предложен температурно-временной режим (опт-ТВРО, рисунок 4, кривая {1}), при котором происходит относительно равномерная потеря массы (рисунок 4, кривая {5}), при достаточно равномерном подводе тепла (рисунок 4, кривая {4}).

Выводы

Методами синхронного термического анализа и анализа выделяемых газов методом инфракрасной (ИК) спектроскопии проведено термоаналитическое исследование процессов дегидратации флюсов для магниевых сплавов. Анализ газообразных продуктов, выделяемых в интервале температур от 50 до 250°C, методом ИК-спектроскопии позволил предположить, что в данной области температур происходит преимущественно многостадийный процесс дегидратации компонента флюса $MgCl_2 \cdot xH_2O$. Проведённые термокинетические исследования данного процесса с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии и термогравиметрии в приближении пропорциональности степени дегидратации тепловому потоку и потере массы позволили оптимизировать температурно-временные сушки, где в качестве критерия может быть использовано как равномерное подведение тепла для сушки, так и равномерная потеря массы. Предложен температурно-временной режим, при котором происходит относительно равномерная потеря массы при достаточно равномерном подводе тепла.

Литература

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
2. Hombergmeier E. Magnesium for aerospace applications //Proceedings of Manchester School of Materials, 2010, Paper 7, 13 p.
3. Blawert C., Hort N., Kainer K.U. Automotive applications of magnesium and its alloys // Trans. Indian Inst. Met., 2004, V.57, №4, p. 397–408.
4. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А. О современных тенденциях развития магниевых сплавов //Технология легких сплавов, 2016, № 3, с.94-105.
5. Трофимов Н.В., Леонов А.А., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Литейные магниевые сплавы (обзор) // Труды ВИАМ, 2016, т.48, №12, Ст. 1.
6. Luo A.A. Magnesium casting technology for structural applications // Journal of Magnesium and Alloys, 2013, v.1, p.2–22.
7. Avedesian M. M., Baker H. ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys. 1999. ASM International. 314 p.
8. Behl W.K., Gaur H.C. Differential thermal analysis of magnesium chloride hydrates//Proceedings of National Institute of Science, 1961, V.27, p. 33–37.
9. Rammelberg H.U., Schmidt T., Ruck W. Hydration and dehydration of salt hydrates and hydroxides for thermal energy storage - kinetics and energy release //Energy Procedia, 2012, v.30, p.362–369.
10. Sina K.-N. Oxides in the Dehydration of Magnesium Chloride Hexahydrate. Dissertation. 2005. McGill University: Montreal, Quebec. 162 p.
11. Khaskov M.A. The using of thermal analysis methods for the construction of isothermal transformation diagrams of thermosets //Polymer Science, Series B. 2017. V. 59, № 1. P. 51–61.

12. Khaskov M.A. Extension of the time–temperature–transformation diagram taking into account thermal properties of components for optimizing the curing of polymer matrix composites //Russian Journal of Applied Chemistry. 2016. V.89. №4. P. 622–630.

Исследование высокоскоростной деформации меди методом составных стержней гопкинсона

Гармашев А.Ю.¹; Дегтярёв А.А.¹; Долгих С.М.¹; Клёнов А.И.¹;
Петухов Е.А.¹; Сидоров К.С.¹; Смирнов Е.Б.¹; Шестириков М.А.¹;
Юсупов Д.Т.¹

¹*Российский Федеральный Ядерный Центр - Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики им. академ. Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия*

Исследования динамического деформирования материалов ведутся более полувека, однако результатами таких исследований являются различные, зачастую трудносопоставимые характеристики. Надежность и возможность сравнения результатов исследований определяется, в первую очередь, научной обоснованностью постановки высокоскоростных испытаний материалов. Одним из методов имеющих ясные теоретические основы, высокую эффективность, универсальность и надёжность полученных результатов является метод составных стержней Гопкинсона (ССГ) или метод Кольского [1]. Данный метод относится к классу испытаний с постоянной скоростью деформации $\dot{\epsilon} = \text{const}$ и позволяет исследовать динамические диаграммы сжатия и растяжения при скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 10^2 - 10^4 \text{ c}^{-1}$.

Описание установки

Принцип действия установки основан на разгоне цилиндрического ударника (сталь, титан, сплав алюминия и др.) длиной от 200 до 500 мм сжатым воздухом, накаченным в камеру высокого давления. Давлением воздуха разгоняется боек, который ударяет по торцу составного стержня

Гопкинсона, возбуждая волну сжатия. Стержень Гопкинсона представляет собой два стержня из высокопрочной стали с пределом текучести более 2400 МПа с помещенным между ними образцом исследуемого материала. Деформации стержней измеряются тензодатчиками, наклеенными на нагружающий и опорный мерные стержни. Схема установки приведена на рисунке 1.



Рис. 1 – Схема установки ССГ

В соответствии с теорией [1] при выводе соотношений для расчета напряжения σ и деформации ϵ образца предполагается, что время прохождения волны по длине образца существенно меньше длительности нагружающего импульса и напряженно-деформированное состояние образца близко к однородному. Поэтому процесс упругопластического деформирования образца является стационарным (подобен квазистатическому), но протекающим с высокими скоростями деформации (до $\sim 10^4 \text{ c}^{-1}$).

Параметрические зависимости $\sigma(t)$, $\epsilon(t)$ $\dot{\epsilon}(t)$ в образце определяются на основе экспериментальных записей упругой деформации в нагружающей $\epsilon_f(t)$ и проходящей $\epsilon_T(t)$ волнах напряжения (соответственно, в нагружающем и опорном стержнях) по следующим формулам [2]:

$$\sigma(t) = \frac{ES}{S_s^0} \dot{\epsilon}_T(t) \quad (1)$$

$$\varepsilon(t) = \frac{2C}{L_0} \int_0^t \varepsilon_I(t) - \varepsilon_T(t) \cdot dt; \quad (2)$$

$$\varepsilon(t) = \frac{2C}{L_0} \varepsilon_I(t) - \varepsilon_T(t); \quad (3)$$

где S_s^0 – исходная площадь поперечного сечения образца, S – площадь поперечного сечения мерных стержней, E – модуль упругости материала мерных стержней, C – скорость продольных волн в стержнях, L_0 – первоначальная длина образца. Исключив параметр, время t , строятся диаграммы деформирования y - e образца и зависимости скорости деформации от деформации $\dot{\varepsilon} \sim e$.

С помощью установки можно исследовать диаграммы сжатия, растяжения, локализованный сдвиг, трещиностойкость, эффект Баушингера и другие характеристики материалов при скоростях деформации $\dot{\varepsilon} \sim 10^2$ - 10^4 с⁻¹. Смена вида испытаний в установках стержней Гопкинсона достигается достаточно просто. Для этого требуется применить другие типы образцов и стержни с измененной геометрией в месте крепления образца. Нагружение и способ регистрации упругих деформаций стержней остаются такими же. При необходимости можно проводить исследования деформационно-прочностных характеристик конструкционных материалов по методу Тейлора при скоростях деформации $\dot{\varepsilon} \sim 10^4$ – 10^5 с⁻¹. В этом случае небольшое отличие узлов установки заключается в том, что с помощью пневматической системы разгоняется сам образец, который ударяется о стержень и деформируется (при необходимости до разрушения).

Метод измерений

В схеме испытаний деформации в волнах напряжения в нагружающем и опорном мерных стержнях измеряется с помощью фольговых тензорезисторов стандартного типа. Тензорезисторы (см. рисунок 1) наклеиваются на образующую поверхность на расстоянии 4–5 диаметров от

торца нагружения (нагружающий стержень) или от торца касания с образцом (нагружающий и опорный стержень).

Для компенсации изгибных колебаний в стержнях и увеличения амплитуды полезного сигнала в рабочих сечениях наклеено по 2 соединенных последовательно тензорезистора. Поскольку в процессе испытания регистрируется только динамическая составляющая деформаций, для питания тензорезисторов выбрана потенциометрическая схема ввиду её простоты и возможности питания нескольких измерительных каналов от одного источника. Обе группы (тензорезисторов на опорном и нагружающем стержнях) питаются постоянным током от стандартного стабилизированного блока питания через оригинальные схемы питания и калибровки. Сигналы с датчиков регистрируются запоминающим осциллографом.

Результаты исследований

В ходе исследований проведено 10 опытов с образцами меди Ш10Ч5 мм. Скорость ударника составила 12,3–17,9 м/с, скорость деформации $\dot{\epsilon}$ составила 2030–2850 с⁻¹.

На рисунке 2 приведена типичная осциллограмма импульсов деформаций в одном из опытов.

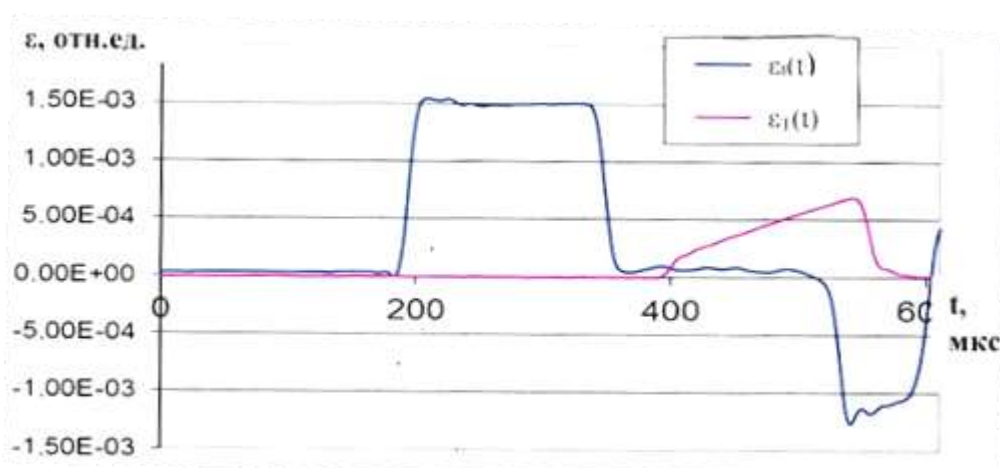


Рис. 2 – Типичная осциллограмма импульсов деформации нагружающей $\epsilon_d(t)$ и проходящей $\epsilon_l(t)$ волнах напряжения в одном из опытов

Образцы в экспериментах деформировались пластически без разрушения, уменьшаясь по высоте на 1,5–2,4 мм (см. рисунок 3).

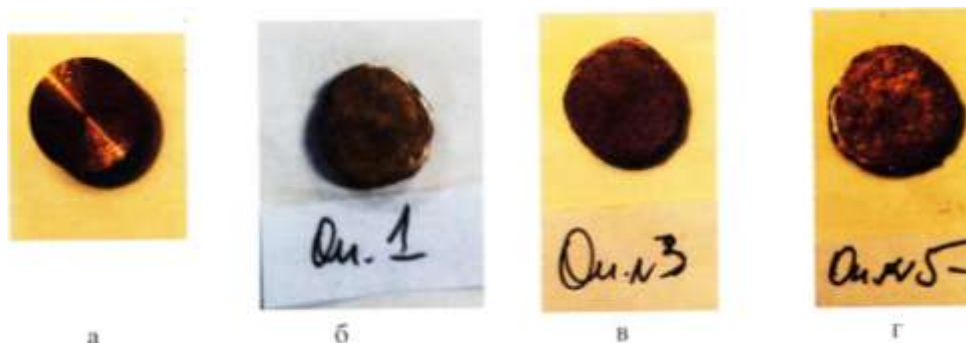


Рис. 3 – Фото образца до испытаний (а) и испытанных образцов при разных скоростях деформации $\dot{\epsilon}$: б – 2150 c^{-1} , в – 2100 c^{-1} , г – 2360 c^{-1}

Профиль испытанных образцов со стороны торцов был в виде неправильной окружности с разбросом наименьшего и наибольшего диаметров от 12 до 15 мм.

На рисунке 4 приведены диаграммы $y-e$ всей серии опытов по динамическому сжатию меди.

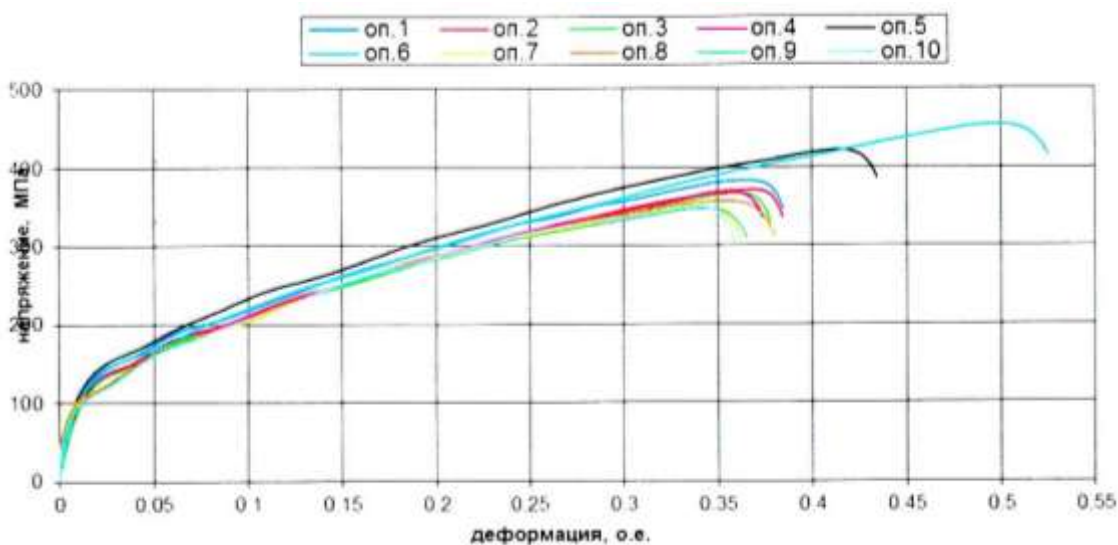


Рис. 4 – Диаграммы $y-e$ всей серии опытов

Анализ результатов

Из рисунка 4 видно, что при разных скоростях деформации диаграммы y - e мало отличаются друг от друга, обладая приблизительно одинаковым деформационным упрочнением. Диаграммы опытов № 1-4, 7-10 получены при $\dot{\epsilon} = 2030\text{--}2160 \text{ с}^{-1}$, а диаграммы опытов № 5 и № 6 – при $\dot{\epsilon} = 2360 \text{ с}^{-1}$ и 2850 с^{-1} , однако в целом они отличаются лишь увеличенным значением остаточного укорочения при более высоких $\dot{\epsilon}$: $e_{ост.} = 31\text{--}33\%$ в опытах № 1-4, 7-10 и $e_{ост.} = 40\%$ и 48% в опытах № 5 и № 6.

Результаты всей серии опытов с медью представлены в таблице 1. В таблице кроме скорости деформации и величины остаточного укорочения, приведены найденные из диаграмм величины пределов текучести $y_{0,2}$ для каждого опыта. На рисунке 4 видно, что разброс диаграмм не превышает погрешности метода ССГ (12%), тем не менее, видны некоторые отличия поведения исследованных материалов при квазистатическом нагружении.

Таблица 1

Результаты опытов

№ опыта	Скорость деформации $\dot{\epsilon}$, с^{-1}	Остаточное укорочение $e_{ост.}$, %	Предел текучести $y_{0,2}$, МПа
1	2150	32,0	68,5
2	2100	31,5	66,2
3	2100	31,0	64,0
4	2060	31,0	65,3
5	2360	40,0	73,0
6	2850	48,0	70,0
7	2080	32,3	62,8
8	2160	34,0	65,0
9	2080	32,5	71,2
10	2030	32,0	67,0

Для численного моделирования широко используются эмпирические определяющие соотношения, в которых поверхность текучести

представляется функцией деформации e , скорости деформации $\dot{\varepsilon}$ и температуры T :

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T). \quad (4)$$

Чаще всего используют упрощенную аддитивную или мультипликативную форму этой функции:

$$\begin{aligned} \sigma &= f_1(\varepsilon, T), \\ \sigma &= f_1(\varepsilon, T)f_2(\dot{\varepsilon}, T)f_3(T) + f_2(\dot{\varepsilon}, T). \end{aligned} \quad (5)$$

В большинстве моделей эффекты скоростного упрочнения и температурного разупрочнения считаются независимыми и представляются отдельными множителями:

$$\sigma = f_1(\varepsilon)f_2(\dot{\varepsilon})f_3(T). \quad (6)$$

Как правило, функция f_1 представляет собой линейную комбинацию степенных или экспоненциальных функций от e [3].

Самой распространенной моделью, применяемой в динамических расчетах, является модель Джонсона–Кука (ЖК) [4]. Модель ЖК материала с изотропным упрочнением связывает эквивалентные напряжения Мизеса с эквивалентной пластической деформацией ε и скоростью деформации $\dot{\varepsilon}$ выражением:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n)(1 + D \ln \dot{\varepsilon}) \left[1 - T^{*m} \right], \quad (7)$$

где σ – напряжение, ε_p – пластическая деформация, $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, A – предел текучести, B – характеристика упрочнения, D – постоянная упрочнения за счёт скорости деформации, n – показатель упрочнения, m – коэффициент температурной зависимости, $T^* = (T - T_{room}) / (T_{melt} - T_{room})$, T – абсолютная мгновенная температура образца, равная сумме начальной абсолютной температуры испытания T_{room} и приращению температуры образца при его пластическом деформировании (рассчитывается через энергоёмкость), T_{melt} – температура плавления.

В данной работе, при аппроксимации температурный член в уравнении (7) не учитывался. Весь набор данных, полученных в экспериментах, аппроксимировалась уравнением (7) методом нелинейной регрессии по алгоритму Левенберга-Макверта. Результаты аппроксимации приведены на рисунке 5.

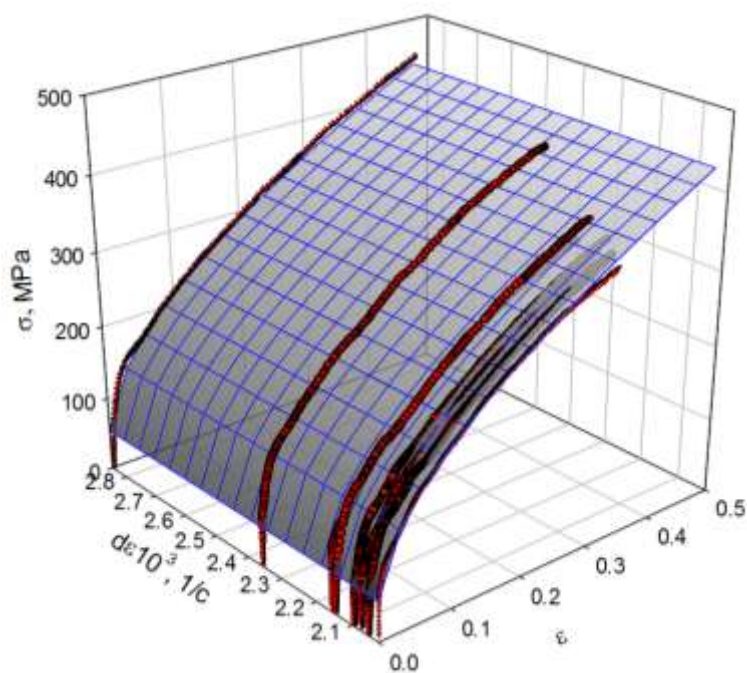


Рис. 5 – Диаграмма $\sigma = f_1(\epsilon)f_2(\epsilon)$ деформирования меди

На рисунке 5 приведены экспериментальные данные и аппроксимирующая поверхность (7). В результате аппроксимации были получены следующие значения аппроксимирующих параметров: $A - 50 \pm 6$ МПа, $B - 544 \pm 66$ МПа, $D - 0,01$, $n - 0,572 \pm 0,006$.

Можно ожидать, что использование полученного определяющего уравнения в форме Джонсона–Кука позволит повысить точность описания динамического деформирования меди при численном моделировании ударно-волновых процессов.

Литература

1. Кольский Г. Исследование механических свойств материалов при больших скоростях нагружения. Механика, 1950, выпуск 4, С. 108–128.
2. Зукас Дж.А., Николас Т., Свифт Х.Ф. и др. Динамика удара. М.: Мир, 1985, с. 296.
3. Patrick L. Strain rate sensitivity of automotive sheet steels: influence of plastic strain, strain rate, temperature, microstructure, bake hardening and pre-strain. Genehmigte Dissertation, April 2010.
4. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistic. Hague, Netherlands, 1983. P. 541–547.

УДК 669.715

Формирование структуры листового проката из сплава системы Al-Mn-Mg с добавкой 0,3 масс. % Zr, полученного на основе баночного лома состава сплава 3104

Шуркин П.К.^{1,2}; Акопян Т.К.¹, к.т.н.; Короткова Н.О.¹;

Цыденов А.Г.²; Финогеев А.С.^{1,2}

Shurkin Pavel Konstantinovich, Akopyan Torgom Karoevich, Korotkova Natalia Olegovna, Tsydenov Andrey Gennadievich, Finogeev Alexander Sergeevich

pa.shurkin@yandex.ru; nemiroffandtor@yandex.ru,
kruglova.natalie@gmail.com; tsydenovag@zaspl.com;
finfinfinix@gmail.com;

¹НИТУ «МИСИС»

²АО «ЗАС»

Аннотация:

В данной статье описаны результаты исследования структуры и механических свойств деформированных полуфабрикатов в виде холоднокатаных листов из сплава системы Al-Mn-Mg с добавкой 0,3 масс. % Zr, получение которых не требует операции гомогенизации и закалки. Была оптимизирована температура отжига полуфабрикатов. Установлено, что исследуемый сплав имеет механические свойства на уровне свойств сплавов типа 6063, а также проявляет стабильность структуры и механических свойств при нагреве до 300°C.

Ключевые слова:

алюминиевые сплавы, гомогенизация, закалка, термомеханическая обработка, структура, механические свойства.

Abstract:

This article describes the results of studying the structure and mechanical properties of an alloy of the Al-Mn-Mg system with the addition of 0.3 wt. % Zr as deformed semifinished products, the production of which does not require a homogenization and quenching operation. The annealing temperature of the semifinished products was optimized. It is shown that the study alloy has mechanical properties at the level of 6000 series alloys, and demonstrates stability of structure and mechanical properties at heating up to 300 °C.

Keywords:

aluminum alloys, homogenization, quenching, thermomechanical treatment, structure, mechanical properties

Реферат

В качестве исследуемого материала выступал сплав 3104 (Al-Mn-Mg) в виде баночного лома, который был дополнительно легирован цирконием в количестве 0,3 масс. %. Сплав в литом состоянии имеет структуру, включающую в себя пересыщенный твердый раствор на основе алюминия, содержащий в себе цирконий и марганец, что позволяет отказаться от операции гомогенизации слитков и закалки полуфабрикатов. С помощью измерения твердости был оптимизирован режим термомеханической обработки тонколистового проката из нового сплава, а также проведено сравнение со термически неупрочняемым сплавом 3104 и термически упрочняемым сплавом 6063 (Al-Mg-Si). Установлено, что сплавы 3104 и 6063 проявляют разупрочнение при отжиге выше 250°C, в то время как новый сплав сохраняет свойства при нагреве до 300°C. Исследования на

просвечивающем электронном микроскопе показали, наличие дисперсоидов фазы Al_6Mn и наноразмерные частицы Al_3Zr (L12). По механическим свойствам сплав 3104 с добавкой циркония после отжига по оптимальному режиму сопоставим с промышленными сплавами типа 6063: временное сопротивление составляет 285 МПа, предел текучести – 253 МПа, относительное удлинение – 5%.

Введение

Алюминиевые сплавы системы Al-Mn-Mg относятся к сплавам 3000 серии (АМц по ГОСТ 4784-97). Они обладают высокой коррозионной стойкостью технологичностью при обработке давлением и сварке. Важной особенностью обработки таких сплавов является отсутствие операции гомогенизации слитков и закалки полуфабрикатов, которые, как правило, поставляются в нагартованном, полунагартованном или отожженном состоянии [1–3]. Основной легирующий элемент марганец входит в твердый алюминиевый раствор уже после литья. После отжига полуфабрикатов он выделяется в виде дисперсных частиц Al_6Mn . Прочность таких сплавов относительно невысока (в отожженном состоянии $\sigma_b < 150$ МПа) [1, 3, 4], поэтому наибольшее применение они нашли в народном хозяйстве, в частности в производстве банок из-под различных напитков, отходы которых составляют до 40 % используемого лома алюминиевых сплавов [5].

Более высокой прочности алюминиевых сплавов удастся достигнуть в термически упрочняемых алюминиевых сплавах. Наиболее близкими по технологичности и коррозионной стойкости к сплавам 3000 серии являются наименее легированные среди термически упрочняемых алюминиевых сплавов – сплавы 6000 серии, относящиеся к системе Al-Mg-Si. Сплавы 6000 серии имеют более высокую прочность ($\sigma_b < 240$ МПа в состоянии T6), что позволило им получить широкую

востребованность в автомобилестроении и гражданском строительстве и, тем самым занять первое место по потреблению среди всех деформируемых алюминиевых сплавов [6, 7]. Однако технологический процесс производства деформированных полуфабрикатов из таких сплавов достаточно сложен, так как он включает гомогенизационный отжиг слитков при температуре порядка 560°C с выдержкой до 15 часов, а также закалку и старение для обеспечения дисперсионного упрочнения частицами фазы $\text{Mg}_2\text{Si}'$. Также следует отметить, что при нагреве готовой продукции из таких сплавов до температуры превышающей 200°C происходит укрупнение дисперсоидов фазы $\text{Mg}_2\text{Si}'$, что приводит к значительному разупрочнению [4].

Весьма актуальным является совмещение преимуществ сплавов 3000 серии и 6000 серии, а именно достижение в новом сплаве механических свойств на уровне сплавов 6000 серии и отсутствие операций гомогенизации слитков и закалки полуфабрикатов. Перспективной идеей для достижения такой цели является введение в сплавы 3000 серии циркония, который, более того, положительно влияет на термостойкость. Алюминиевые сплавы с добавкой циркония в последние годы изучаются довольно интенсивно [8–10]. Совместно с марганцем данный элемент входит в пересыщенный алюминиевый твердый раствор в результате литья. По данным [4] добавка более 0,3 масс. % Zr в алюминиевые сплавы позволяет добиться значительного упрочняющего эффекта благодаря выделению наноразмерных частиц Al_3Zr (кубическая решетка L12) после отжига.

Целями настоящей работы являются:

- 1) Исследование технологической пластичности при обработке давлением, структуры и механических свойств полуфабрикатов из сплава системы Al-Mn-Mg с добавкой 0,3 масс. % Zr;

2) Оптимизация режима стабилизирующего отжига деформированных полуфабрикатов с целью получения оптимального сочетания механических свойств;

3) Исследование стабильности механических свойств деформированных полуфабрикатов при нагревах до 300°C;

4) Сравнительный анализ деформированных полуфабрикатов из нового сплава с промышленными сплавами типа 3104 и 6063.

Методика исследования

В качестве основы нового сплава выступал сплав 3104 в виде баночного лома, который переплавлялся в промышленных условиях АО «ЗАС». Первичный переплав проводился в роторной наклонной печи, после чего в миксере был легирован цирконием с помощью лигатуры Al-15%Zr. Температура плавки составляла 820°C. Температура литья (непосредственно в расплаве, находящемся на литейном столе) составляла 760°C. Расплав заливался способом полунепрерывного литья со скоростью охлаждения порядка 20 К/с. На выходе получили слитки с диаметром 127 мм. Следует отметить, что контроль структуры готовых слитков показал отсутствие первичных кристаллов Al₃Zr (тетрагональная решетка D023), что свидетельствует о наличии пересыщенного твердого алюминиевого раствора, содержащего цирконий.

Для получения листового проката, часть слитков была разрезана на шихтовые заготовки, которые были переплавлены в лабораторных условиях НИТУ «МИСиС» с последующей гравитационной заливкой при температуре 820°C в графитовую изложницу, габариты формообразующей части которой составляли 10×40×180 мм. Скорость охлаждения составляла порядка 10 К/с, что по данным [4] является достаточным для получения пересыщенного твердого раствора на основе алюминия. Плоские слитки в литом состоянии подвергались холодной продольной прокатке на вальцах ВЭМ–3М со

степенью обжатия 93%. В качестве объектов сравнения были выбраны сплавы 3104 и 6063Т6 в виде листового проката толщиной 0,5 мм. Химический состав всех сплавов (табл. 1) определяли с помощью оптико-эмиссионного спектрального анализа на приборе ARL4460.

Таблица 1

Химический состав экспериментальных сплавов

Сплав	Содержание легирующих элементов, масс. %						
	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Zr	Al
3104	1,00	1,01	0,20	0,26	0,12	0,00	Ост.
3104+0,3% Zr	0,98	1,03	0,20	0,26	0,12	0,31	Ост.
6063Т6	0,51	0,07	0,1	0,34	0,43	0,00	Ост.

Для оптимизации режима термомеханической обработки плоских слитков были оценены механические свойства (временное сопротивление (σ_B), предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительное удлинение (δ)) после разных режимов обработки, которые представлены в таблице 2.

Таблица 2

Режимы термомеханической обработки сплава 3104+0,3%Zr

Обозначение	Режим обработки ¹
1	ХП
2	Отжиг 300 °С, 3ч + ХП
3	ХП + отжиг 300 °С, 3ч
4	Отжиг 300 °С, 3ч + ХП + отжиг 300 °С, 3ч
5	ХП + отжиг 300 °С, 3ч + 450 °С, 3ч
6	Отжиг 300 °С, 3ч + ХП + отжиг 300 °С, 3ч + 450 °С, 3ч

¹ХП – холодная прокатка со степенью обжатия 97%.

Испытания проводили в соответствии ГОСТ 1497-84 на универсальной испытательной машине Zwick Z250. Скорость движения захватов составляла 4 мм /мин.

Далее проводили сравнительный анализ листового проката из нового сплава с цирконием и базового сплава 3104 в частности определяли твердость по Виккерсу на твердомере Wilson Wolpert 930 N (нагрузка – 50 Н, время выдержки – 15 с) в нагартованном состоянии и после разных режимов отжига: 300°C, 350°C, 400°C, 450°C с выдержкой в течение 3 часов. Схожий сравнительный анализ проводили относительно сплава 6063Т6: определяли твердость после отжигов при температурах 200°C, 250°C и 300°C с выдержкой в течение 3 ч.

Контроль микроструктуры слитков и листов проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA3 (СЭМ), на котором также проводили микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) с помощью системы Oxford Instruments (программное обеспечение AZtec). Исследование тонкой и зеренной структуры способом EBSD проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) высокого разрешения JEM2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Упрочняющее влияние циркония на алюминиевые сплавы аналогично эффекту скандия, сплавы с которым (в частности на базе системы Al-Mg-Sc) нашли практическое применение [11, 12]. По данным [13] введение 0,2%Zr примерно эквивалентно 0,1 %Sc. Однако введение циркония сопровождается значительным увеличением температуры ликвидус. По данным диаграммы состояния

Al-Zr	сплав,
-------	--------

содержащий 0,3 масс. % Zr должен иметь температуру ликвидус порядка 750 °C [4]. При этом, вероятно, большая добавка циркония позволила бы получить большего упрочняющего эффекта, однако это потребовало бы еще большего перегрева расплава при заливке, что затруднено в промышленных условиях. Другим важным условием является достижение достаточной

скорости охлаждения, при которой происходит расширение концентрационной области твердого алюминиевого раствора. Скорость охлаждения 10 К/с, достигнутая при заливке лабораторных слитков экспериментального сплава 3104+0,3%Zr достаточна, что подтвердил микроструктурный анализ слитков (рис. 1).

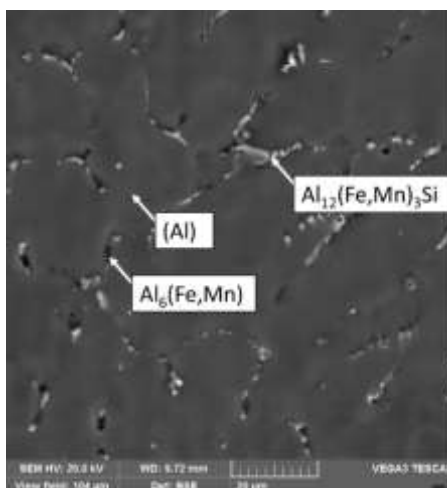


Рис. 1 – Микроструктура слитка из сплава 3104+0,3%Zr в литом состоянии (СЭМ)

Из рисунка 1 видно, что литая структура является типичной для сплавов 3000 серии [14, 15], они не содержат первичных кристаллов Al_3Zr (D023), которые, как правило, имеют грубую иглообразную морфологию. МРСА показал, что в области твердого алюминиевого раствора содержится (масс. %): 0,84 %Mg, 0,13%Si, 0,88%Mn, 0,28%Cu, 0,35%Zr, что свидетельствует о достижении частичного растворения марганца и полного растворения циркония. Часть марганца связана с железом и кремнием, образуя фазы $Al_6(Fe,Mn)$ и $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ с относительно благоприятной морфологией.

При выборе оптимального режима термомеханической обработки нового сплава учитывалось, что при превышении температуры 450°C возможно укрупнение фазы L12, что связано с переходом в стабильное

состояние. По данным [9] при нагреве до 600°C сплавов Al-0,4%Zr стабильная фаза Al₃Zr (D023) может достигнуть размеров порядка 2 мкм. Следует отметить, что как литые слитки, так и отожженные имеют высокую технологическую пластичность при холодной прокате.

Важным условием является полное выделение циркония из твердого алюминиевого раствора. Так режимы, предполагающие предварительный отжиг слитков до 300°C предполагают предварительное выделение фазы L12, что облегчает их последующее выделение при отжиге деформированных полуфабрикатов. Согласно таблице 3, механические свойства листов после обработки по режимам 1 и 2 аналогично, так как оба предполагают получение нагартованного состояния.

Таблица 3

Механические свойства листового проката после разных режимов термомеханической обработки

Режим обработки	Механические свойства		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	374	366	1
2	365	345	1
3	285	253	5
4	294	265	5
5	240	155	12
6	210	160	11

Обработка по режимам 5 и 6, вероятно привели к протеканию процессов рекристаллизации, т.е. устранению эффекта деформационного упрочнения. Наилучшего сочетания механических свойств удалось достигнуть при обработке по режиму 2 и 3. Однако режим 2 является более сложным, так как предполагает предварительный отжиг слитков, поэтому выбор в пользу режима 3 очевиден.

Структура экспериментального сплава после обработки по оптимальному режиму имеет волокнистый вид, все включения интерметаллидов незначительно вытянулись без образования строчечности.

Следует отметить, что добавка циркония проявила себя как хороший антирекристаллизатор как видно из результатов EBSD анализа (рис. 2).

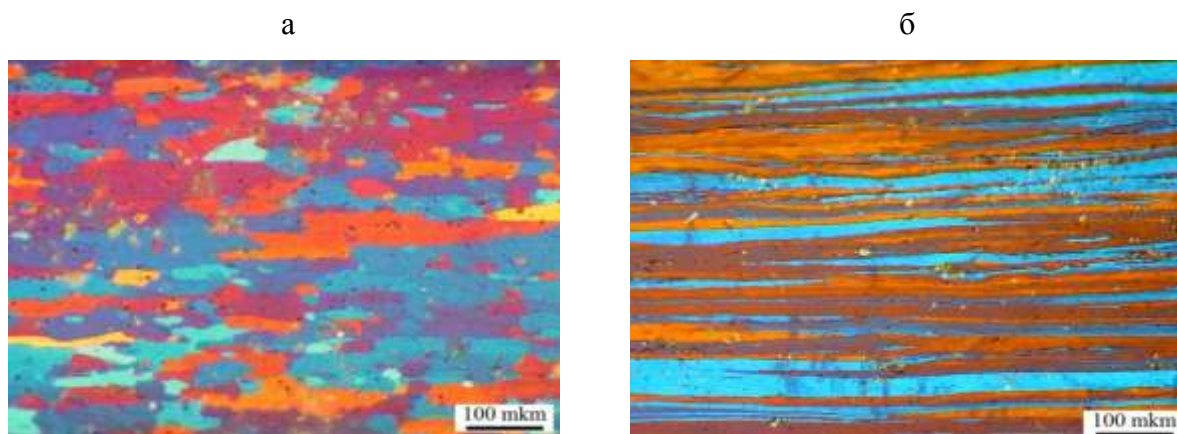


Рис. 2 – Зеренная структура листового проката после отжига по режиму 300°C, 3 ч:
а – 3104; б – 3104+0,3%Zr

При обработке по оптимальному режиму слиток деформировался без промежуточных отжигов, поэтому можно полагать, что весь цирконий остался в пересыщенном твердом алюминиевом растворе, что, могло привести к равномерному распределению дислокаций при прокатке. При последующем отжиге частицы метастабильной фазы L12, по данным [4] часто образуются на дислокациях, что затрудняет их выявление. Картина, полученная методом ПЭМ (рис. 3), при анализе образцов листового проката из нового сплава показала, что после отжига при 300°C произошло выделение как дисперсоидов фазы Al₆Mn, так и наноразмерных частиц метастабильной фазы L12, размеры которых не превышают 10 нм.

Присутствие совместно дисперсоидов с марганцем и цирконием позволяет сохранять упрочнение при отжиге вплоть до 450°C. Согласно зависимости показателя твердости от режима отжига (рис. 4), сплав с цирконием проявляет малое разупрочнение (порядка 10%) при превышении температуры отжига 350°C, что, вероятно связано с частичным протеканием процессов возврата. Несмотря на это, даже после

отжига при температуре 450 твердость составляет 64 HV, что всего на 10 единиц меньше, чем у сплава 3104 в нагартованном состоянии (Н).

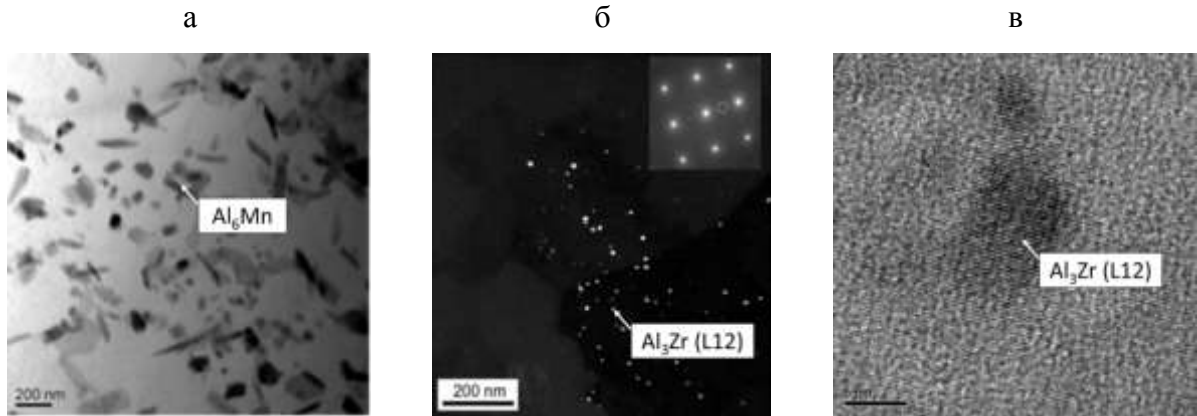


Рис. 3 – Тонкая структура сплава 3104+0,3%Zr после отжига при 300°C: а – дисперсоиды фазы Al_6Mn ; б, в – метастабильная фаза L12

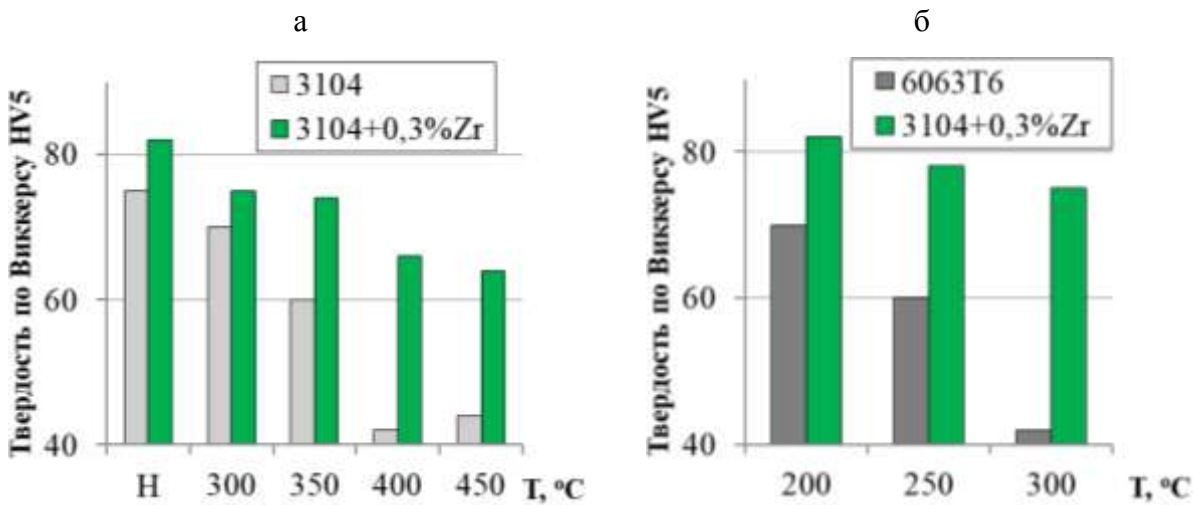


Рис. 4 – Зависимость показателя твердости от температуры отжига: а – сравнение с базовым сплавом 3104; б – сравнение со сплавом 6063Т6

Высокие механические свойства нового сплава 3104+0,3%Zr позволяют конкурировать с известными термически упрочняемыми сплавами типа 6063, нагрев которых до температуры выше 200°C, в отличие от нового сплава, приводит к значительному разупрочнению.

Выводы

1) В промышленных условиях был получен сплав 3104+0,3%Zr на основе баночного лома. Удалось добиться получения пересыщенного твердого алюминиевого раствора, содержащего цирконий и марганец;

2) Оптимальный режим обработки сплава, включающий холодную прокатку литого слитка и отжиг полученного листа по режиму 300°C, 3 ч, позволяет получить конкурентоспособные механические свойства, сопоставимые со свойствами сплава 6063Т6, благодаря наличию деформационного упрочнения совместно с упрочняющим эффектом фазы Al₆Mn и наноразмерных частиц метастабильной фазы L12;

3) Новый сплав 3104+0,3%Zr имеет преимущество перед сплавами типа 3104 и 6063 благодаря стабильности упрочняющего эффекта при нагревах до 300°C.

Статья подготовлена при поддержке гранта РФФИ 14-19-00632 (приготовление сплава в промышленных условиях) и гранта Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ РФ НШ-9899.2016.8 (экспериментальные исследования в лабораторных условиях).

Литература

1. Алюминий. Свойства и физическое металловедение: Справ. изд. / У.У. Энтони, Ф.Р. Элиот, М.Д. Болл, под ред. Дж.Е. Хэтча / Пер. с англ. – М.: Металлургия. 1989. – 324 с.

2. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер с англ. - М.: Металлургия, 1979. – 640 с.

3. Белецкий В.М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение). Справочник / Под общей редакцией академика РАН И.Н. Фридляндера. К.: “КОМИНТЕХ”, 2005. – 365 с.
4. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов - М.: Издательский Дом МИСиС, 2010. - 511 с.
5. Бобович Б.Б. Переработка промышленных отходов. Учебник для вузов. - М.: "СП Интермет Инжиниринг", 1999. - 445 с.
6. Макаров Г. С. Слитки из алюминиевых сплавов с магнием и кремнием для прессования: основы производства. — М.: Интермет Инжиниринг, 2011. — 526 с.
7. В.Н. Щерба. Прессование алюминиевых сплавов. - М.: Интермет Инжиниринг, 2001. - 767 с.
8. Srinivasarao B., Suryanarayana C., Ohishi K., Hono K. Microstructure and mechanical properties of Al–Zr nanocomposite materials // *Materials Science and Engineering A*. 2009. - № 518. p. 100-107
9. Н. А. Белов, А. М. Достаева, П. К. Шуркин, Н. О. Короткова, А. А. Яковлев. Влияние отжига на электросопротивление и твердость горячекатаных листов алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 масс.% Zr // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2016. - №3. С. 48–55.
10. Booth-Morrison C., Dunand D.C., Seidman D.N. Coarsening resistance at 400 °C of precipitation-strengthened Al-Zr-Sc-Er alloys // *Acta Mater*. 2011. No. 59. p. 7029–7042.
11. *Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium: Structure and Properties* / L.S. Toropova, D. G. Eskin, M.L. Kharakterova, T.V. Dobatkina // Amsterdam: Gordon and Breach Science Publishers, 1998. – 175 p.
12. Филатов Ю. А., Елагин В. И., Захаров В. В. Алюминиевые сплавы, легированные скандием // *Металлургия машиностроения*. 2005. №4. С. 10–15

13. Sigli C. Zirconium Solubility in Aluminum Alloys // Proc. ICAA9. Brisbane. 2004. P. 1353–1358
14. Huang, K.; Zhao, Q.L.; Li, Y.J.; Marthinsen, K. Two-stage annealing of a cold-rolled Al-Mn-Fe-Si alloy with different microchemistry states // J. Mater. Process. Technol. 2015, №221. P. 87–99
15. Ekstrom, H.E.; Hagstrom, J.; Ostensson, L. Particle size distributions in a DC-cast and rolled AA3104 alloy // Mater. Sci. Forum. 2000.p. 331–337

УДК 669.018.472:621.74

Новые прецизионные сплавы с минимальным тепловым расширением и повышенными литейными свойствами

Черменский В.И.¹, к.т.н., Харчук М.Д.¹, к.т.н., Кончаковский И.В.¹, к.т.н., Антонов В.В.², Воробьев С.Б.², Ушаков А.Р.³

Vladislav Chermenskiy¹, Mikhail Kharchuk¹, Ilya Konchakovskiy¹, Vladimir Antonov², Sergey Vorobyev², Alexandr Ushakov³

i.v.konchakovsky@urfu.ru

¹ФГАОУ ВО «Уральский Федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

²АО «ОНИП «Технология» им. А.Г. Ромашина

³АО «Информационные спутниковые системы имени академика М.Ф. Решетнева», г. Железногорск, Красноярский край, Россия

Аннотация:

Статья посвящена новому классу термостабильных материалов - литейным инварным сплавам. Расширение областей применения инваров требует от этих материалов более высоких технологических свойств, а также сохранения значений коэффициента теплового расширения на минимальном уровне до температур 300° С и выше. Приведена классификация литейных инваров в зависимости от температур эксплуатации и состава. Проведен обзор углеродсодержащих инварных сплавов в сравнении с зарубежными аналогами.

Ключевые слова:

литейный инвар, тепловое расширение, углепластик, углерод.

Abstract:

This paper is focused on invar cast alloys, which is a new class thermostable materials. Expanding of area application for invars requires higher technological properties and minimal thermal expansion coefficient up to 300° C and more. The invar cast alloy classification depending on the operating temperature and chemical composition is given in this paper. Invar cast alloys with higher carbon content are reviewed in comparison with foreign analogues.

Keywords:

invar cast alloy, thermal expansion, carbon fiber reinforced plastic, carbon.

Инварные и суперинварные сплавы – это сплавы с особыми тепловыми свойствами на основе систем Fe-Ni и Fe-Ni-Co [1]. В определенном температурном интервале, называемом интервалом инварности, сплавы обладают заданными, в первую очередь минимальными значениями температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР). Величина ТКЛР – это главная служебная характеристика инваров и суперинваров, которая количественно характеризует их способность изменять свои размеры при изменении температуры. Такие сплавы находят свое применение в тех узлах и механизмах, где требуется постоянство размеров. В частности, они прекрасно подходят для работы в паре с хрупкими неметаллическими материалами, керамикой, стеклами. Классическим примером инвара является сплав Fe-36% Ni (36Н), обладающий величиной ТКЛР в интервале от 20 до 100° C не более $1,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, а суперинвара – сплав 32НКД, величина TKLP_{20-100} которого не превышает $1,0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [2,3].

Изначально, с точки зрения производства инварные и суперинварные сплавы создавались как деформируемые, то есть выпускались в виде прутков,

ленты, проволоки и т.д. Это позволяло изготавливать сравнительно небольшие по размерам и массе детали. Однако в связи с расширением областей применения термостабильных материалов в последние десятилетия возникла потребность в более сложных по форме и зачастую больших по размерам и массе деталях высокой размерной стабильности. Так, например, применение сплава 32НҚД вызывает большие технологические затруднения при изготовлении кольцеобразных переходных шпангоутов с габаритами до 0,5 м. Кроме того теплофизические свойства этого сплава уже не удовлетворяют требованиям к новым изделиям, которые эксплуатируются при температурах до 200,300 и даже до 400° С, в том числе при повышенных аэродинамических нагрузках [4]. Очевидно, что при этих температурах шпангоут также должен обладать стабильно низким ТКЛР и требуемыми физико-механическими свойствами. В связи с этим возникла потребность их изготовления с помощью технологий фасонного литья из сплавов с расширенным интервалом инварности и минимальным ТКЛР в интервале температур эксплуатации.

Другим примером потребности в литейных инварах может служить необходимость производства в нашей стране крупногабаритных высокоточных рефлекторов антенн на основе углеродного волокна. Для их производства требуется специальная формовочная оснастка, изготовление которой из литейных инваров позволит повысить точность и технологичность изделий из полимеров в разы по сравнению с оснасткой из чугуна, стали, графита.

Инварные сплавы по своей природе обладают высокой пластичностью и хорошо поддаются обработке давлением, но имеют изначально низкие литейные свойства – малую жидкотекучесть, большую горячеломкость, склонность к усадочной и газовой пористости и микроликвационной

неоднородности. Поэтому получение качественных отливок из этих сплавов невозможно без устранения указанных недостатков.

Работа по созданию литейных инварных сплавов проводится на базе УрФУ (ранее УГТУ-УПИ) начиная с 70-х годов 20 века и является, по сути новым научно-техническим направлением в технологии прецизионных сплавов с заданным ТКЛР.

На сегодняшний день можно заключить, что полученные литейные инварные сплавы обеспечивают требуемые технологические свойства, достаточные в том числе для изготовления крупных отливок со сложной пространственной геометрией. К двухтысячным годам был получен ряд сплавов и научно-технических результатов, позволивших:

- создать базу эмпирических данных по вопросам физико-химического и технологического обеспечения заданного ТКЛР в литейных инварах и суперинварах;
- разработать математические модели зависимости ТКЛР от химического состава, условий кристаллизации и дендритной ликвации элементов;
- разработать критерии пригодности сплавов для их согласованного по тепловому расширению соединения с различными материалами;
- аттестовать физико-механические, технологические и эксплуатационные свойства сплавов;

получить опыт литья этих сплавов в песчаные формы, по выплавляемым моделям, вакуум-пленочным процессом, в кокиль и центробежным способом.

Решение задач настоящей работы требовало применения в основном экспериментальных методов исследования. Сплавы выплавлялись в высокочастотных индукционных печах емкостью от 0,1 до нескольких сотен килограмм. При выборе шихтовых материалов руководствовались необходимостью обеспечения прецизионности составаготавливаемых сплавов по основным компонентам и примесям, способным оказать влияние

на величину ТКЛР. Микроструктуру определяли с помощью световой микроскопии. Для количественного исследования дендритной ликвации применяли метод рентгеноспектрального микроанализа на установках Cameca, JSM 5900LV с энергодисперсионным спектрометром Inca Energy 200.

Для измерений температурного коэффициента линейного расширения использовали дилатометрическую установку конструкции Института химии силикатов АН СССР, оснащенную высокоточным регулятором температуры ТРМ 151 и измерительным двухканальным блоком БИН-2И. Статистическая погрешность измерения ТКЛР не превышала $0,1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Состав сплавов определяли с помощью атомно-абсорбционного спектрофотометра «Квант-2А» и атомно-эмиссионного спектрометра ДФС-500. Погрешность результатов измерения концентрации основных элементов не превышала установленную ГОСТом [6].

Все разработанные литейные инварные и суперинварные сплавы не содержащие углерод, по уровню ТКЛР можно разделить на 2 группы:

1. Сплавы, созданные для работы в интервале температур 20-100° С. Это сплавы марок 32НКБЛ, 36НБЛ, 32НКБЛ-1, 32НКБЛ-2. По уровню ТКЛР они не превышают деформируемые сплавы, но обладают при этом всеми преимуществами литейных сплавов (изготовление деталей разнотолщинных деталей высокой сложности, повышение коэффициента использования металла, существенное – до 2-3 раз ускорение цикла изготовления и т.д).

2. Сплавы, созданные для функционирования в изделиях при температурах 20–250; 20–300, 20–350, 20-400 и 20-500° С. Это сплавы марок 32НКХБЛ, 32НКХБЛ-1, 32НКМБЛ и 31 НКМЛ, которые имеют в заданных интервалах температур ТКЛР лучше, чем у высоколегированных деформируемых российских и зарубежных сплавов (34НК, цераллой и др., рис.1). Но созданные сплавы не имеют недостатков деформируемых сплавов

– плохой обрабатываемости резанием, длительного цикла изготовления заготовок, низкого коэффициента использования металла, невозможности изготовления особо крупных изделий и т.д. Сплав марки 31НКМЛ, имеет самый низкий ТКЛР среди российских и зарубежных литейных сплавов при эксплуатации изделий до температуры 500° С (рис.1).

В таблицах 1 и 2 приведен химический состав основных перечисленных сплавов и ТКЛР соответственно.

Таблица 1

Химический состав основных литейных инваров.

Марка сплава	Химический состав, масс. %							Fe
	Ni	Co	C	Mn	не более, %			
					Si	S	P	
32НКБЛ	32,0-33,5	3,2-4,2	≤0,05	≤0,4	0,15	0,02	0,02	ост.
32НКБЛ-1	32,0-33,3	3,4-4,4	≤0,05	≤0,4	0,15	0,02	0,02	ост.
32НКБЛ-2	32,0-33,3	4,5-5,9	≤0,05	≤0,4	0,15	0,02	0,02	ост.
36НБЛ	35,3-37,3	-	≤0,05	0,3-0,6	0,2	0,02	0,02	ост.
32НКХБЛ	32,0-33,0	6,0-7,0	≤0,05	≤0,4	0,2	0,02	0,02	ост.
32НКХБЛ-1	32,0-33,0	7,0-8,0	≤0,05	≤0,4	0,2	0,02	0,02	ост.
32НКМБЛ	31,5-33,0	8,1-9,3	≤0,05	≤0,4	0,2	0,02	0,02	ост.
31НКМЛ	31,0-32,5	9,4-11,0	≤0,05	≤0,4	0,2	0,02	0,02	ост.

Таблица 2

Средний ТКЛР основных литейных инваров

Марка сплава	Средний ТКЛР в интервале температур (° C), 10 ⁻⁶ К ⁻¹						
	20-100	20-200	20-300	20-350	20-400	20-450	20-500
32НКБЛ	1,00*	2,60	6,00	7,10	8,80	10,00	11,00
32НКБЛ-1	1,00*	2,30	5,40	6,70	8,50	9,60	10,10
32НКБЛ-2	0,95	2,25*	4,30	5,40	7,50	8,40	9,50
36НБЛ	1,30*	2,70	6,20	7,60	9,10	9,80	10,90
32НКХБЛ	1,05	2,00*	3,50	5,20	7,00	7,70	8,30
32НКХБЛ-1	1,30	1,70	2,90*	4,00	5,90	6,50	7,10
32НКМБЛ	2,70	2,60	3,20*	4,20*	4,90	6,00	7,15
31НКМЛ	5,15	4,70	4,55	4,55*	4,40*	5,65*	6,60*

*) Максимальное значение ТКЛР, регламентированное ТУ

На рисунке 1 приведены кривые зависимости ТКЛР основных разработанных сплавов в сравнении с мировыми аналогами и деформируемыми инварами. Наибольшее влияние на величину ТКЛР оказывает содержание кобальта и суммарное содержание никеля и кобальта. С увеличением содержания кобальта происходит снижение ТКЛР при повышенных температурах, однако повышается ТКЛР сплавов при температурах 100 и 200° C. Для обеспечения низких значений ТКЛР при температурах от 300° C и выше суммарное содержание никеля и кобальта должно стремиться к 40 % и выше.

На рисунке 2 приведены некоторые образцы изделий, которые были изготовлены из сплава 36НБЛ.

Принципиально новым классом литейных инварных и суперинварных сплавов являются сплавы, содержащие углерод. Легирование таких сплавов углеродом является весьма привлекательным, так как существенно улучшает литейные свойства, свариваемость, обрабатываемость резанием, при реализации структуры с пластинчатым графитом обеспечивает высокие

демпфирующие свойства. В случае больших содержаний углерода реализуются литейные свойства, известные для высоконикелевых марок аустенитных чугунов-нирезистов, что позволяет получать качественные отливки практически всеми промышленными способами литья. Повышенное содержание углерода в сплаве позволило бы изготавливать из них наиболее сложные и ответственные отливки, в частности инварную оснастку для изготовления углепластиковых рефлекторов антенных систем космической связи практически без ограничений по массе и размерам. Однако применение углеродсодержащих инваров до недавнего времени сдерживалось тем, что углерод, как известно на примере деформируемых сплавов, существенно повышает ТКЛР.

Решение задачи снижения ТКЛР до минимальных значений в углеродсодержащих инварах было найдено за счет введения в расплав специального комплекса раскисляющих и модифицирующих добавок и проведения специальной двухстадийной термической обработки, обеспечивающей существенное снижение ТКЛР сплава почти до уровня его безуглеродистого аналога[7,8].

В таблицах 3 и 4 приведены составы основных углеродсодержащих инваров и значения ТКЛР соответственно.

Таблица 3

Химический состав основных углеродсодержащих инваров

Марка сплава	Химический состав, масс. %							Fe
	Ni	Co	C	Mn	не более, %			
					Si	S	P	
33НКУЛ	32,0-34,5	2,0-3,5	0,75-1,5	≤0,4	0,5	0,02	0,02	ост.
31НКУЛ-1	30,0-31,5	8,3-9,3	0,75-1,5	≤0,4	0,5	0,02	0,02	ост.
31НКУЛ-2	30,0-31,5	8,3-9,3	0,75-1,5	≤0,4	0,5	0,02	0,02	ост.
30НКУЛ	30,0-31,5	5,0-6,0-	1,0-1,6	≤0,4	0,2-0,8	0,02	0,02	ост.
34НКУЛ	32,0-34,0	6,0-8,0	0,75-1,5	≤0,4	0,5	0,02	0,02	ост.

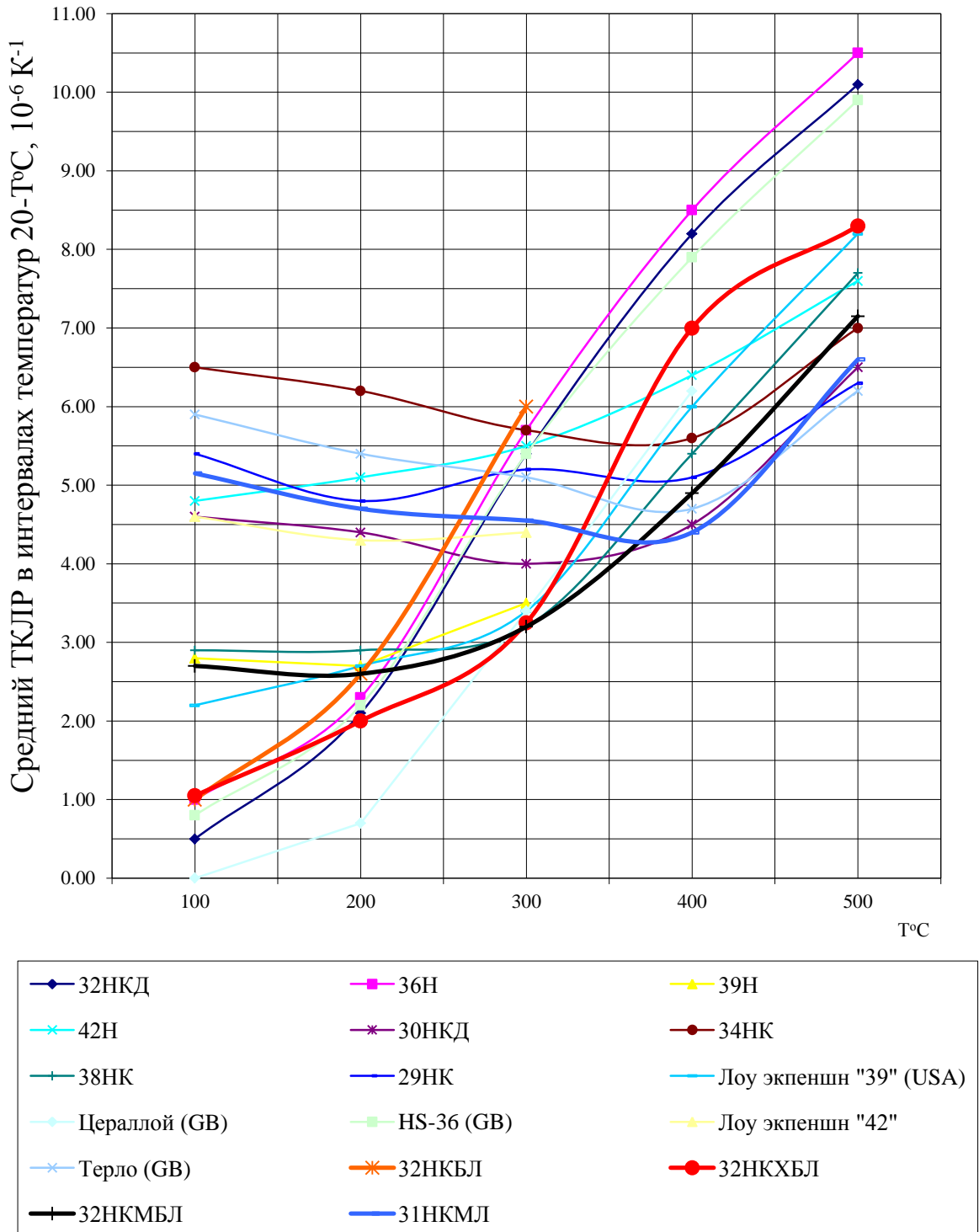


Рис.1 - Сравнение средних ТКЛР разработанных сплавов с мировыми аналогами




<p>Термостабильная деталь спектрометра. Литье в песчаные формы. $\alpha_{\text{ср}}(20 - 100^\circ \text{C}) \leq 1,5 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$</p>	
<p>Деталь лазера. Литье в песчаные формы. $\alpha_{\text{ср}}(20 - 100^\circ \text{C}) \leq 1,5 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$</p>	
<p>Шпангоут переходной $\alpha_{\text{ср}}(20 - 100^\circ \text{C}) \leq 1,5 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$</p>	

Рис.2 – Примеры освоенной в производстве продукции из литейных инваров

Таблица 4

Значения средних ТКЛР углеродсодержащих инваров

Интервал температур, °С	Средний ТКЛР, $\times 10^6 \text{ K}^{-1}$	Марки сплавов
20...200	1,7*	33НКУЛ
	2,0*	30НКУЛ
20...300	2,8*	31НКУЛ-1,2
20...350	4,5**	31НКУЛ-1, 2
20...400	5,2**	34НКУЛ
20...450	6,3**	34НКУЛ
20...500	7,4**	34НКУЛ

*) Минимально возможное значение

**) Не более

Значения ТКЛР сплавов 33НКУЛ, 34НКУЛ сравнимы с японскими углеродсодержащими инварными сплавами фирмы Enomoto (рис.3)[9]. Сплав 34НКУЛ обладает значениями ТКЛР, близкими к сплаву CN-5 в области низких температур и температур выше 400° С.

Достигнутые в настоящее время технологические свойства литейных углеродсодержащих инваров позволяют получать отливки массой до нескольких тонн и габаритными размерами до нескольких метров. Так, например, из сплава 33НКУЛ в настоящее время уже производится формообразующая оснастка для изготовления параболических углепластиковых зеркал антенных систем (рис.4,5).

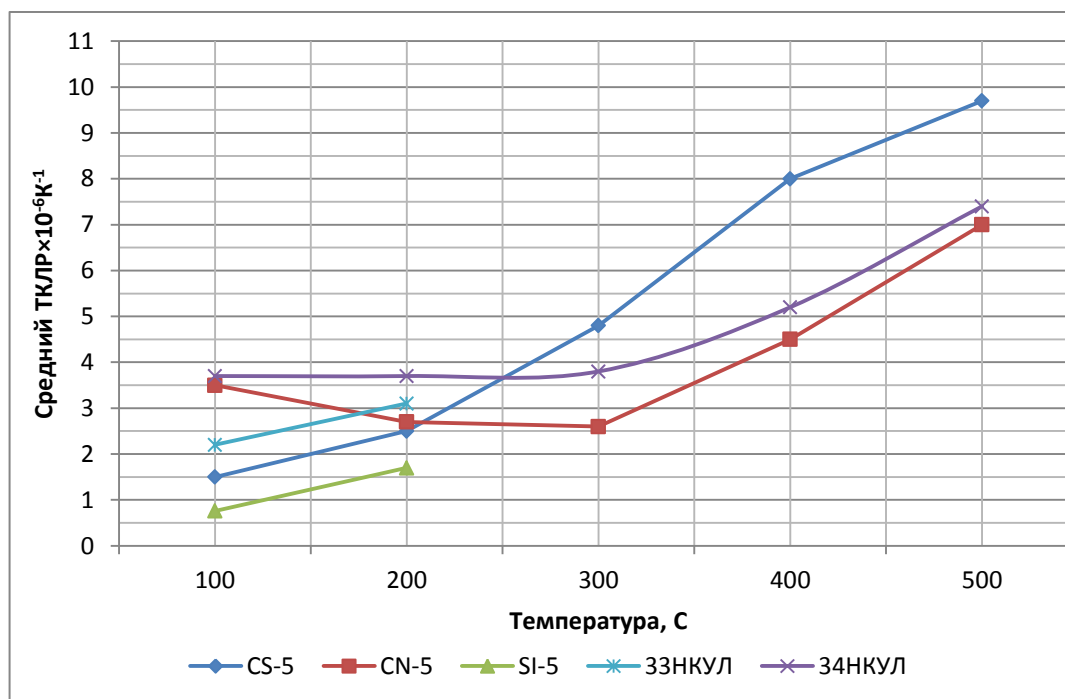


Рис.3 - Сравнительные графики зависимости сплавов 33НКУЛ и 34НКУЛ и их японских аналогов

Обращаясь как к безуглеродистым сплавам, так и к сплавам, содержащим углерод, можно сказать, что во всех температурных интервалах до 300° С были получены минимальные значения ТКЛР. Для получения бездефектных отливок с заданной структурой и физико-механическими свойствами разработана методика раскисления, рафинирования и модифицирования расплава и последующей термообработки. Для углеродсодержащих инваров формулированы требования к микроструктуре, которая должна представлять собой стабильный при изменении температуры инварный аустенит с чистыми по неметаллическим включениям зернами, вторая фаза – шаровидный или вермикулярный графит.



Рис.4 - Отливка для одной из формообразующих оправ

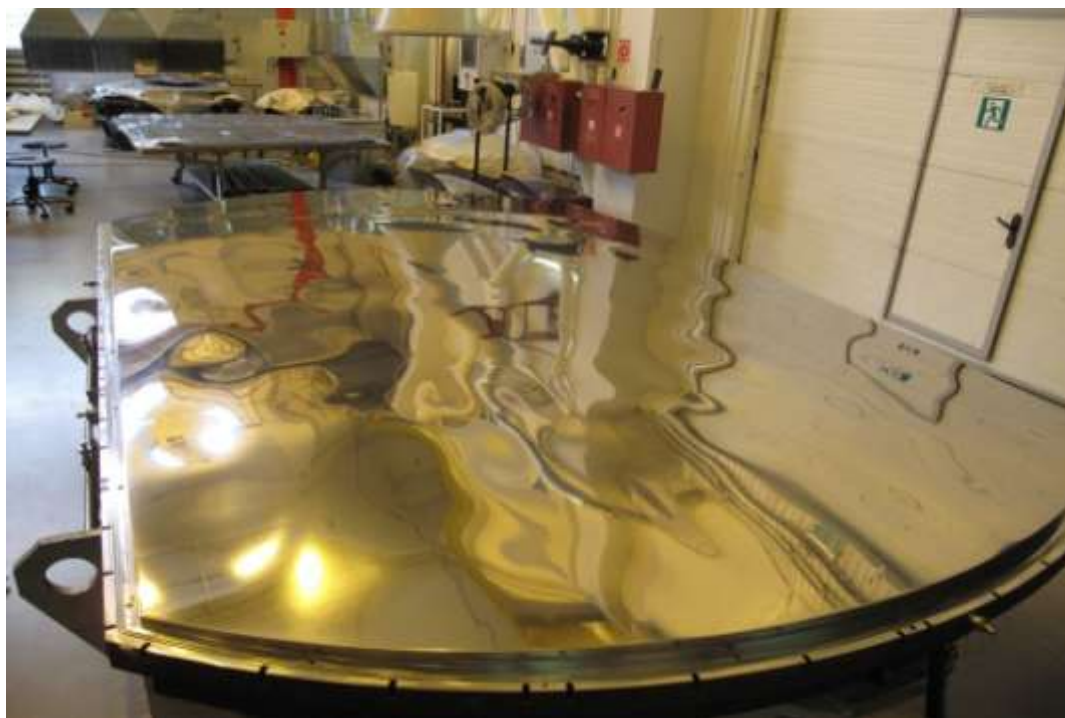


Рис.5 - Формообразующая оправка под углепластиковый рефлектор размером 2000x4000 мм.

Литература

1. Захаров А.И. Физика прецизионных сплавов с особыми тепловыми свойствами. М.: Металлургия, 1986. 239 с.
2. Прецизионные сплавы / Под. ред. Б.В. Молотилова // Справочник. М.: Металлургия, 1983. – 439 с.
3. ГОСТ 10994–75. Прецизионные сплавы. Марки. М.: Изд-во стандартов, 1980. – 25 с.
4. Ромашин А.Г., Гайдачук В.Е., Карпов Я.С., Русин М.Ю. Радиопрозрачные обтекатели летательных аппаратов. Харьков: Нац. аэрокосм. ун-т «Харьк. авиац. ин-т», 2003. – 239 с.
5. Черменский В.И. Литейные инварные сплавы для формовочной оснастки в производстве особо точных композитных конструкций / В.И. Черменский, И.В. Кончаковский, С.В. Рабинович, М.Д. Харчук, В.И. Иванов, А.В. Майоров // Авиационная промышленность. – 2008.- №3.- С 37-39.
6. ГОСТ 54153-2010. Сталь. Метод атомно-эмиссионного спектрального анализа. М.: Стандартинформ, 2012. – 32 с.
7. Кончаковский И.В. Влияние состава и термической обработки на тепловое расширение литейных углеродсодержащих инварных сплавов: дис. канд. техн. наук / Кончаковский Илья Владиславович. – 2009. – 176 с.
8. Жилин А.С. Влияние легирования углеродом на процессы формирования структуры и тепловых свойств углеродсодержащих суперинварных сплавов с повышенными технологическими и функциональными свойствами / Жилин Александр Сергеевич. – 2013 – 115 с.
9. Эномото С. Чугун с низким коэффициентом линейного расширения. Нобинайт / С. Эномото // Сокэйдзай. – 1984 – Т. 29 № 9. – С. 16 – 22.

Системные требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб; Загл. с экрана.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

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

Объем издания: 10 Мб.

Тираж 100 экз.

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

Изд-во ФГУП «ВИАМ»

admin@viam.ru

МИНИСТЕРСТВО СВЯЗИ И МАССОВЫХ
КОММУНИКАЦИЙ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА ПО НАДЗОРУ
В СФЕРЕ СВЯЗИ, ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
И МАССОВЫХ КОММУНИКАЦИЙ

ФГУП НТЦ "ИНФОРМРЕГИСТР"

РЕГИСТРАЦИОННОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО
обязательного федерального экземпляра
электронного издания

№ 51708

Электронное издание на 1 CD-R
«Современные достижения в области металловедения,
технологий литья, деформации, термической обработки
и антикоррозионной защиты легких сплавов:
Всероссийская научно-техническая конференция,
12 октября 2017 г.: материалы конференции:
электронное издание. Москва, 2017.
ISBN 978-5-905217-15-9» (© 2017 ФГУП "ВИАМ").

Номер государственной регистрации обязательного экземпляра
электронного издания – 0321703915.

Производитель: ФГУП "Всероссийский научно-
исследовательский институт авиационных материалов".



И. о. директора ФГУП НТЦ "Информрегистр"

Т.В. Плескачева