ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ «ВСЕРОССИЙСКИЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ» НАЦИОНАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ЦЕНТРА «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

На правах рукописи

Мостяев Игорь Владимирович

Исследование влияния технологических параметров ковки, штамповки и термической обработки на структуру, фазовый состав и уровень свойств деформированных полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава марки ВМД16

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук Волкова Екатерина Федоровна

Москва - 2024

Введение	
ГЛАВА I	ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР
1.1	Состояние вопроса
1.2	Механизмы деформации магния и сплавов на его
	основе
1.2.1	Скольжение и двойникование
1.2.2	Деформационные изломы в сплавах с LPSO структурой
1.3	Технологические особенности деформации (ковки и
	штамповки) магниевых сплавов
1.4	Термическая обработка деформируемых магниевых
	сплавов и кованых и штампованных полуфабрикатов из
	НИХ
1.5	Температурный порог воспламенения и огнестойкость
	деформируемых магниевых сплавов
1.6	Результаты анализа литературных данных и постановка
	задач исследований
ГЛАВА II	МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ
2.1	Исследуемые материалы
2.2	Методика исследования
ГЛАВА III	ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ
	ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ
	ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ
	ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ
	СОСТАВ И УРОВЕНЬ СВОЙСТВ КОВАНЫХ И
	ШТАМПОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ
	СПЛАВА ВМД16
3.1	Исследование характеристик пластичности и выбор
	температурных режимов деформации промежуточных
	прессованных заготовок из сплава ВМД16

3.2	Разработка температурных режимов изготовления	
	экспериментальных поковок из сплава ВМД16 и	
	исследование структуры и механических свойств	51
3.3	Исследование влияния технологических параметров	
	деформации и последующей термообработки на	
	структуру, фазовый состав и механические свойства	
	кованых поковок массой 10 кг из сплава	
	ВМД16	63
3.3.1	Разработка технологических параметров деформации	
	малогабаритных и среднегабаритных поковок массой 10 и	
	22 кг	63
3.3.2	Исследование структуры, фазового состава, текстуры и	
	механических свойств малогабаритных поковок из сплава	
	ВМД16	68
3.3.3	Исследование структуры, фазового состава и	
	механических свойств среднегабаритных поковок из	
	сплава ВМД16	74
3.3.4	Разработка режимов термической обработки кованых	
	полуфабрикатов из сплава ВМД16	77
3.3.4.1.	Исследование влияния отжига на структуру и	
	механические свойства поковок	73
3.3.4.2	Исследование влияния старения на структуру и	
	механические свойства поковок	82
3.3.4.3	Исследование влияния закалки с последующим старением	
	на структуру и механические свойства среднегабаритных	
	поковок	88
3.4	Исследование влияния технологических параметров	
	деформации и последующей термообработки на	
	структуру, фазовый состав и механические свойства	
	штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16	98

3.4.1	Разработка технологических режимов изготовления штампованных полуфабрикатов	98
3.4.2	Исследование структуры, фазового состава и	
	механических свойств штампованных полуфабрикатов из	
	сплава ВМД16	102
3.4.3	Разработка режима термической обработки	
	штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16 для	
	повышения характеристик пластичности	106
3.5	Определение огневых характеристик кованых и	
	штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16	111
Г.ЛАВА IV	ОПРЕЛЕЛЕНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ	
	(СТАТИЧЕСКИХ, ДИНАМИЧЕСКИХ И	
	(СТАТИЧЕСКИХ,ДИНАМИЧЕСКИХИКОРРОЗИОННЫХ)КОВАНЫХИ	
	(СТАТИЧЕСКИХ,ДИНАМИЧЕСКИХИКОРРОЗИОННЫХ)КОВАНЫХИШТАМПОВАННЫХПОЛУФАБРИКАТОВИЗ	
	(СТАТИЧЕСКИХ,ДИНАМИЧЕСКИХИКОРРОЗИОННЫХ)КОВАНЫХИШТАМПОВАННЫХПОЛУФАБРИКАТОВИЗДЕФОРМИРУЕМОГОЖАРОПРОЧНОГО	
	(СТАТИЧЕСКИХ,ДИНАМИЧЕСКИХИКОРРОЗИОННЫХ)КОВАНЫХИШТАМПОВАННЫХПОЛУФАБРИКАТОВИЗДЕФОРМИРУЕМОГОЖАРОПРОЧНОГОМАГНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВМД16	121
ГЛАВА V	(СТАТИЧЕСКИХ,ДИНАМИЧЕСКИХИКОРРОЗИОННЫХ)КОВАНЫХИШТАМПОВАННЫХПОЛУФАБРИКАТОВИЗДЕФОРМИРУЕМОГОЖАРОПРОЧНОГОМАГНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВМД16ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ПОЛУЧЕННЫХ В	121
ГЛАВА V	(СТАТИЧЕСКИХ, ДИНАМИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ) КОВАНЫХ И ШТАМПОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ДЕФОРМИРУЕМОГО ЖАРОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВМД16 ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ПОЛУЧЕННЫХ В РАБОТЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ХАИЛОНИИ	121 127
ГЛАВА V	(СТАТИЧЕСКИХ, ДИНАМИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ) КОВАНЫХ И ШТАМПОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ДЕФОРМИРУЕМОГО ЖАРОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВМД16. ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ПОЛУЧЕННЫХ В РАБОТЕ РЕЗУЛЬТАТОВ. ЗАКЛЮЧЕНИЕ.	121 127 132
ГЛАВА V	(СТАТИЧЕСКИХ,ДИНАМИЧЕСКИХИКОРРОЗИОННЫХ)КОВАНЫХИШТАМПОВАННЫХПОЛУФАБРИКАТОВИЗДЕФОРМИРУЕМОГОЖАРОПРОЧНОГОМАГНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВМД16ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ПОЛУЧЕННЫХ ВРАБОТЕ РЕЗУЛЬТАТОВЗаключениеСписок сокращений и условных обозначений.Список сокращений и условных обозначений.	121 127 132 135
ГЛАВА V	(СТАТИЧЕСКИХ,ДИНАМИЧЕСКИХИКОРРОЗИОННЫХ)КОВАНЫХИШТАМПОВАННЫХПОЛУФАБРИКАТОВИЗДЕФОРМИРУЕМОГОЖАРОПРОЧНОГОМАГНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВМД16.ИПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ПОЛУЧЕННЫХ ВРАБОТЕ РЕЗУЛЬТАТОВ.ЗАКЛЮЧЕНИЕ.Список сокращений и условных обозначений.Список литературы.	121 127 132 135 136

Введение

Магниевые сплавы – наиболее легкие металлические конструкционные материалы. Их применение в конструкции летательных аппаратов экономически целесообразно, поскольку позволяет уменьшить массу изделия, улучшить его летные характеристики, сэкономить топливо, снизить объем вредных выбросов [1 – 4].

Деформируемые магниевые сплавы с высокими характеристиками прочности и пластичности применяются для деталей силового набора и системы управления современных летательных аппаратов, а также элементов конструкций подвергающихся нагреву до 300 °C.

В последние годы в России зафиксировано снижение заинтересованности к деформированным полуфабрикатам из сплавов на основе магния и сокращение объема применения деталей из магниевых сплавов в изделиях авиационной и космической техники, однако имеется необходимость в разработке новых жаропрочных сплавов на основе магния и полуфабрикатов из них с более высоким и стабильным уровнем свойств при повышенной температуре, с сохранением высоких прочностных характеристик [2].

Основные механические, коррозионные характеристики, а также температурный порог воспламенения металлического материала напрямую зависят от структуры и фазового состава, которые в свою очередь, зависят от химического состава сплава и технологических параметров.

Деформированные полуфабрикаты из магниевых сплавов характеризуются существенной анизотропией механических свойств, которая представляет значительную опасность. Ее можно условно разделить на кристаллическую (гомогенная) и гетерогенную (волокнистая, строчечная).

Наибольшую опасность представляет анизотропия механических свойств массивных деталей большого сечения (в частности, поковок и штамповок), в связи с возможным наличием значительных поперечных напряжений.

Кроме того, существует проблема воспламеняемости этих материалов, являющаяся наиболее важной для принципиального решения вопроса практического применения магниевых сплавов в изделиях авиационной техники.

До 2016 года применение полуфабрикатов из магниевых сплавов для изготовления деталей в конструкции кресел, а также ответственных деталей управления было запрещено в соответствии с требованиями американского стандарта AS 8049 [5] (FAR-25) п.3.2.4., по причине возможности их воспламенения в экстраординарных случаях при достижении определенного температурного порога.

Высокий температурный порог и сниженная опасность воспламенения магниевых сплавов расширит возможности их применения в отраслях современной техники, позволит более широко реализовать их преимущества.

Зарубежные исследователи интенсивно работают в направлении изучения влияния процессов происходящих при деформации и термообработке на структуру и механические характеристики полуфабрикатов из магниевых сплавов, а результаты этих изысканий опубликованы в различных зарубежных научных статьях [6-10].

Кроме того, за рубежом интенсивно исследуются сплавы системы Mg - Zn - P3M и Mg - P3M (P3M - редкоземельный металл) с целью разработки новых технологий их деформации для получения полуфабрикатов с улучшенными прочностными, жаропрочными и технологическими свойствами [11, 12]. Поскольку установлено, что при некотором содержании легирующих элементов в сплавах системы Mg - Zn – P3M формируются области твердых растворов с упорядоченной структурой дальнего порядка – длиннопериодные фаз (long period stacking ordered phases – LPSO-фазы).

Механические свойства деформированных полуфабрикатов из магниевых сплавов, содержащих в структуре LPSO-фазы [13-21], значительно увеличиваются за счет специфики механизма деформации. Повышение прочностных свойств полуфабрикатов в LPSO-сплавах возможно за счет сдерживания внутризеренного

дислокационного скольжения, которое происходит при появлении деформационных изломов в процессе пластической деформации [22-33].

Ранее в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ был разработан и деформируемый запатентован жаропрочный магниевый сплав ВМД16, легированный цинком, цирконием И P3M. относящийся к группе LPSO-фазосодержащих сплавов, предназначенный для деталей с температурой эксплуатации длительно до 200 ° С, кратковременно до 300 ° С в виде прессованных полуфабрикатов. В большинстве случаев прессованные полуфабрикаты продуктом дальнейшего служат промежуточным для полуфабрикатов, изготовления кованых штампованных И ИЗ которых непосредственно изготавливают конструкционные элементы летательных аппаратов.

В связи с тем, что уровень основных характеристик деформируемых магниевых сплавов определяется совокупностью факторов. таких как: особенности структуры, характер формирующегося фазового состава, технология изготовления, термическая обработка (ТО), возникает необходимость В установлении закономерностей влияния технологических параметров деформации термической обработки на структуру, фазовый состав И свойства И деформированных полуфабрикатов из магниевых сплавов. Таким образом, актуальной задачей является повышение прочностных характеристик и температуры воспламенения конструкционных элементов авиационной техники за счет применения кованых и штампованных полуфабрикатов (в частности, для деталей пассажирских кресел) из деформируемого жаропрочного магниевого ВМД16 системы Mg-Zn-Zr-P3M. Полуфабрикат сплава должен обладать повышенными свойствами при растяжении и сжатии, что достигается путем оптимизации технологических параметров деформации и ТО, а его применение обеспечивать снижение массы детали до 20 % относительно алюминиевых сплавов.

Цели работы

Исследование влияния технологических параметров деформации (ковки, штамповки) и термической обработки на структуру, фазовый состав и уровень основных механических свойств деформированных полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава ВМД16.

Задачи работы

1. Исследование влияния технологических параметров ковки и штамповки на структуру, фазовый состав и механические свойства (σ_в, σ_{0,2}, δ) деформированных полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава ВМД16. Оценка влияния технологических параметров ковки и штамповки на анизотропию механических свойств.

2. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства (σ_в, σ_{0,2}, δ) кованых и штампованных полуфабрикатов из жаропрочного деформируемого магниевого сплава ВМД16.

3. Выбор технологических параметров ковки и штамповки и режима термической обработки, обеспечивающих высокие механические свойства.

4. Определение свойств (статических, динамических, коррозионных) и характеристик воспламеняемости (горючести) кованых и штампованных полуфабрикатов из деформируемого жаропрочного магниевого сплава ВМД16, изготовленных с учетом выбранных параметров деформации и режимов термической обработки.

Научная новизна работы

1. По результатам исследования тонкой структуры и фазового состава во всех рассмотренных состояниях для кованых и штампованных полуфабрикатов из магниевого сплава ВМД16 системы Mg-Zn-Zr-P3M, деформированных при температуре 350 – 420 °C, изучены морфология и топология LPSO – фаз, которые присутствуют в виде нанодисперсных слоев (толщина пластин в слое не более 1-3 нм), а также выявлено наличие блоков и фрагментов эвтектических фаз,

являющихся основными интерметаллидными компонентами, упрочняющими структуру сплава.

2. Установлено, что для деформируемого магниевого сплава ВМД16 природной особенностью кованых и штампованных полуфабрикатов из этого сплава является специфический эффект старения, заключающийся в том, что при длительных выдержках (96 - 120 часов) при температуре 200 °C (как при проведении закалки, так и без нее) происходит переориентация текстурных компонентов и упрочняющих легирующих РЗМ и Zn между слоями нанодисперсных LPSO – фаз, что приводит к переориентации более высокого уровня прочностных свойств с продольного на поперечное направление волокна поковки.

3. Достигнут высокий порог воспламенения за счет присутствия интерметаллидных соединений, содержащих цинк, иттрий, лантан и неодим, а также благодаря образованию оксида иттрия Y_2O_3 на поверхности материала в процессе горения и оксидов легирующих элементов. Установлены температуры воспламенения (T \geq 812 °C) кованых и штампованных полуфабрикатов из магниевого сплава ВМД16, превышающие порог воспламеняемости серийных деформируемых магниевых сплавов на \geq 350°C.

Положения, выносимые на защиту

1. Установленные особенности влияния технологических параметров деформации (температура нагрева заготовок и инструмента) и схемы деформации на структуру и основные механические свойства (временное сопротивление при растяжении, предел текучести при растяжении и сжатии, относительное удлинение) кованых и штампованных полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава ВМД16.

2. Установленные особенности влияния температурно-временных параметров деформации совместно с термической обработкой на структуру, фазовый состав и физико-механические характеристики (временное сопротивление при растяжении, предел текучести при растяжении и сжатии,

относительное удлинение) кованых и штампованных полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава ВМД16.

3. Полученные результаты испытаний механических свойств кованых и штампованных полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава ВМД16 после рекомендуемых режимов деформации и термической обработки.

Личный вклад автора

Личный вклад автора состоит в разработке технологии изготовления полуфабрикатов, отработке технологических режимов изготовления полуфабрикатов, проведении комплекса исследований образцов изготовленных полуфабрикатов, составлении нормативно-технической документации, подготовка публикаций и представлении результатов работы.

Практическая значимость

1. На основании результатов исследований структурных изменений современными методами микроанализа и определения уровня основных механических свойств определены температурно-скоростные параметры деформации магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr-P3M при изготовлении штампованных и кованых полуфабрикатов, что обеспечило следующий уровень свойств (минимальные значения в продольном направлении):

- малогабаритные поковки $\sigma_{\rm B} = 315$ МПа, $\sigma_{0,2} = 260$ МПа, $\delta_5 = 13$ %;

- среднегабаритные поковки $\sigma_{\rm B} = 320$ МПа, $\sigma_{0,2} = 245$ МПа, $\delta_5 = 11$ %;

- штамповки $\sigma_{\rm B} = 325$ МПа, $\sigma_{0,2} = 260$ МПа, $\delta_5 = 9,4$ %.

2. Разработаны режимы термической обработки для получения кованых и штампованных полуфабрикатов с требуемыми характеристиками, для применения в изделиях авиационной техники.

3. Разработаны технологии изготовления кованых и штампованных полуфабрикатов, проведена общая квалификация полуфабрикатов (паспортизация) и оформлен комплект НД:

- ТР 1.2.2349-2014 «Изготовление поковок из сплава ВМД16»;

- ТУ 1-804-546-2014 «Поковки из сплава марки ВМД16» литера О₁;

- Изменение № 1 к Технологической рекомендации ТР 1.2.2349-2014
 «Изготовление поковок из сплава ВМД16»;
- Изменение № 1 к ТУ 1-804-546-2014 «Поковки из магниевого сплава ВМД16»;
- ТР 1.2.2907-2021 «Изготовление штамповок из жаропрочного магниевого сплава марки ВМД16»;
- ТУ 1-804-602-2021 «Штамповки из магниевого сплава марки ВМД16» литера «О»;
- Патент № 2598424 «Способ обработки магниевых сплавов»;
- Дополнение №1 и №2 к паспорту №1889 на жаропрочный магниевый сплав марки ВМД16.

4. Определены характеристики воспламеняемости (горючесть) кованых и штампованных полуфабрикатов из магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr-P3M, в соответствии с требованиями отечественных Авиационных Правил - AП25 и с учетом FAR (Federal Aviation Regulation, США). Установлены температуры воспламенения кованых и штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16: $T_{воспл} = 812 - 977 \, ^\circ C$

5. Получены «Заключение о возможности применения детали в составе системы внешней подвески (подкос) из сплава ВМД16 в перспективных изделиях вертолетной техники» и «Заключение о возможности применения поковок из сплава ВМД16 в перспективных изделиях вертолетной техники» от «НЦВ им. М.Л. Миля и Н.И. Камова».

Теоретическая значимость результатов работы

Теоретическая значимость настоящей научной работы заключается в том, что впервые в структуре отечественного деформируемого магниевого сплава (система Mg-Zn-Zr-P3M) во всех исследованных состояниях подтверждено наличие самоорганизующихся длиннопериодных фаз (LPSO - фаз), которые способствуют проявлению жаропрочных свойств сплава и ответственны за малую анизотропию основных механических характеристик деформированных полуфабрикатов в исходном горячедеформированном состоянии. Обоснованы наиболее благоприятные соотношения основных температурно-скоростных параметров деформации, схем деформации и режимов термической обработки, обеспечивающие формирование определенного фазового состава и структуры. Это позволило разработать технологии изготовления кованых и штампованных полуфабрикатов с требуемым уровнем свойств (включая пониженную склонность к воспламеняемости) указанных полуфабрикатов.

Полученные результаты исследований могут быть применены при разработке в дальнейшем новых современных высокопрочных и жаропрочных магниевых сплавов, содержащих РЗМ, с высоким уровнем прочностных характеристик для ответственных изделий авиационной и оборонной техники.

Достоверность полученных результатов обеспечена использованием аттестованного, поверенного оборудования и современных стандартизованных методик при проведении экспериментов.

Апробация работы

Результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях:

- XIV Всероссийский межотраслевой молодежный конкурс научнотехнических работ и проектов "Молодежь и будущее авиации и космонавтики" в рамках IX Международной недели авиакосмических технологий "Aerospace Science Week", Москва, 2022 г.

- Научно-техническая конференции «Металловедение и современные разработки в области технологий, литья, деформации и термической обработки легких сплавов», посвященной 120-летию со дня рождения профессора, д.т.н. И.Ф. Колобнева, Москва, 2016 г.

Публикации

По теме диссертации опубликовано 10 работ, из них 3 статьи в журналах из перечня ВАК РФ, 4 статьи в изданиях, индексируемых базами Web of Science и Scopus и 1 патент на изобретение.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, выводов, списка использованных источников и двух приложений. Содержит 153 страниц машинописного текста, в том числе 68 рисунков и 28 таблиц. Библиографический список включает 157 наименований.

ГЛАВА І. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1Состояние вопроса

Магний служит основой для наиболее легких металлических конструкционных сплавов [36-45].

Магний является двухвалентным элементом второй подгруппы периодической системы элементов Д.И. Менделеева, относящимся к щелочноземельным металлам. Атомный объем магния составляет 13,99 см³/моль, атомный радиус 0,162 нм, ионный радиус 0,065 нм. [46].

Температура плавления магния равна 650 °C, кипения: 1107 °C. Теплоемкость при комнатной температуре (20 °C) c = 14,76 Дж/(кг·К). Модуль упругости при растяжении поликристаллического магния при 20 °C составляет E = 44,1 ГПа, модуль упругости при сдвиге G = 17,854 ГПа [46].

Одним из основных отличительных свойств магния является его невысокая плотность, составляющая 1,738 г/см³ в твердом состоянии и 1,572 - 1,650 г/см³ в расплавленном состоянии. Таким образом, магний легче меди в 5 раз, железа в 4,5 раза, титана в 2,6 раза и алюминия в 1,5 раза. Этим и обусловлена заинтересованность конструкторов в применении полуфабрикатов из магниевых сплавов.

Магний имеет гексагональную плотноупакованную (ГПУ) кристаллическую решетку с следующими параметрами: c = 0,5199 нм, a = 0,3202 нм; c/a = 1,6236 (рис. 1.1).



Рисунок 1.1 - Кристаллическая решетка магния

Механические свойства и их анизотропия металлов и сплавов с ГПУ-кристаллической решеткой в основном зависят от специфики механизма деформации.

Магниевые содержащие цинк определенные сплавы, И элементы редкоземельных металлов (РЗМ) в качестве легирующих компонентов, обладают особенным фазовым составом. В этих сплавах обнаружены самоорганизующиеся структуры, называемые LPSO фазами (фазами с упорядоченной структурой дальнего порядка или длиннопериодными фазами). Японский исследователь, профессор Ёшихито Кавамура, вместе со своими коллегами, первым открыл образование LPSO фаз в некоторых магниевых сплавах. Эти фазы образуются, как правило, только при наличии элементов из иттриевой подгруппы РЗМ, таких как иттрий, гадолиний, диспрозий, тербий, гольмий, эрбий, тулий, а также при содержании цинка в сплаве в установленных пределах [47-50]. Наличие данных фаз вносит значительный вклад в достижение высоких характеристик прочности в широком интервале температур, а также способствует снижению анизотропии механических характеристик, повышает коррозионную стойкость и способность к пластической деформации [51-56].

1.2 Механизмы деформации магния и сплавов на его основе

Механизм деформации в металлах и сплавов с ГПУ - решеткой существенно влияет на их механические свойства и анизотропию. Это объясняется тем, что в таких материалах все направления сдвига для наиболее легко активируемых систем скольжения находятся в базисной плоскости, а также существуют направления в пространстве, где сдвиговые напряжения отсутствуют, что активируют системы скольжения с более высокими напряжениями сдвига [57 - 60].

Известным фактом является то, что процесс деформации магния и его сплавов протекает за счет механизмов двойникования и скольжения [37, 38, 61].

1.2.1 Скольжение и двойникование

В базисной (0001).ГПУ-кристаллах скольжение происходит В {1011} $\{10\overline{10}\}\$ призматических И пирамидальных плоскостях В плотноупакованном направлении $<12\overline{2}0>$, а также в плоскостях $\{10\overline{1}\}$ либо $\{1122\}$ в направлении < $11\overline{2}3$ >.

Для ГПУ - кристаллов отношение базисной длины b к расстоянию d для скольжения в направлении $\{0001\}$ равно 2a/c, а для скольжения в направлении $\{10\overline{10}\}$ равно 2/ $\sqrt{3}$. Таким образом, для ГПУ - металлов с отношением длины оси с к длине оси а, большим 1,73, предпочтительно базисное скользящее перемещение, а для отношения с/а, меньше 1,73, предпочтительно призматическое скользящее перемещение [62].

Если магний деформируется при температурах ниже примерно 225°С, скольжение происходит по плоскости базиса в направлении, где атомы плотнее упакованы.

Поликристаллические образцы не подвержены существенной деформации перед разрушением и имеют склонность к хрупкому разрушению, особенно при низких температурах, в том числе комнатных. Это связано с тем, что в металлах с

гексагональной структурой всегда присутствуют зерна, ориентированные таким образом, что скольжение в них затруднено из-за ограниченности систем скольжения.

При комнатной температуре скольжение в решетке магнии осуществляется в основном по плоскостям базиса, так как критическое напряжение по плоскостям призмы {1010} и пирамиды {1011} на порядок превышает критическое напряжение по плоскостям базиса [61, 63].

Повышение температуры деформации снижает эту величину и появляется возможность скольжения по небазисным плоскостям. Для чистого магния небазисное скольжение становится возможным при температуре от 150 до 225°С [38].

Двойникование играет важную роль в деформации магниевых сплавов помогая выполнению условия Мизеса, которое требует наличия ПЯТИ независимых сдвига для обеспечения однородной деформации. систем Двойникование происходит главным образом вдоль плоскостей {1012}. При температурах выше 225°С начинают действовать другие плоскости скольжения. В монокристаллах магния скольжение происходит вдоль двенадцати плоскостей пирамиды {1011}. При этом заметно увеличивается пластичность, которая может быть сравнима с пластичностью металлов с кубической решеткой. При 300°С пластичность магния примерно в девять раз выше, чем при комнатной температуре [36, 40].

Двойники {1012} обычно имеют линзообразную форму и легко удаляются на металлографических шлифах. При двойниковании по этим плоскостям базисная плоскость матрицы поворачивается на 86°18'. Поскольку сдвиг при двойниковании незначителен, то и деформация, связанная с двойникованием, незначительна. Даже при полном переходе металла в двойниковую ориентацию, деформация не превышает 7%. Двойникованию способствует сжатие параллельно плоскости базиса и растяжение перпендикулярно ему [34].

Исследования показывают, что в некоторых случаях наблюдается двойное двойникование [63, 64].

Согласно справочнику [37] более значимую роль при деформации играет двойное двойникование, когда вначале образуются двойники {1011} или {1013}, а затем в них происходит двойникование по плоскостям {1012}. Такие двойники обнаружены как в монокристаллах, так и в поликристаллических образцах чистого магния.

Двойное двойникование является распространенным механизмом при обработке давлением, такой как ковка и штамповка. Однако обнаружение таких двойников весьма сложно, поскольку они очень малы И требуют электронномикроскопического исследования для выявления. Металлографический анализ таких двойников затруднен из-за искажений, вызванных легким скольжением базисных плоскостей.

Анализ имеющихся экспериментальных данных показывает, что двойное двойникование играет важную роль в обеспечении пластичности и оказывает решающее воздействие на структуру и текстуру полуфабрикатов, а, следовательно, и на их механические свойства [65].

Введение различных легирующих компонентов, таких как цирконий, цинк, РЗМ и другие, оказывает влияние на измельчение структуры зерен магниевых сплавов и образование новых фаз. В результате этого процесса пластическая деформация этих сплавов изменяется по сравнению с чистым магнием. Каждый сплав имеет свои уникальные технологические особенности, связанные с его химическим и фазовым составом.

Исследователи из зарубежных стран [66] отмечают, что магниевые сплавы, легированные иттрием обладают особой спецификой, поскольку в отличие от других магниевых сплавов, в бинарных сплавах с иттрием практически полностью отсутствует двойникование по плоскостям {1012} при деформации сжатия. Деформация при сжатии и растяжении происходит по одному и тому же механизму, что объясняет низкую анизотропию свойств этих сплавов при деформации в обоих направлениях [67]. Квазиизотропность поликристаллического металла до деформации объясняется наличием большого числа зерен, по-разному ориентированных в пространстве, из-за чего различия свойств по разным направлениям поликристалла сглаживаются.

В деформированных полуфабрикатах развивается ярко выраженная текстура. В прессованных полуфабрикатах из магния и его сплавов вдоль оси деформации устанавливается направление <1010>, а плотноупакованные направления <1120> составляют угол 30° с осью проволоки или прутка. В листах плоскости базиса (0001) устанавливаются параллельно поверхности листа, а направления наиболее плотной упаковки атомов <1120> имеют тенденцию ориентироваться вдоль направления прокатки. [68.] Искажения кристаллической решетки металла в процессе пластической деформации приводят к изменению его свойств: с увеличением степени деформации пластичность и ударная вязкость уменьшаются, а прочностные характеристики и твердость увеличиваются.

1.2.2 Деформационные изломы в сплавах с LPSO структурой

kink deformation) Деформационные ИЗЛОМЫ (англ, были впервые обнаружены Орованом при испытании на сжатие гексагональных монокристаллов Zn и Cd в 1949 году [69]. Орован сообщил, что деформация излома происходила базисной плоскости, выпучивания когда сжимающее из-за напряжение прикладывалось параллельно базисной плоскости. В публикациях Хесса и др. [70] и Стро и др.[71] предложена модель образования изломов в результате активности базисных дислокаций, согласно которой подобная структура излома, выпучиванию, образуется за счет скопления дислокаций, которые скользят по базисным плоскостям.

Они предположили, что полоса излома образуется за счет зарождения пар дислокаций противоположных знаков, как это показано на рисунке 1.2. Что касается дислокаций, то существенное различие между образованием деформационных изломов и другими механизмами скольжения и скручивания

состоит в том, что скольжение требует образования последовательности многих дислокаций, находящихся в одной и той же плоскости скольжения, тогда как изломы требуют образования пар дислокаций во многих параллельных скользящих механизмах плоскости, которые равномерно расположены на небольшом числе атомных расстояний. В своей статье 1952 года [72] Франк и Стро построили идеализированную «кинк-зону» (зону излома) в другом идеальном кристалле, подвергнутом равномерному приложенному напряжению, и показали, что эта зона может действовать как концентратор напряжений, увеличиваясь за счет образования новых дислокации по границам (рис.1.2).

Полоса излома - это область между двумя параллельными границами краевых дислокаций. При превышении критического значения деформации полоса излома начинает расти, приводя к образованию новых дислокаций на ее границе. Кроме того, эта полоса может уменьшаться при аннигиляции пар дислокаций.

Много позже, в 2001 г. исследователями Ё. Кавамуро и др. была открыта структура LPSO [73]. Структура LPSO формируется при наличии в магниевом сплаве цинка и иттрия в определенном количестве [74].



Рисунок 1.2 - Дислокационный механизм образования изломов. Зарождение пар краевых дислокаций с последующим скольжением дислокаций. Полоса излома обозначена синим прямоугольником; Клювовидная структура, гребневидная структура (ridge-kink) — обозначены красным прямоугольником [77].

Дальнейшие исследования показали, что сплавы с LPSO могут обладать чрезвычайно высоким пределом текучести, вплоть до 610 МПа и удлинением 5% при комнатной температуре в деформированном по определенной технологии состоянии. Первично увеличение прочностных свойств связано со снижением размера зерна. Однако, как показало исследование [75, 76], формирование фаз LPSO оказало ключевое влияние на прочностные характеристики.

Существуют различные типы структур LPSO (10H, 18R, 14H, 24R), обнаруженные с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (Рисунок 1.3). Разные типы укладки атомных слоев в структуре LPSO называются политипами. Сплав с LPSO может иметь несколько политипов одновременно. 18R Например, BO время прессования структура типа может быть трансформироваться в структуру типа 14Н частично, либо в полном объеме. Замечательной особенностью структуры LPSO по сравнению с обычным сплавом является образование изломов при деформации материала.



Рисунок 1.3 - Типы укладки атомных слоев в структуре LPSO. [77]

Добавление цинка и иттрия изменяет механизм деформации магниевых сплавов с двойникования на гораздо более энергоемкий процесс — образование деформационных изломов (Kink). Было высказано предположение, что ключевым моментом является увеличение отношения параметров решетки (c/a) в

гексагональной кристаллической структуре выше 1,730, что превышает идеальное соотношение 1,633 для плотноупакованной структуры ГПУ. Изменение этого параметра отвечает за подавление двойникования и инициирование деформационного излома [78].

При деформации сплавов со LPSO - структурой возникает несколько видов деформаций, которые также могут трансформироваться друг в друга. В некоторых работах эти типы выделяют как полосы излома, орто- и гребневидные изломы [79]. В других работах описаны пред-излом (зарождение излома), излом [80], большеугловые границы [81] и клювовидные структуры [82]. Несмотря на такое большое количество различных названий деформационных структур, многие из них схожи по смыслу.

K. Yokotani, Umakoshi [78] Авторы Hagihara, N. Υ. В работе классифицировали виды связанных с изломом деформаций структуры. Вопервых, изломы под малым углом х частей излома группы; см. выделенную область А на рисунке 1.4. Во-вторых, малоугловые изломы (плоские полосы излома и орто-изломы), т.е. изломы появляются с более острых краев и с более высоких углов разориентировки границ (см. выделенную область В на рисунке 1.4.). Во время этого процесса три угловые границы (1,2,3) объединяются в две (4 и 5). Клювовидная структура, гребневидная структура (ridge-kink) – это последняя стадия эволюции излома (область С на рисунке 1.4), для которого характерно образование одного острого центрального излома. На этом этапе встречаются две большеугловые границы (4, 5), переходящие в одну границу (6). Важно отметить, что все описанные изломы структуры являются проявлениями одного и того же механизма деформации. Изломы, как трехмерные структуры могут проявляться по-разному в зависимости от угла наблюдения.



Рисунок 1.4 - Микроструктура сплава Mg-Zn-Y и деформационных изломов [78].

На рисунке 1.5а представлена микроструктура, полученная с помощью просвечивающего электронного микроскопа, показывающая особенности сплава Mg-Zn-Y, деформированного (осаженного) при комнатной температуре. Деформационные изломы в LPSO - фазе отмечены направленными вверх стрелками; а изломы Mg - матрицы обозначены стрелками вниз. На рисунке 1.5,6 представлено изображение HAADF-STEM, показывающее множественные изломы в структурах LPSO, дефектах упаковки и слоях Mg. Базисные плоскости слоев Mg обозначены сплошными линиями, а границы изломов – пунктирными линиями.



Рисунок 1.5 - Микроструктура сплава Mg-Zn-Y: а - просвечивающая электронная микроскопия, б - HAADF-STEM [83].

Такое состояние структуры соответствует излому, возникающему при сжатии при 573 К [84]. Это доказывает, что деформационный излом в LPSO - структуре могут распространяться на атомарные слои магния и соседние зерна магния при различных температурах деформации. Исследователи М. Ямасаки и другие определили, что могут быть три вида деформационных изломов, которые образовываются при деформации - <1210>, <0001>, <1100> и <0110> скручивающий излом [84].

Вышеуказанный механизм деформации является причиной высокой прочности материалов с LPSO-структурой. Деформационные изломы можно рассматривать, как обособленный механизм деформации. Отдельно можно отметить, что моделирование позволяет детально изучить механизмы рипплокаций — дефектов линий, подобных дислокации в слоях Ван-дер-Ваальса.

Изучение механизмов деформации слоистых материалов, в том числе LPSOсодержащих, вместе с атомным моделированием, «классическую» теорию дефектов и новые эмпирические исследования позволяет прогнозировать объем деформации по направлениям в кристалле при приложении к нему нагрузки, и в конечном итоге это позволит производить моделирование и прогнозирование анизотропии.

1.3 Технологические особенности деформации (ковки и штамповки) магниевых сплавов

Процесс деформации имеет важное значение в технологии, поскольку он позволяет влиять температурно-скоростными параметрами на структурно-фазовое состояние сплавов, что имеет целью улучшить их механические характеристики. Обычно деформация серийных магниевых сплавов предусматривает предварительный нагрев заготовок при высоких температурах и ограничения по различным параметрам, таким как скорость деформации, приложенные усилия, степень деформации, температура нагрева инструмента и так далее [40, 41]. Кроме того, деформацию магниевых сплавов требуется проводить в напряженном чтобы предотвратить образование состоянии при напряжениях сжатия,

значительных растягивающих напряжений, которые могут вызвать ломкое разрушение металла.

В промышленности обычно используются различные методы деформации магниевых сплавов, такие как сжатие и растяжение (прокатка, штамповка листов, прессование, ковка), неравновесное объемное сжатие (штамповка). Согласно М. Б. Альтману [40] промышленная обработка магниевых сплавов обычно проводится при температурах в диапазоне от 350 до 450 °C, что превышает температуру начала рекристаллизации большинства магниевых сплавов. В связи с этим, после горячей деформации структура этих сплавов частично или полностью рекристаллизована.

Согласно справочнику [37] ковку магниевых сплавов осуществляют по пяти технологическим схемам: 1) изготовление заготовок протяжкой; 2) изготовление поковок осадкой; 3) изготовление поковок осадкой с последующей вытяжкой поперек волокна; 4) изготовление фасонной заготовки разносторонней ковкой; 5) изготовление фасонной заготовки вытяжкой. Для обеспечения высоких и равномерных свойств ковку следует проводить по сложным схемам, для изменения ориентировок кристаллитов в структуре заготовки в результате направления течения металла. Для получения изменения минимальной анизотропии механических свойств необходимо использовать оптимальную схему ковки, а также снизить зональную ликвацию при литье слитков.

Процесс деформации магния и сплавов из него проводится со скоростями, которые относительно невелики и составляют около 0,5 - 3 м/мин. Согласно И.Н. Фридляндеру [36] это происходит при различных температурах, варьирующихся в диапазоне от 300 до 480° С, в зависимости от сплава. Например, прессованные полуфабрикаты, изготовленные из сплавов без циркония, имеют структуру, рекристаллизованную, с зернами, имеющими равноосную форму размером от 10 до 30 мкм. В цирконийсодержащих сплавах рекристаллизованные зерна имеют вытянутую форму, т.к. в поперечном направлении рост зерен ограничивается гидридами циркония [36]. Согласно справочнику [85] для получения однородной структуры и исключения рекристаллизации магниевых сплавов, ковку производят с обжатиями за переход не более 15%. Кроме того, указано, что сплавы с повышенным содержанием легирующих элементов обладают пониженным запасом технологической пластичности и степень деформации определяется скоростью деформации.

Из-за низкой технологичности магния свободная ковка и штамповка используются в ограниченных объемах.

Термический цикл ковки и штамповки включает нагрев металла перед деформацией; остывание металла в процессе выполнения операции деформации; охлаждение металла после окончания процесса деформации.

При всестороннем сжатии магний и его сплавы обладают наибольшей пластичностью. Следовательно, ковку и штамповку проводят в фигурных бойках, закрытых штампах и штампах с минимальным расширением металла при температурах в диапазоне от 480 до 280 °C, в зависимости от состава сплава.

Структура поковок и штамповок из магниевых сплавов различается. Неоднородность структуры связана с неравномерной рекристаллизацией и особенно ярко выражена на кованых полуфабрикатах, полученных из литого состояния. В сплавах, содержащих цирконий, структурная неоднородность является устойчивой и не может быть устранена высокотемпературным отжигом [37].

Для достижения более однородной структуры в кованых и штампованных полуфабрикатах предпочтительно использовать заготовки из прессованного полуфабриката в качестве исходной заготовки.

Чтобы получить более однородную структуру в штампованных и кованых полуфабрикатах, рекомендовано использовать низкоскоростные гидравлические пресса и минимально допустимую температуру нагрева заготовки.

Процесс ковки магниевых сплавов может осуществляться на гидравлических прессах с возможной деформацией до 90%.

Важной характеристикой процесса осадки является степень деформации. Степень деформации при осадке (степень осадки) изменяется от 0 до 1 на плоских бойках и определяется в соответствии с формулой, где H₀- исходная высота, H_k- конечная высота:

$$\varepsilon_{\rho H} = \frac{H_0 - H_k}{H_0} = \frac{\Delta H}{H_0}.$$

Также важной характеристикой используемой при разработке процесса ковки является коэффициент деформации (величина осадки) при осадке, где F₀ - площадь поперечного сечения заготовки до осадки, F_k – средняя площадь сечения заготовки после осадки:

$$K_{H} = H_{0} / H_{k} = F_{k} / F_{0}$$
 [86].

Средний диаметр заготовки в любой момент осаживания находят из условия постоянства объема $d = d_0 \sqrt{K_H}$.

Основной операцией при формообразовании поковок является протяжка, способствующая устранению внутренних дефектов и повышению механических свойств в направлении вдоль волокна. Протяжка проводится постепенно, деформируются только последующие участки.

Изменение толщины заготовки при протяжке на плоских бойках за каждое n-е нажатие определяется формулой $\Delta_H = H_{n-1} - H_n$ и характеризуется деформацией с относительным обжатием (степень деформации по высоте)

$$\varepsilon_{H} = \frac{H_{n-1} - H_{n}}{H_{n-1}} = \frac{\Delta H}{H_{n-1}}$$

Общая степень укова (степень вытяжки) определяется по формуле $y = \frac{F_0}{F_k} = \frac{L_0}{L_k}$, а уков за несколько проходов равен произведению уковов за каждый проход: y=y_1y_2....y_n.

Для обеспечения при протяжке более равномерной деформации по сечению и длине, а также устранения внутренних дефектов необходимо: соблюдение регламентированных скоростей подачи, применение максимально-возможных уковов, определяемых пластичностью сплава [87].

1.4 Термическая обработка деформируемых магниевых сплавов и кованых и штампованных полуфабрикатов из них

Термическая обработка (TO) - процесс обработки изделий из металлов и сплавов путем теплового воздействия для изменения ИХ структуры, a свойств ОДНИМ важнейших следовательно И И является ИЗ этапов технологического процесса производства полуфабрикатов [88, 89].

TO применяют как промежуточную операцию для улучшения технологических свойств (обрабатываемости давлением, резанием и др.) и как придания материалу окончательную операцию для комплекса свойств. обеспечивающего необходимые эксплуатационные характеристики изделия [88, 89].

Изучение процессов, протекающих при ТО является неотъемлемой частью при исследовании и разработке новых магниевых сплавов. Поэтому подробно изучены процессы ТО давно используемых и материалов нового поколения [90, 91, 92].

Для более глубокого понимания процессов, происходящих в материалах на металлической основе при проведении TO, следует учитывать действие закона Холла-Петча. Согласно закону Холла-Петча, существует зависимость между величиной размера зерна и пределом текучести (σ T) поликристаллического материала. Ее основой служат дислокационные механизмы пластической деформации: границы зёрен тормозят движение дислокаций. Данную зависимость можно описать формулой σ T = σ 0 + Kd-1/2, где σ 0— некоторое напряжение трения, которое необходимо для скольжения дислокаций в монокристалле, а К— коэффициент Холла-Петча, индивидуальная для каждого материала константа.

Формула позволяет количественно описать увеличение предела текучести поликристаллического материала при уменьшении размера зерна.

Величина предела текучести (условного и физического) в металлах и сплавах определяется сопротивлением перемещению дислокаций, что связано с

размером зерен и протяженностью их границ. Чем мельче зерна, тем суммарная протяженность их границ больше и, соответственно, выше сопротивление движению дислокаций.

Виды ТО, применяемые по отношению к магниевым сплавам, хорошо известны и описаны в работах как отечественных, так и зарубежных авторов [38, 42, 93, 94].

Как следует из анализа литературных данных, по отношению к магниевым сплавам применяется гомогенизация (гомогенизационный отжиг) - разновидность отжига, используемого при производстве деформированных полуфабрикатов. Это первая ТО в цепи дальнейшего технологического процесса. В результате структура материала становится более гомогенной, лучше подготовленной к последующей деформации.

Закалка используется для сплавов, претерпевающих в твердом состоянии фазовые превращения.

Старение способствует распаду пересыщенного твердого раствора (в том числе достигнутого при закалке) и последующему выделению упрочняющих интерметаллидных фаз. Однако для некоторых магниевых сплавов используется только операция старения без проведения закалки [38, 42, 95, 96].

Применение многоступенчатого нагрева под закалку позволяет снизить риск пережога полуфабриката. При одноступенчатом нагреве рекомендуется поддерживать температуру нагрева под закалку не менее 3 часов, что будет способствовать получению равномерных механических свойств.

Особенностью магниевых сплавов при нагреве является медленный процесс диффузии, что неизбежно требует длительных режимов термической обработки. В связи с этим, некоторые марки магниевых сплавов могут быть закаливаемы в воздухе [36].

Упрочнение при старении является обычным явлением для многих магниевых сплавов [36].

Для деформированных полуфабрикатов из некоторых сплавов, не упрочняемых ТО, применяется отжиг: высокотемпературный, он же рекристаллизационный и низкотемпературный. Последний применяется для снятия остаточных напряжений. Сплавы, содержащие редкоземельные металлы, характеризуются самыми высокими температурами рекристаллизации. Скорость охлаждения после отжига не оказывает существенного влияния на свойства большинства деформируемых магниевых сплавов [97].

Одним из наиболее часто используемых видов термической обработки является закалка со старением (Тб), т.е. распад пересыщенного твердого раствора. Термическая обработка такого вида может быть реализована только на сплавах, в состав которых входят легирующие элементы, с высокой растворимостью в твердом магнии при высоких температурах и существенным уменьшением ее при снижении температуры. При снижении степени пересыщения твердого раствора происходит замедление упрочнения и уменьшение эффекта упрочнения. Однако старение магниевых сплавов с различными легирующими элементами имеет и свои особенности, связанные с разным характером физико-химического взаимодействия между магнием и легирующими элементами в различных системах.

Динамика распада пересыщенного твердого раствора при старении может быть проконтролирована путем измерения твердости и по этим результатам можно оценить эффект упрочнения.

Распад пересыщенного твердого раствора в сплавах магния различных систем зависит от того, в какой форме, с каким кристаллическим строением и с каким размещением в матрице образуются частицы в пределах зерен твердого раствора на различных стадиях его распада.

Система Mg-Zn является основой для создания деформируемых магниевых сплавов, которые находят широкое применение в промышленности. Эти сплавы используются в качестве конструкционных материалов, и их механические свойства в значительной степени зависят от распада пересыщенного твердого раствора. В нескольких исследованиях [95, 98, 99] были изучены процессы, происходящие при старении в сплавах системы Mg-Zn.

Старение сплава с составом Mg-7%Zn [99] приводит к значительному повышению его твердости. При более высоких температурах (175, 200 и 225 °C) твердость сплава изменяется в соответствии с кривыми, достигая максимума при увеличении продолжительности старения, что является характерным для распада твердого раствора.

Фазовые превращения при старении в сплавах системы Mg-Zn имеют сложный характер. Распад начинается с формирования зон Гинье-Престона, которые можно наблюдать на электронограммах при просвечивающей электронной микроскопии (рисунок 1.6 а [95]). Эти зоны представляют собой прямые линии, соответствующие базисным плоскостям обратной решетки.

Следующим этапом распада пересыщенного твердого раствора магния является образование метастабильной стержневидной фазы, вытянутой вдоль гексагональной оси ГПУ решетки. Микроструктура на этой стадии разложения, на которой видно два зерна с границей между ними, изображена на рисунке 1.6 б [95].





Рисунок 1.6 - Микродифракция (а) и микроструктуры (б–г) сплава состава (по массе): Mg–7% Zn, наблюдавшиеся после закалки (350 °C, 2 ч, в воде) и старения по различным режимам: а, б – при температуре 175 °C в течение 8 ч; в – при температуре 200 °C в течение 12 ч; *г* – при температуре 250 °C в течение 2 ч. [95]

Формирование стержневидных частиц может происходить одновременно с областями Гинье-Престона. Между зернами наблюдаются большие частицы, вытянутые вдоль их границ.

В дальнейшем развитие распада пересыщенного твердого раствора магния на поверхностях ранее сформировавшихся стержней образуются и растут плоские дисковидные частицы, большие плоскости которых перпендикулярны осям стержневидных частиц.

Согласно работам [95, 99], плоские дисковидные частицы представляют собой фазу MgZn, находящуюся в равновесии с твердым раствором магния. Таким образом, процесс распада насыщенного твердого раствора магния в сплавах магния с цинком можно представить следующей схемой: твердый раствор — ГП — β' — β , где ГП - зоны Гинье-Престона, β' - метастабильная фаза в виде стержней, β - равновесная фаза MgZn. Однако в некоторых исследованиях сообщается о том, что при распаде насыщенного твердого раствора в сплавах системы Mg-Zn образуются не одна, а две метастабильные фазы с различными кристаллическими решетками. Первая метастабильная фаза B1' имеет моноклинную кристаллическую решетку, а вторая метастабильная фаза $\beta 2'$ имеет гексагональную плотноупакованную решетку [100].

Особенности распада зависят от соотношения компонентов, от влияния каждого компонента на растворимость другого, а также от возможности образования фаз в сплавах, находящихся в равновесии с магниевым твердым раствором, помимо фаз двойных систем, прилегающих к магниевому углу диаграммы состояния.

Одним из вариантов тройных систем сплавов, в которых может происходить распад пересыщенного твердого раствора, являются системы, компонентами которых являются магний, один редкоземельный металл и металл, не являющийся редкоземельным.

Добавка цинка к сплавам магния с редкоземельными металлами иттриевой подгруппы, как и в случае сплавов магния с редкоземельными металлами цериевой подгруппы, приводит к снижению упрочнения при старении.

Результаты измерения твердости литых образцов сплавов составов Mg–10,3Y (рисунок 1.7, *a*) и Mg–10,1Y–1,2Zn (рисунок 1.7, *б*) при изотермическом старении при различных температурах после горячего прессования с последующей закалкой с температур 530 (сплав без цинка) и 500 °C (сплав с 1,2% (по массе) Zn) представлены на рисунке 1.8 [95, 101].



Рисунок 1.7 - Изменение твердости при увеличении продолжительности изотермического старения сплавов составов (в % (по массе)) Mg–10,3Y (*a*) и Mg–10,1Y–1,2Zn (*б*) при температурах 175 (●), 200 (△), 225 (□), 250 (○) и 275 °C (▲) (ЗК – закаленное состояние) [95]

Исследование структуры сплава состава (в % (по массе)) Mg –10,1Y–1,2Zn с использованием электронной микроскопии показало, что после окончания распада пересыщенного твердого раствора наблюдаются области с чередующимися параллельными темными и светлыми линиями (рисунок 1.8).



Рисунок 1.8 - Микроструктура, полученная методом просвечивающей электронной микроскопии, сплава состава Mg–10,1Y–1,2Zn после закалки с температуры 500 °C и старения при температуре 300 °C в течение 3 ч [95, 100].

Это указывает на наличие дефектов упаковки в гексагональной плотноупакованной кристаллической решетке.

Дефекты упаковки являются составной частью длиннопериодных гексагональных кристаллических решеток, которые образуются в магниевых сплавах системы Mg-Y-Zn при небольших концентрациях цинка (LPSO-фазы) [100]. В этих гексагональных решетках дефекты упаковки периодически располагаются определенным образом, образуя блоки кристаллических решеток с большими параметрами, параметры простой чем гексагональной плотноупакованной кристаллической решетки. На рисунке 1.9 показана типичная микроструктура сплава на основе магния системы Mg-Y-Zn с длиннопериодной кристаллической решеткой [95, 100].

Присутствие марганца или циркония в качестве третьего компонента в тройных сплавах магния с редкоземельными металлами практически не влияет на кинетику и упрочнение при старении сплавов с РЗМ. Экспериментально это было подтверждено на сплавах магния, содержащих неодим [95, 102], и может быть принято с высокой степенью вероятности с учетом диаграмм состояния тройных систем сплавов Mg-P3M-Mn и Mg-P3M-Zr, которые свидетельствуют об отсутствии взаимодействия редкоземельных металлов с марганцем или цирконием, находящимися в равновесии с магнием.



Рисунок 1.9 – Микроструктура сплава, полученная методом просвечивающей электронной микроскопии, сплава состава (в % (по массе)) Mg-8Y-2Zn-0,6Zr после закалки с температуры 500 °C в воде [95, 100].

Эффект старения в тройных сплавах магния с РЗМ ранее многократно изучался на различных системах, в том числе Mg–Y–Nd [103]. Было определено,

что в равновесии с твердым раствором находятся только две фазы, в которых растворяется в определенных количествах другой редкоземельный металл.

На рисунке 1.10 [95] приведены результаты измерения твердости при старении тройных сплавов магния с двумя РЗМ системы Mg–Y–Nd. Особенностью исследованных сплавов является то, что содержание в них одного из редкоземельных металлов – иттрия (4,5 и 8,5% (по массе)) – существенно меньше растворимости в твердом магнии при температуре закалки (510 °C), так что повышение твердости при старении без второго компонента (неодима) незначительно.

Добавка 3% (по массе) Nd к сплавам магния с иттрием приводит к тому, что их твердость в закаленном и состаренном состоянии возрастает с появлением на графике четко выраженного максимума. При этом в сплаве магния с большим содержанием иттрия (8,5% (по массе)) проявляется характерный для двойных сплавов магния с РЗМ иттриевой подгруппы двухстадийный характер распада.



Рисунок 1.10 - Изменение твердости сплавов в литом состоянии системы Mg–Y–Nd при увеличении длительности старения при 250 °C составов, % (по массе): Mg–4,5Y (♦), Mg–3Nd (■), Mg–8,5Y (▲), Mg–3Nd–4,5Y (□), Mg–3Nd–8,5Y (●) (3К – закаленное состояние) [95].

Рассмотренные особенности распада пересыщенного магниевого твердого раствора в сплавах магния с РЗМ указывают на возможность достигать
требуемого уровня механических (прочность и пластичность) и коррозионных характеристик путем вариации параметров ТО магниевых сплавов.

1.5 Температурный порог воспламенения и огнестойкость деформируемых магниевых сплавов

В настоящее время за рубежом разработаны магниевые сплавы с РЗМ, кальцием и другими веществами, с высокой температурой воспламенения до ~ (850–900) °C [106 - 107]. В 2020 году Международном авиасалоне Singapore Airshow 2020 компания ST Engineering представила авиационные пассажирские кресла, в которых некоторые детали каркаса изготовлены из магниевого сплава с РЗМ. Масса кресла составила около 12 кг, за счет того, что кронштейны подлокотника, задние стойки и некоторые силовые элементы выполнены из деформируемых полуфабрикатов из магниевого сплава. Например, задняя стойка сиденья из алюминиевого сплава весит 874 г, в то время как задняя стойка из магниевого сплава весит 550 г, что на 37% меньше [108].

Повышенная химическая активность магния и высокое сродство к кислороду, приводит к образованию оксида магния (MgO). Тонкая оксидная пленка служит защитой для металла до температуры 450 °C, но при повышении температуры она становится непрочной и неспособной защищать расплавленный металл от контакта с кислородом. Процесс возгорания зависит от нескольких факторов, таких, как состояние структуры, химического и фазового состава сплава, поверхности образца [109].

В ОСТ 1 90338-83 [110] указаны температуры возможного загорания изделий из серийных магниевых сплавов (Таблица 1.1).

Скорость окисления возрастает с увеличением нагрева и степени измельчения частиц (стружка, пыль). Горение пыли магния и его сплавов носит характер взрыва, вследствие огромной скорости протекания реакции горения.

Спл	Температура возможного загорания, °С	
МЛ4 МА18		≥400
МЛ4пч	MA21	≥400
МЛ3	MA3	≥430
МЛ5, МЛ5пч, МЛ5он	MA5	≥430
-	МА2-1, МА2-1пч	≥450
-	MA14	≥450
-	MA15	≥450
-	MA20	≥450
МЛ8	MA11	≥500
-	MA1	≥530
-	МА8, МА8пч	≥530
МЛ9	MA12	≥550
МЛ10	ВМД10	≥550

Таблица 1.1 - Температура возможного загорания изделий из магниевых сплавов

Ранее использование магниевых сплавов в салоне пассажирских самолетов, было ограничено в соответствии со стандартом SAE AS8049 Aircraft Seat Standard (США) [111]. Однако Федеральное управление гражданской авиации США провело обширные испытания в части горючести магниевых сплавов с применением полномасштабного моделирования пожара на самолете. Было такой определено, что сплав WE43, содержащий P3M, обладает же устойчивостью к возгоранию, как и алюминиевые сплавы, используемые в конструкции пассажирских кресел [112, 113].

В настоящее время запрет на использование магниевых сплавов в конструкции пассажирских кресел в странах Европейского союза и США в соответствии с версией стандарта SAE AS8049C[111] снят. Кроме того, при условии успешного прохождения испытаний в соответствии с требованиями

Aircraft Materials Fire Test Handbook-DOT/FAA/AR-00/12 (Справочник по тестам на горючесть авиационных материалов Федерального управления гражданской авиации США) [114] возможно применение новых материалов на основе магния в изделиях АТ.

1.6 Результаты анализа литературных данных и постановка задач исследований

Выводы:

1. Особенности структурных составляющих сплавов системы Mg-Zn-Zr-P3M и механизма деформации являются первоочередными (после химического состава) факторами, влияющими на механические свойства и их анизотропию, а также на коррозионную стойкость.

2. Варьирование температурных, временных и скоростных параметров деформации, схем деформации в технологических процессах ковки и штамповки, а также выбор типа исходной заготовки под деформацию позволяет получать прогнозируемый уровень прочностных характеристик материала.

3. Сплавы системы Mg-Zn-Zr-P3M могут служить основой для разработки магниевых сплавов, обладающих высокой устойчивостью к возгоранию.

На основании литературного обзора поставлены задачи исследования:

1. Исследование влияния технологических параметров ковки и штамповки на структуру, фазовый состав и механические свойства (σ_в, σ_{0,2}, δ) деформированных полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава ВМД16. Оценка влияния технологических параметров ковки и штамповки на анизотропию механических свойств.

2. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства (σ_в, σ_{0,2}, δ) кованых и штампованных полуфабрикатов из жаропрочного деформируемого магниевого сплава ВМД16.

3. Выбор технологических параметров ковки и штамповки и режима термической обработки, обеспечивающих высокие механические свойства.

4. Определение свойств (статических, динамических и коррозионных) и характеристик воспламеняемости (горючести) кованых и штампованных полуфабрикатов из деформируемого жаропрочного магниевого сплава ВМД16, изготовленных с учетом выбранных параметров деформации и режимов термической обработки.

41

ГЛАВА II МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Исследуемые материалы

Исследования проводили на кованых и штампованных полуфабрикатах из жаропрочного магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr-P3M марки BMД16.

Сплав ВМД16 системы Mg-Zn-Zr-P3M разработан и запатентован в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, относится к группе LPSOфазосодержащих сплавов и предназначен для деталей, работающих длительно при температурах до 200 °C, кратковременно до 300 °C.

Сплав рекомендован взамен применяемых для подобных целей жаропрочного сплава МА12, высокопрочных магниевых сплавов МА14, МА22 (ВМД10).

Благодаря невысокой плотности (1803 кг/м³) по удельной прочности превосходит жаропрочные сплавы МА12, НZ31 (США) и высокопрочные сплавы МА14, МА22 (ВМД10).

Сплав на основе магния содержит, мас.%: цинк 0,1 - 3,0; цирконий 0,05 - 0,9; кальций 0,005 - 0,1; кадмий 0,001 - 0,004; кремний 0,005 - 0,05; бериллий 0,0005 - 0,01; иттрий 3,5 - 9,5; неодим 2,01 - 2,5; лантан 0,05 - 1,5.

Изготовление кованых и штампованных полуфабрикатов

Технологический процесс изготовления кованных и штампованных полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава марки ВМД16 состоял из следующих операций:

-изготовление мерных заготовок, полученных из промежуточных прессованных заготовок;

- ковка и штамповка мерных заготовок.

Изготовление опытных поковок выполнено с изменением технологических параметров ковки. Операция ковки опытных заготовок проводилась в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ на вертикальном гидравлическом прессе

с использованием нагревательной установки для поддержания изотермических условий деформации. Исходными заготовками послужили прутки Ø 45мм с степенью деформации 88% и коэффициентом вытяжки 8,7 ед. Уровень механических свойств: $\sigma_{\rm B} = 330 - 335$ МПа; $\sigma_{0,2} = 245-265$ МПа; при $\delta = 9,1 - 12,0$ %.

Изготовление малогабаритных поковок массой 10 кг осуществлялось на ПАО «КУМЗ» из промежуточной прессованной заготовки, полученной обратным методом прессования из слитка Ø 360 х 500 мм. Операция ковки проводилась на ковочном прессе усилием 5 тыс тонн. Исходными заготовками послужили промежуточные прессованные мерные заготовки, размерами Ø 161 х 260 мм, вырезанные из прутков сплава ВМД16 производства ПАО «КУМЗ». Коэффициент вытяжки прутка – 5,3 ед, степень деформации - 81%. Уровень механических свойств: в продольном направлении $\sigma_{\rm B} = 285 - 310$ МПа; $\sigma_{0,2} = 230-250$ МПа; при $\delta = 11,0 - 15,0$ %; в поперечном направлении $\sigma_{\rm B} = 240 - 245$ МПа; $\sigma_{0,2} = 205 - 210$ МПа; при $\delta = 7,0 - 8,1$ %.

Изготовление среднегабаритных поковок массой 22 кг осуществлялось на ПАО «КУМЗ» из промежуточной прессованной заготовки, полученной из слитка Ø 360 x 500 мм. Исходными заготовками послужили промежуточные прессованные мерные заготовки, размерами Ø 190 × 400 мм, вырезанные из прутков сплава ВМД16 производства ПАО «КУМЗ». Коэффициент вытяжки прутка – 3,3 ед, степень деформации - 71%. Уровень механических свойств: в продольном направлении $\sigma_{\rm B} = 260 - 265$ МПа; $\sigma_{0,2} = 205-215$ МПа; $\delta = 12,0 - 15,0\%$; в поперечном направлении $\sigma_{\rm B} = 220 - 235$ МПа; $\sigma_{0,2} = 170 - 195$ МПа; при $\delta = 5,5 - 7,0\%$.

Изготовление штамповок массой 5 кг осуществлялось на ПАО «КУМЗ» из промежуточной прессованной заготовки 40х310х570 мм, изготовленной из слитка Ø 360 x 500 мм. Коэффициент вытяжки полосы – 8,2 ед, степень деформации - 88%. Уровень механических свойств: в продольном направлении $\sigma_{\rm B} = 290 - 300$ МПа; $\sigma_{0,2} = 230-250$ МПа; при $\delta = 8,0 - 10,5$ %; в поперечном направлении $\sigma_{\rm B} = 265 - 285$ МПа; $\sigma_{0,2} = 230 - 250$ МПа; при $\delta = 7,3 - 9,8$ %.

Нагрев заготовок производили в печи «Зиберт».

Проведение термической обработки

Термическая обработка деформированных полуфабрикатов из сплава ВМД16 и образцов из них проводилась в камерной высокотемпературной печи типа ПК 3.3.4/9 с принудительной циркуляцией воздуха с использованием серного колчедана по установленным режимам.

Изготовление образцов из полуфабрикатов

Для изготовления образцов из промежуточных прессованных полуфабрикатов, кованых и штампованных полуфабрикатов жаропрочного магниевого сплава марки ВМД16 были использованы методы механической обработки, применяющиеся при работе с серийными деформируемыми магниевыми сплавами [37].

2.2. Методика исследования

В работе использовались следующие методы исследования.

Химический анализ проводили на атомно-эмиссионном спектрометре Varain 730ES в соответствии с МИ 1.2.078, МИ 1.2.079 [115, 116].

Исследование *микроструктуры полуфабрикатов проводили на оптическом микроскопе* DM IRM фирмы «Leica». Анализ и обработку видеоизображений проводили в программе «Image Expert Pro 3x».

Исследование методом электронной растровой микроскопии проводили на растровом электронном микроскопе с установкой для микрорентгеноспектрального анализа соответствии с РТМ 1.2A-096-2000 [117].

Исследование методом электронной просвечивающей микроскопии выполнили на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G2 F20 S-TWIN TMP фирмы FEI с термополевым вольфрамовым катодом типа Шоттки при ускоряющем напряжении 200 кВ. Локальный химический анализ структурных составляющих выполнен рентгеноспектральным методом с использованием энергодисперсионного спектрометра X-max^N 80T фирмы Oxford. Испытания проводили в соответствии с MM 1.2.122-2009 [118].

Исследования структурно-фазового осуществили состояния методом электронно-зондового микроанализа (**33MA**). Определение локального образцов проведено в соответствии с локального элементного состава ГОСТ Р ИСО 22309-2015 [119] (локальность анализа 1 мкм², глубина анализа 1 мкм) с применением калибровки по сертифицированным эталонам. Диапазон регистрируемых элементов для качественного анализа – от Ве (атомный номер Z=4) до U (Z=92), для количественного анализа – от Na (атомный номер Z=11) до U (Z=92). Анализ и обработка данных выполнены с применением программного обеспечения AZtec 2.3.

Фазовый состав изучали методом физико-химического фазового анализа, включающем использование принципа химического изолирования фаз с последующим рентгеноструктурным анализом изолята по методу порошков на дифрактометре фирмы «Rigaku». Съемку изолята и монолитных образцов проводили в медном монохроматическом K_{α} -излучении в геометрии Брегга-Брентано. Интерпретацию полученных результатов осуществляли с применением специализированного программного обеспечения (HighScore+) и базы данных PDF-2. Для дополнительного исследования химического состава фаз применяли методику количественного микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) [120].

Исследование *критической температуры фазового превращения* проведено методом дифференциального термического анализа (ДТА) на дифференциальносканирующем калориметре (ДСК) в диапазоне температур от 20 до 500 °C со скоростью нагревания 10 °К/мин в среде гелия в соответствии с МИ 1.2.030-2011 [121].

Допустимую степень деформации определяли при технологической осадке в соответствии с ГОСТ 8817 [122].

45

Механические свойства при сжатии цилиндрических образцов (h=22 мм, \emptyset =15 мм) определяли в соответствии с ГОСТ 25.503 [123]. Скорость деформации в интервале от 10⁻³-10 с⁻¹. Температура испытаний от 20 до 400 °C.

Механические свойства при растяжении устанавливали в соответствии с ГОСТ 11150-84, ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9651-84 [124, 125, 126]. Скорость нагружения составила 0,5 мм/мин. Температура испытаний от -70 до 450°С.

У*дарную вязкость* (КСU) определяли на образцах с U-образным надрезом на маятниковом копре PH25 в соответствии с ГОСТ 9454-78 [127].

Коррозионную стойкость оценивали в соответствии с ГОСТ 9.913-90 [128].

Определение огневых характеристик кованых и штампованных полуфабрикатов выполняли на основе разработанных методических материалов по определению температуры воспламенения и времени остаточного горения при воздействии пламени с температурой 1100 °C в соответствии с MM 1.2.216-2021, MM 1.2.217-2021 [129, 130].

Испытания на коррозионное растрескивание образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлении из полуфабриката магниевого сплава, выполняли по ГОСТ 9.905 [131] на установке «коррозионное колесо» методом заданной деформации на образцах – кольцах.

ГЛАВА III. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И УРОВЕНЬ СВОЙСТВ КОВАНЫХ И ШТАМПОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВА ВМД16

3.1 Исследование характеристик пластичности и выбор температурных режимов деформации промежуточных прессованных заготовок из сплава ВМД16

Выбор технологических параметров получения экспериментальных поковок заключался в определении способности к пластической деформации промежуточной прессованной заготовки из жаропрочного магниевого сплава ВМД16 легированного РЗМ, в интервале температур горячей деформации осадкой образцов в соответствии с ГОСТ 8817 [122]. Определены механические характеристики при растяжении по ГОСТ 1497 [124]. Исходными заготовками послужили прессованные полосы.

Согласно известным закономерностям, процессы диффузии, сопровождающие пластическую деформацию высоко- и жаропрочных магниевых сплавов, наиболее активно протекают при температурах от 280 до 480 °C, а для сплавов системы Mg-Zn-Zr-P3M – свыше 350 °C [37].

Было исследовано поведение сплава ВМД16 в интервале температур (от 350 до 475) °C. Верхний предел был ограничен 475 °C, поскольку дальнейшее повышение температуры с учетом возможного разогрева сплава при деформации, может привести к пережогу.

Для исследования влияния температуры деформации прессованных заготовок на свойства экспериментальных поковок были проведены испытания на растяжение и сжатие при повышенных температурах 350, 375, 400, 425, 450, 475 °C. Для получения базовых значений часть образцов была испытана при 20 °C.

На рисунке 3.1 а, б приведены кривые изменения временного сопротивления и условного предела текучести при растяжении образцов из

промежуточной прессованной заготовки сплава ВМД16 при температурах 20, 350, 375, 400, 425, 450, 475°C в горячепрессованном состоянии.

Подтверждена закономерность, что повышенные температуры вызывают снижение прочностных характеристик сплава. При этом в исследованном интервале температур 350 - 475 °C их величина плавно снижается, без резкого падения, что может служить дополнительным подтверждением жаропрочной природы сплава ВМД16 (Рисунок 3.1).

Так, при растяжении значения временного сопротивления составляют:

- при 350 °С: 130-170 МПа;
- при 375 °С: 105-145 МПа;
- при 400 °С: 85-120 МПа;
- при 425 °С: 60-100 МПа;
- при 450 °С: 30-45 МПа;
- при 475 °С: 10-25 МПа.

Такая же закономерность характерна и для условного предела текучести при растяжении (рисунок 3.1).



Рисунок 3.1 - Изменение значений временного сопротивления и предела текучести при растяжении сплава ВМД16 при повышенных температурах в горячепрессованном состоянии.

Увеличение температуры деформации при растяжении приводит к повышению величины относительного удлинения, которая является одним из

важных показателей технологической пластичности, до значений δ₅ = 35 - 80 (%) для горячепрессованного состояния.

Закономерно, что технологическая пластичность сплава существенно возрастает при повышенных температурах [36].

Исследование влияния температуры деформации при сжатии (Рисунок 3.2) на свойства сплава в горячепрессованном состоянии было изучено при тех же температурах. При этом определялась наиболее значимая характеристика - допустимая степень деформации при сжатии (до появления первой трещины).



Рисунок 3.2 - Внешний вид образцов до (а) и после испытаний при повышенных температурах (б-г)

Было установлено, что при сжатии даже с высокими степенями деформации до 85% трещин на поверхности образцов в горячепрессованном состоянии при исследуемых температурах не было обнаружено. Это свидетельствует о хорошей технологической пластичности сплава.

Временное сопротивление при сжатии при 20 °C у горячепрессованных образцов составляет $\sigma_{\rm B}{}^{\rm c} = 350$ - 380 МПа, а при температурах 350 - 475 °C временное сопротивление не был определен, поскольку образцы были сняты без разрушения.

По полученным результатам испытаний построены диаграммы технологической пластичности сплава ВМД16 в горячепрессованном состоянии при растяжении и сжатии (рисунок 3.3) при температурах 350 - 475 °C.

Как следует из анализа характера построенных графических зависимостей, сплав ВМД16 в горячепрессованном состоянии обладает хорошей

технологической пластичностью во всем исследованном интервале повышенных температур (от 350 до 475 °C).

По результатам анализа технологической пластичности выбран режим деформации промежуточных прессованных заготовок из сплава ВМД16: температура нагрева в интервале (350 до 475) °C, допустимая степень деформации при сжатии – 75 - 80%. Этот режим должен обеспечивать наиболее высокие значения пластичности при растяжении (δ₅=35 - 60%) и сжатии (ε_в ~ 80%).





горячепрессованном состоянии при растяжении и при сжатии

3.2 Разработка температурных режимов изготовления экспериментальных поковок из сплава ВМД16 и исследование структуры и механических свойств

На основании проведенных исследований и построенной диаграммы технологической пластичности были выбраны температурно-временные параметры изготовления экспериментальных поковок массой 0,2 кг из сплава ВМД16.

Исходными материалами послужили прессованные мерные заготовки, размерами Ø 45 мм х 70 мм, вырезанные из прессованных прутков сплава ВМД16 производства НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ (Рисунок 3.4).



Рисунок 3.4 - Внешний вид исходной заготовки

Исходя из особенности кристаллической структуры магниевых сплавов, необходимо применение высоких температур окончания деформации для использования имеющегося запаса пластичности и повышения допустимой степени деформации за один нагрев, однако это приводит к укрупнению зерна и некоторому снижению механических свойств [37].

Для обеспечения наиболее высоких и равномерных механических свойств магниевых сплавов ковку производят при малой скорости деформации по сложной схеме, чтобы изменить ориентировку кристаллитов в структуре предварительно прессованной заготовки [37].

Ковка заготовок массой 0,2 кг представленных на рисунке 3.5 проходила в 3 стадии: осадка с 70 мм до 35 мм, кантовка и осадка по образующей до 35 мм, кантовка и осадка по образующей до 35 мм, подбивка граней и осадка до 15 мм. Процесс многопереходной ковки был выполнен за один нагрев заготовок, со скоростью деформации ~ 2 мм/с. Температуры нагрева заготовок варьировались от 370 °C до 440 °C, инструмент был прогрет до 330 - 340 C. Параметры ковки этих полуфабрикатов приведены в таблице 3.1.



Рисунок 3.5 - Внешний вид опытной поковки массой 0,2 кг

Таблица 3.1 – Параметры процесса ковки опытных поковок массой 0,2 кг из сплава ВМД16.

Температура заготовки, °С	Температура нагрева инструмента, °С	Скорость деформации, мм/с	
370 - 440	330 - 340	~ 2	

Исследование критических температур на образцах, вырезанных из экспериментальной поковки в интервале температур от (370 ± 5) до (550 ± 5) °C методом дифференциального термического анализа (ДТА) показало, что в сплаве имеют место два фазовых превращения с эндотермическим эффектом при температурах: 442 °C; 527 °C (рисунок 3.6).



Рисунок 3.6 - Дифференциально-термический анализ опытной поковки магниевого сплава ВМД16 массой 0,2 кг

Температуры фазовых превращений выше температуры нагрева под деформацию, что свидетельствует об имеющемся у сплава потенциале термостабильности.

Помимо высоких температур фазовых превращений большое значение для повышения прочностных и жаропрочных свойств сплава ВМД16 имеют особенности его структурного состояния и фазового состава

Микроструктура исследованных образцов сплава ВМД16 после проведения ковки характеризуется несколько вытянутыми в продольном направлении зернами а-твердого раствора на основе магния, легированного иттрием, и содержит фрагменты эвтектики, и частицы фаз Mg₁₂Nd, Mg₁₂La и Mg₁₂ZnY, обогащенные неодимом, (белые частицы на фотографиях).

В зернах наблюдается полосчатая структура, что характерно для магниевых сплавов, содержащих иттрий [132] (рисунок 3.7).



Рисунок 3.7 - Микроструктура опытной поковки (продольное направление): а, б, в – общий вид, х1000; г, д, е – эвтектика по границам зерен х5000; а, г - температура ковки 370°С, б, д - температура ковки 420°С; в, е - температура ковки 440°С РЭМ

Анализ результатов исследования показал, что существенных различий в микроструктуре образцов сплава ВМД16 из поковок, полученных при различных режимах деформации, методом растровой электронной микроскопии не выявлено.

Структура материала образцов из поковок, прошедших деформацию при 370 °C, представлена разориентированными зёрнами размером от 1 до 2 мкм (встречаются отдельные зёрна ~ 0,5 мкм). В самом объёме зерна отмечена высокая плотность дислокаций. Кроме того, в объёме зерна и по границам присутствуют частицы цирконидов цинка, а также частицы, содержащие лантан и неодим. Также наблюдаются области эвтектики, обогащенной цинком и иттрием (рисунок 3.8). Исследования методом ПЭМ показали наличие LPSO-фаз [2, 133].

В объёме всех зёрен определены пластины LPSO-фазы, богатой цинком и иттрием. Пластины LPSO-фазы преимущественно одно- и двухслойные, но присутствуют и многослойные. Контраст LPSO-фазы, формирующийся на пластинах, ориентированных параллельно пучку электронов, позволяет визуально оценить степень разориентировки субзерен по светлопольным снимкам (Рисунок 3.8 г; Рисунок 3.9 в). Содержание Y - ат. 2,5% и Zn-1,5 ат. %, в однослойных пластинах LPSO-фазы.

Структура материала поковок, деформированных при 420 °С подобна структуре образцов после ковки при 370 °С. Отличие состоит в размере зерна. При деформации при 420 °С размеры зёрен больше и лежат в диапазоне от 1 до 3 мкм. Также для этого состояния характерно изменение морфологии LPSO-фазы. Наблюдается образование коротких однослойных пластин в объёме зерна (Рисунок 3.9). Содержание Y и Zn в широких пластинах LPSO-фазы 6 и 4 ат. %, соответственно.

Структура материала после ковки при 440 °С имеет схожее строение с остальными образцами (Рисунок 3.10). Размер зерна в среднем составляет 2,0 – 2,5 мкм. Замечено, что в областях скопления частиц цирконидов цинка размер зерна находится в интервале (1,0 – 1,5) мкм. В объёме зерна присутствуют пластины LPSO-фазы. Однако наблюдается значительное увеличение коротких однослойных пластин LPSO-фазы по сравнению с состоянием после ковки при 420 °С (Рисунок 3.9). Содержание Y и Zn в пластинах LPSO-фазы 2,0 и 1,5 ат. %, соответственно (результаты по трёхслойной пластине).





б

a



Рисунок 3.8 - Структура материала опытных поковок деформированных при 370 °C: а - зёренная структура, маркер 1 мкм; б - область скопления цирконидов цинка, маркер 200 нм; в - пластины LPSO-фазы в объёме зерна, маркер 50 нм;

- г разворот LPSO-пластин на субгранице, маркер 20 нм.
- Е результаты РСМА по линии через эвтектику, 500 нм. ПЭМ







Рисунок 3.9 - Структура материала опытных поковок, деформированных при 420 °C: а - зёренная структура, маркер 1 мкм; б - дислокационная структура зерна, маркер 200 нм; в - субграницы (указаны стрелками), маркер 50 нм; г - морфология пластин LPSO-фазы, маркер 50 нм. ПЭМ



a







57



Рисунок 3.10 - Структура материала опытных поковок, деформированных при 440 °C: а - зёренная структура, маркер 2 мкм; б - скопление цирконидов цинка, маркер 500 нм; в - пластины LPSO-фазы двух типов (многослойные и однослойные), маркер 500 нм; г - результаты РСМА по линии через через частицы цирконидов цинка, маркер 50 нм; д - результаты РСМА по линии через гидрид

иттрия и пластину эвтектики, обогащённую Zn и Y, маркер 1 нм. ПЭМ [2]

Наноразмерные частицы цирконидов цинка размером от 50 до 70 нм находятся на границах зерен (рисунок 3.7 г, д, е), но могут встречаться и в их объёме [2,133].

58

В зависимости от температурно-скоростных параметров деформации в сплаве имеет место процесс перераспределения атомов упрочняющих легирующих элементов иттрия и цинка непосредственно между периодическими слоями в пластинах LPSO-фаз и самим α-твердым раствором [133].

Установлено, что выбранные температуры нагрева заготовки при деформации способствует формированию периодических слоев в пластинах LPSO-фаз с различным содержанием иттрия и цинка, а толщина пластин в слоях LPSO-фаз составляет не более 1-3 нм. [133].

Варьируя соотношения элементов иттрия и цинка в слоях LPSO-фаз на наноуровне, можно оказывать влияние на величину механических характеристик сплава. Стабильность фазового состава сплава ВМД16 (до 442 °C), установленная по результатам ДТА (рисунок 3.6), является одной из причин высоких значений прочностных свойств при повышенных температурах.

Особенности изменения структуры сплава были также изучены методами РФА (рентгеноструктурного фазового анализа). На дифрактограмме (рисунок 3.11) шкалы приведены в зависимости от корня интенсивности от углового положения 20°. Как следует из анализа полученных дифрактограмм, пики интенсивности дифракционных спектров практически аналогичны для всех образцов исследуемых поковок.



температурами деформации.

Таблица 3.2 – Основные характеристики фаз, определенные в поковках сплава ВМД16. [49, 134, 135]

Соединение	Структурный тип	Кристаллическая решетка	Условия образования фазы	
(Zr,Y) ₃ Zn	U ₃ Si ₂	тетрагональная	Обнаружено в деформированном состоянии	
Zr ₃ Zn ₂	U_3Si_2	тетрагональная	Обнаружено в деформированном состоянии	
(Mg, Zn) ₅ Y	CaCu ₅	-	Обнаружено в деформированном состоянии	
ZrZn ₂ (фаза Лавеса)	MgZn ₂	гексагональная	При температурах обработки свыше 350 ⁰ С	
Zr ₂ Zn	CuAl ₂	тетрагональная	Обнаружено в деформированном состоянии	
$ZrN_{0,4}H_{1,1}$	AuCu,	тетрагональная	Обнаружено в деформированном состоянии	
YH ₂	CaF ₂	кубическая	Обнаружено в деформированном состоянии	
ε-ZrH ₂	CaF ₂	-	Обнаружено в деформированном состоянии + термообработка	
Mg ₁₂ Nd		тетрагональная	Обнаружено в литом и деформированном состояниях	
Mg _x Zn _y Y _z	LPSO	-	Обнаружено в литом, гомогенизированном и деформированном состояниях	

Анализ дифракционных спектров показал, что для всех образцов основными фазами являются: а-твердый раствор на основе Mg и фрагменты эвтектической составляющей сложного химического состава. Также присутствуют фазы: Mg₁₂Nd, образующая интерметаллиды, находящиеся во фрагментах эвтектической составляющей, и фаза Mg₁₂ZnY. В исследованном температурном интервале эти фазы термостабильны, что полностью соответствует результатам дифференциально-термического анализа (Рисунок 3.6).

Очевидно, наиболее значимые структурные изменения в материале, подвергнутом деформации в интервале температур 370 - 440 °С, происходят на наноуровне, что требует проведения исследования методом ПЭМ. В Таблице 3.2 приведены основные характеристики фаз, определенных в экспериментальных поковках сплава ВМД16. Согласно данным из статей д.т.н. Волковой Е.Ф. [49, 134] методом физико-химического анализа подробно исследован стехиометрический состав фаз подобного сплава, кристаллическая

решетка и условия образования этих фаз. Д.т.н. Волковой Е.Ф. и к.т.н. Морозовой Г.И. установлен факт формирования именно гидридов иттрия и циркония (YH₂; ε-ZrH₂), поскольку разрешающей способности ЭЗМА в данном случае недостаточно для определения водорода.

Определение механических свойств экспериментальных поковок

Механические свойства при растяжении и сжатии опытных поковок из сплава ВМД16 приведены в таблице 3.3. Характеристики определяли в исходном (горячекованом) состоянии в продольном и поперечном направлениях.

Таблица 3.3 - Механические свойства при растяжении образцов из опытных кованых поковок массой 0,2 кг из сплава ВМД16, полученных из прессованной заготовки при различных температурах деформации.

Температура деформации поковки, °С	Направл ение	σ _В , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ5, %	σ ^{сж} _{0,2} , МПа	Е ^{сж} , ГПа
270	Д	<u>355-360</u> 357	<u>345-345</u> 338	<u>14,0-18,0</u> 16,8	<u>325-370</u> 350	45
370	П	<u>350-360</u> 355	<u>345-345</u> 340	$\frac{7,4-13,0}{10,0}$	<u>340-360</u> 350	<u>44-45</u> 44
420	Д	<u>335-340</u> 337	<u>310-320</u> 313	<u>17,5 - 18,5</u> 18,2	<u>310-325</u> 315	$\frac{44-45}{45}$
	П	<u>315-315</u> 315	<u>285-285</u> 285	<u>16,0-16,5</u> 16,2	<u>290-300</u> 295	<u>44-45</u> 44
440	Д	<u>325-330</u> 328	<u>295-300</u> 297	<u>16,5-17,5</u> 16,5	<u>295-300</u> 300	<u>44-45</u> 45
440	П	<u>320-320</u> 320	<u>280-280</u> 280	<u>20,0-23,5</u> 21,5	<u>285-295</u> 290	<u>44-45</u> 44

Анализ результатов (таблица 3.3) свидетельствует о высоком уровне механических свойств опытных поковок во всех исследованных направлениях при растяжении и сжатии. Получены высокие прочностные характеристики (при малой анизотропии этих свойств) для температур ковки 370-440 °C для обоих направлений:

- в продольном: $\sigma_{\rm B}$ = 325 -355 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 295-345 МПа; при δ = 14 - 16,5 %;

- в поперечном: $\sigma_{\rm B} = 315$ - 350 МПа; $\sigma_{0,2} = 280$ - 345 МПа; при $\delta = 7,4$ - 20,0 %.

Условный предел текучести $\sigma^{c}_{0,2}$ при сжатии в продольном направлении

составляет: $\sigma_{0,2}^{c} = 295$ - 325 МПа; в поперечном направлении $\sigma_{0,2}^{c} = 285$ - 340 МПа.

Модуль упругости при сжатии составляет E^c = 44 - 46 ГПа в обоих направлениях при ковке в исследуемом интервале температур.

Определено, что высокий уровень механических характеристик получен после применения следующих технологических параметров ковки: температура нагрева заготовок 370 - 420°C, температура нагрева инструмента не более 330 - 340°C; т.е. на 10 - 30 °C ниже температуры нагрева исходных заготовок, скорость деформации 2 мм/с.

Повышение температуры нагрева заготовок и нагрева инструмента на 20 - 25°С приводит к некоторому (на 5 - 10%) снижению прочностных характеристик.

3.3 Исследование влияния технологических параметров деформации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и механические свойства кованых поковок массой 10 кг из сплава ВМД16

3.3.1 Разработка технологических параметров деформации малогабаритных и среднегабаритных поковок массой 10 и 22 кг

Основываясь на результатах исследований экспериментальных поковок, изготовленных в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, были проведены работы по разработке технологий изготовления малогабаритных и среднегабаритных поковок массой 10 и 22 кг.

Отработка параметров изготовления малогабаритных поковок массой 10 кг (Шифр ПП 2269) и среднегабаритных поковок массой 22 кг (Шифр ПП2271) осуществлялось в промышленных условиях ПАО «КУМЗ» из промежуточных прессованных заготовок. Операция ковки проводилась на ковочном прессе усилием 5 тыс. тонн (Рисунок 3.12).



Рисунок 3.12 - Вертикальный гидравлический пресс усилием 5 тыс. тонн

Поковки шифра ПП - 2269 (рисунок 3.13, а) обладают следующими габаритными размерами: высота 40 с допустимым отклонением 20 мм в большую сторону, ширина 190 мм с допустимым отклонением 40 мм в большую сторону, глубина 310 мм с допустимым отклонением 60 мм в большую сторону.

Поковки шифра ПП 2177 имеют следующие габаритные размеры: высота 95 мм с допустимым отклонением 20 мм, ширина 200 мм с допустимым отклонением 40 мм, глубина 375 мм с допустимым отклонением 60 мм (рисунок 3.13 б)





а

б

Рисунок 3.13 - Внешний вид поковок из сплава ВМД16: а - поковка массой 10кг; б - поковка массой 22 кг

Исходными заготовками послужили промежуточные прессованные мерные заготовки. Для изготовления малогабаритных поковок использовали мерные заготовки размерами Ø 161 x 260 мм, а для среднегабаритных – размерами Ø 190 × 400 мм, вырезанные из прутков сплава ВМД16 производства ПАО «КУМЗ».

Из существующих пяти схем ковки заготовок из магниевых сплавов протяжкой перпендикулярно оси заготовки, осадкой, осадкой с последующей вытяжкой поперек волокна, разносторонней ковкой и вытяжкой для данной работы использовали схемы с осадкой с последующей вытяжкой с различным количеством кантовок. Это обусловлено сложным химическим составом сплава. Изготовление малогабаритных поковок проводили по двум выбранным схемам, а изготовление среднегабаритных поковок проводили по схеме с большим количеством кантовок. Данный выбор был обусловлен увеличенными габаритами поковки и необходимостью получения наиболее однородной структуры по всему сечению поковки. Дополнительно варьировали количество переходов, температуру нагрева промежуточных заготовок, температуру нагрева бойков переда началом ковки и по ее окончанию.

Схема ковки (рисунок 3.14) (далее – обычная схема ковки) включает следующие операции в соответствии со схемой: осадка в торец → ковка на квадрат → ковка вдоль оси слитка → подбивка граней.



Рисунок 3.14 - Схема ковки

Усиленная схема включает еще несколько дополнительных операций по осаживанию и последующей ковке деформируемой заготовки из сплава ВМД16. Завершающей операцией является подбивка граней.

Получение малогабаритной поковки шифра ПП-2269 по усиленной схеме ковки за один нагрев производится в два раза больше промежуточных операций, чем по обычной схеме. Волокно прорабатывается более основательно, что создает предпосылки для получения более мелкозернистой, равноосной структуры по всему объему поковки, способствует выравниванию свойств вдоль и поперек волокна. Технологические параметры ковки этих полуфабрикатов приведены в таблице 3.4.

Поковка	Схема ковки	Температура заготовки, °С	Температура окончания ковки, °С	Температура нагрева инструмента, °С	Скорость деформации, мм/с.
10 кг	Усиленная	370	360		2.0
	Обычная	370 - 375	355 - 385	345 - 365	_;~
					0,7
22 кг	Усиленная	370 - 430	355 - 375	350 - 375	0,7-2,0

Таблица 3.4 – Технологические параметры изготовления малогабаритных и среднегабаритных поковок массой 10 и 22 кг из сплава ВМД16

Изучена макроструктура поковок, изготовленных по данной разработанной технологии (рисунок 3.15). Установлено, что изготовленные поковки имеют достаточно мелкозернистую и хорошо проработанную структуру, отсутствуют микрорыхлоты, дефекты металлургического и деформационного характера. Такой вид структуры способствует получению достаточно высокого и стабильного уровня механических свойств поковок.



Рисунок 3.15 - Макроструктура поперечного сечения поковок а, б – малогабаритные поковки; в – среднегабаритная поковка.

Результаты исследования изломов темплетов поковок подтвердили, что структура мелкозернистая, изломы чистые, без видимых инородных включений (рисунок 3.16).



Рисунок 3.16 - Структура излома малогабаритных поковок шифра ПП-2269 сплава ВМД16: а - темплет от 1/4 объема поковки; б - темплет от 1/2 объема поковки

При проведении ковки среднегабаритных поковок установлено, что возможно сокращение температурного интервала нагрева промежуточных мерных заготовок с (370 – 430) °C до (370 – 410) °C.

3.3.2 Исследование структуры, фазового состава, текстуры и механических свойств малогабаритных поковок из сплава ВМД16

Для исследований были выбраны три поковки, полученные по различным технологическим режимам (таблица 3.5). Исследование микроструктуры проводили методом растровой электронной микроскопии. Образцы для исследований изготовлены в продольном направлении.

№ поковки		Температура ковки		
(№ образца)	Слема ковки	Т _{нач} , °С	Ткон, ℃	
3	Усиленная	370	360	
4		370	355	
7 (скорость ковки снижена)	Обычная	370	370	

Таблица 3.5 - Режимы ковки

Микроструктура исследованных образцов из поковок сплава ВМД16 представляет собой удлиненные в продольном направлении зерна а-твердого раствора, легированного иттрием и цинком; содержит фрагменты эвтектической фазы и частиц различных интерметаллидных фаз, содержащие цирконий, магний, неодим и лантан. (Рисунок 3.17).

В зернах наблюдается полосчатая структура α- твердого раствора, что характерно для иттрий содержащих магниевых сплавов (рисунок 3.17, г - е).

В образцах № 3 и № 7 структура более однородная, по сравнению с образцом № 4, в котором присутствуют зерна различного размера (рисунок 3.17, а - в). В образце из поковки, изготовленной по обычной схеме со сниженной скоростью ковки (0,7 мм/с), зерна имеют меньший размер, чем в образце №3 (рисунок 3.17 г, е). В целом структура исследуемых поковок аналогична структуре экспериментальных поковок (рисунок 3.7)



Рисунок 3.17 – Микроструктура малогабаритной поковки из сплава ВМД16 (продольное направление):

а - в – общий вид, маркер 1 мм; г - е – зерна твердого раствора и эвтектика по границам зерен, маркер 50 мкм; а, г – поковка № 3; б, д – поковка № 4;
в, е – поковка № 7. РЭМ

Установлено, что структура достаточно однородная и мелкозернистая. Тем не менее, наряду с мелкими зернами (5 - 10 мкм) наблюдаются обширные области крупных фрагментов эвтектической составляющей.

В структуре всех исследуемых образцов присутствуют пластины длиннопериодной фазы (LPSO-фазы) (Рисунок 3.18), богатой цинком, иттрием и магнием.

Подтверждена зависимость процесса перераспределения атомов упрочняющих легирующих элементов иттрия и цинка между периодическими слоями в пластинах LPSO-фаз и самим α-твердым раствором от технологических условий деформации [133].

Состав и толщина слоев пластин LPSO-фаз аналогичен составу LPSO-фаз экспериментальных поковок, описанных в разделе 3.2.

69





Рисунок 3.18 - Пластины LPSO-фазы: а – маркер 100 мкм, б – маркер 20 мкм. ПЭМ

Механические свойства малогабаритных поковок

Механические свойства при растяжении и сжатии малогабаритных поковок массой 10 кг из сплава ВМД16 определяли в продольном и поперечном направлениях (таблица 3.6).

Таблица 3.6 - Результаты испытаний механических свойств малогабаритных поковок, изготовленных по двум схемам ковки.

Схема ковки	Направление вырезки образца	Временное сопротивление о _в , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение б5, %	Условный предел текучести при сжатии σ ^с _{0.2} , МПа
Обычная	Продольное	<u>300-305</u> 305	250	12,0	$\frac{240-245}{240}$
	Поперечное	<u>300-305</u> 300	250	<u>8,0-13,5</u> 10,5	$\frac{240-245}{240}$
Усиленная	Продольное	<u>315-320</u> 315	<u>260-265</u> 260	13,0	270
	Поперечное	<u>280-300</u> 290	<u>250-255</u> 250	<u>5,6-7,8</u> 6,5	<u>255-265</u> 260

Анализ результатов испытания мех. свойств показал, что применение обычной схемы ковки позволило добиться отсутствия анизотропии механических свойств по пределу прочности и текучести. Применение усиленной схемы ковки приводит к повышению прочностных характеристик в продольном направлении при некотором их снижении в поперечном.

70

В связи с необходимостью получения более высоких прочностных характеристик в продольном направлении для дальнейших исследований были использованы поковки, изготовленные по усиленной схеме деформации.

Рентгеноструктурный анализ

Проведены исследования образцов малогабаритной ИЗ поковки И среднегабаритной поковки рентгеноструктурным методом. Образцы ИЗ малогабаритной поковки отбирали в трех направлениях (продольном, поперечном и высотном) и по толщине (1/2h, 1/4h, 1h) в высотном направлении, которое являлось последним направлением деформации (осадки).

На рис. 3.19 приведены обратные полюсные фигуры (ОПФ) образцов из поковки в продольном, поперечном и высотном направлениях.



Рисунок 3.19 - Обратные полюсные фигуры (ОПФ) малогабаритной поковки: а) продольное направление, б) поперечное направление, в) высотное направление.

В образце, вырезанном в продольном направлении, незначительно преобладает призматическая компонента текстуры, а в образцах в поперечном и высотном направлениях базисная компонента текстуры.

Таким образом, кристаллографическая текстура, формирующаяся на каждом этапе технологии формования (пластической деформации) полуфабриката (Рисунок 3.15), имеет схожий вид в трех направлениях, что обеспечивает малую анизотропию механических свойств.

Для оценки текстурной неоднородности поковки, были построены ОПФ (рис 3.21) образцов, вырезанных из малогабаритной поковки по толщине в соответствии со схемой на рис.3.20.



Рисунок 3.20 – Схема отбора образцов по толщине из малогабаритной поковки. Д, В, П – направление волокна

В приповерхностных слоях поковки наиболее выражена базисная текстура (0001), а призматическая текстура (1120) присутствует в незначительных количествах.



а б в Рисунок 3.21 – Обратные полюсные фигуры (ОПФ) образцов по толщине из малогабаритной поковки: а – поверхностный слой; б – ¼ толщины поковки; в –

средняя часть поковки
С увеличением глубины исследования происходит увеличение призматической текстуры с одновременным уменьшением базисной текстуры. Данная неоднородность связана с неравномерностью течения металла под воздействием сжимающих усилий бойков пресса.

Определено наличие послойной текстурной неоднородности в высотном направлении, при которой в приповерхностных слоях усилена базисная компонента текстуры, что позволяет сделать вывод о неравномерности уровня механических характеристик поковки, что необходимо учитывать при изготовлении детали из этого полуфабриката. 3.3.3 Исследование структуры, фазового состава и механических свойств среднегабаритных поковок из сплава ВМД16

Исследование структуры среднегабаритных поковок методом РЭМ на непротравленных шлифах в продольном и поперечном направлениях показало, что микроструктура образцов, вырезанных из поковок, характеризуется вытянутыми в продольном направлении зернами твердого раствора, строчками эвтектической интерметаллидной фазы, содержащей иттрий и цинк (Рисунок 3.22 - 3.23). По границам и внутри эвтектической фазы присутствуют скопления микрочастиц интерметаллидных фаз, содержащих иттрий, кадмий, цирконий, а также в ряде случаев - неодим и лантан (рисунок 3.23 в, г) [132].









Рисунок 3.22 - Микроструктура среднегабаритной поковки сплава ВМД16, а, б, г, д – общий вид, в – эвтектическая интерметаллидная фаза, содержащая Y и Zn и светлые вкрапления дисперсных частиц интерметаллидных фаз с элементами Nd,

La; е – микроструктура матрицы сплава;

а, б, в - продольное направление; г, д, е, - поперечное направление.

а, г – маркер 100 мкм, б, д - маркер 50 мкм, в, е – маркер 10 мкм. РЭМ



Рисунок 3.23 - Данные микрорентгеноспектрального анализа поковок сплава ВМД16: а – матрица образца, маркер 20 мкм; б – эвтектическая интерметаллидная фаза, маркер 40 мкм; в – частицы интерметаллидных фаз, содержащие иттрий, цинк, маркер 40 мкм; г - дисперсные частицы фаз на основе редкоземельных металлов, маркер 6 мкм [136].

Г

Определено, что по границам зерен расположены фрагменты упрочняющей эвтектической фазы, содержащей магний, иттрий и цинк ((Mg, Zn)₅Y) (рисунок 3.22 в). На поперечном шлифе выявлены высокодисперсные светлые частицы цирконидов цинка и циркония (рисунок 3.22 д).

75

В самой эвтектической фазе наблюдаются включения дисперсных частиц на основе РЗМ (рисунок 3.22 г).

Таким образом, поскольку границы зерен заблокированы частицами фрагментов устойчивой остаточной эвтектики, дополнительно упрочненной дисперсными включениями, а α-твердый раствор как сеткой укреплен частицами цирконидов цинка, рассмотренная структура сплава при повышенных температурах способна сохранять стабильность.

Механические свойства среднегабаритных поковок

Механические свойства при растяжении и сжатии среднегабаритных поковок массой 22 кг из сплава ВМД16 определяли в продольном и поперечном направлениях (таблица 3.7).

Таблица 3.7 – Механические свойства при растяжении и сжатии среднегабаритных поковок из сплава ВМД16 при температуре +20 °C

№ п/п	Направление	Временное сопротивление о _в , МПа	Условный предел текучести σ _{0,2} , МПа	Относительное удлинение б ₅ , %	Условный предел текучести при сжатии σ ^c _{0,2} , МПа
1	Продольное	<u>320-325</u> 320	<u>245 -245</u> 245	<u>11,0-14,0</u> 12,5	<u>250-260</u> 255
2	Поперечное (по ширине)	<u>280-295</u> 290	<u>220-230</u> 225	<u>10,0-13,0</u> 11,6	<u>235-245</u> 240

Анализ полученных результатов показал, что коэффициент анизотропии по временному сопротивлению составляет ~12%, по пределу текучести при растяжении составляет ~8%, по пределу текучести при сжатии составляет ~ 6%, по относительному удлинению составляет ~ 7%.

3.3.4 Разработка режимов термической обработки кованых полуфабрикатов из сплава ВМД16

Выбор вида и режима термообработки деформированных полуфабрикатов из сплава марки ВМД16, основывается на процессах, которые происходят в деформированном материале при нагревах. К их числу относятся процессы рекристаллизации, существенно влияющие на структуру, а, следовательно, и на механические свойства сплава в деформированном состоянии.

3.3.4.1. Исследование влияния отжига на структуру и механические свойства поковок

Как известно, рекристаллизационный отжиг понижает прочностные характеристики магниевых сплавов [37], но повышает их пластичность и существенно уменьшает анизотропию механических свойств за счет изменения размеров и формы зерен твердого раствора. Эффективность отжига зависит от температуры окончания деформации. При снижении температуры и времени деформации, динамическая рекристаллизация успевает пройти в меньшей степени. Средняя температура деформации малогабаритных кованых поковок составляла 360-380 °C. Для исследований выбран температурный интервал 300 - 450°C. Режимы отжига, представлены в таблице 3.8.

Обозначение	Β οντιμι τοργιμμοσκού οδροδοτική
режима	гежим термической обработки
TO1	300°С, выдержка 0,5 ч
TO2	350°С, выдержка 0,5 ч
TO3	400°С, выдержка 0,5 ч
TO4	450°С, выдержка 0,5 ч

Проведено исследование микроструктуры методом растровой электронной микроскопии. Микроструктура образцов после отжига представлена на рисунке 3.24.



Рисунок 3.24 - Микроструктура малогабаритной поковки сплава ВМД16 после отжига: а, б, в – общий вид, маркер 100 мкм; г, д, е – зерна твердого раствора и эвтектика по границам зерен, маркер 10 мкм; а, г – режим ТО1; б, д – режим ТО2; в, е – режим ТО3. РЭМ

Анализ структуры поковок после отжига по различным режимам, проведенный методом РЭМ показал, что с увеличением температуры нагрева происходит увеличение размера зерен твердого раствора, при этом визуально объемная доля эвтектических составляющих практически не меняется.

Структура образцов из поковок после отжига по различным режимам, исследованная методом просвечивающей микроскопии, характеризуется равноосными зёрнами, в объёме которых равномерно распределены однослойные пластины LPSO-фазы, толщиной не более 1-3 нм (Рисунок 3.25).

78



Рисунок 3.25 - Структура поковок после отжига:

а – зёрна α- твердого раствора основе магния, маркер 500 нм; б – область с повышенным содержанием цирконидов цинка, маркер 500 нм;

в – пластины LPSO-фазы (ориентация пластин в торец), маркер 50 нм. ПЭМ

Отжиг инициирует активное развитие процессов рекристаллизации. Формируется рекристаллизованная мелкозернистая равноосная структура с равномерными включениями упрочняющих высокодисперсных фаз, которые могут располагаться как по границе, так и в теле зерна.

Механические свойства поковок после отжига

Определены механические характеристики поковок в продольном и поперечном направлении при растяжении и при сжатии после отжига по различным режимам и приведены в таблицах 3.9 – 3.10.

Отжиг в интервале температур 300 - 450 °C с выдержкой 0,5 ч не оказывает существенного влияния на характеристики прочности при растяжении и сжатии. Наблюдается некоторое снижение прочностных характеристик и увеличение характеристик пластичности с увеличением температуры отжига.

С целью получения достаточно высоких значений характеристик пластичности сплава, желательно применение высокотемпературного отжига.

Таблица 3.9 – Механические свойства малогабаритных поковок, после отжига по различным режимам.

Обозна чение режима	Режим термической обработки	Направление	Предел прочности о _в , МПа	Предел текучести о ₀₂ , МПа	Отн. удлинение δ ₅ , %	Предел текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^{c}$, МПа
	300°C	Д	<u>315-320</u> 315	<u>255-265</u> 255	<u>12,0-15,0</u> 14 5	$\frac{265-270}{270}$
TO1	выдержка 0,5 ч	Π	<u>285-300</u> 295	<u>240-250</u> 250	<u>6,6-10,5</u> 8,3	<u>255-260</u> 255
TO2	350°С, выдержка 0,5 ч	Д	<u>310-315</u> 315	<u>250-265</u> 260	<u>15,5-19,5</u> 17,5	$\frac{260-270}{270}$
		П	<u>275-295</u> 285	<u>245-250</u> 250	<u>10,5-16,8</u> 12,4	<u>255-265</u> 260
TO2	400°C,	Д	<u>305-315</u> 310	<u>255-275</u> 265	<u>16,0-20,0</u> 19	<u>260-275</u> 270
103	выдержка 0,5 ч	П	$\frac{270-290}{280}$	$\frac{245-270}{255}$	<u>12,0-15,0</u> 13,0	$\frac{260-275}{270}$
TO4	450°С, выдержка 0,5 ч	Д	<u>270-300</u> 285	<u>230-255</u> 245	<u>20,0-22,0</u> 21,1	$\frac{255-270}{270}$
		выдержка 0,5 ч	П	<u>255-275</u> 270	<u>235-250</u> 245	<u>14,0-17,5</u> 15,5

При выдержке в течение 30 минут при проведении отжига процессы рекристаллизации еще не получают существенного развития, что создает условия для достижения оптимального комплекса прочностных и пластических свойств за счет формирования на первом этапе рекристаллизации достаточно мелкозернистой и равноосной структуры.

Следует отметить, что имеет место значительное снижение анизотропии основных механических свойств в продольном и поперечном направлениях поковок обоих видов после проведения отжига по режимам: 350 - 450°C, выдержка 0,5 ч. Это связано с протеканием процессов рекристаллизации.

Заметное разупрочнение имеет место при температурах отжига свыше 400°С.

Таблица 3.10 - Механические свойства среднегабаритных поковок, после отжига по различным режимам.

Обозначение режима	Режим термической обработки	Направление	Временное сопротивление о _в , МПа	Предел текучести Ф ₀₂ , МПа	Отн. удлинение δ ₅ , %	Предел текучести при сжатии σ _{0,2} ^с , МПа
TO1	300°C,	Д	310	260	<u>11,2-13,5</u> 12,1	265-270 270
101	выдержка 0,5 ч	Π	<u>285-295</u> 290	<u>235-245</u> 240	<u>9,0-12,0</u> 10,6	<u>250-255</u> 255
TO2	350°С, выдержка 0,5 ч	Д	<u>305-310</u> 305	<u>260-265</u> 260	<u>12,2-13,0</u> 12,6	<u>265-270</u> 270
		П	<u>285-290</u> 285	<u>250-255</u> 250	<u>11,7-12,3</u> 11,0	255-250 260
TO3	400°С, выдержка 0,5 ч	Д	<u>300-305</u> 300	<u>260-270</u> 265	<u>13,0-14,8</u> 13,5	260-270 270
		П	<u>280-285</u> 280	<u>255-265</u> 260	<u>12,2-13,5</u> 13,2	255-270 265
TO3	450°C,	Д	<u>285-300</u> 290	<u>250-260</u> 255	<u>15,3-17,1</u> 13,5	<u>260-265</u> 260
	выдержка 0,5 ч	П	<u>270-280</u> 270	<u>235-250</u> 245	<u>13,4-15,4</u> 14,2	250-265 260

Отжиг инициирует активное развитие процессов рекристаллизации, что включает и этап роста рекристаллизованных зерен. Равномерные включения упрочняющих высокодисперсных фаз могут располагаться как по границе, так и в теле зерна. Превышение температуры отжига свыше 400°С приводит к дальнейшей интенсификации процессов рекристаллизации, в силу чего активно начинает протекать собирательная рекристаллизация, что позволяет прогнозировать появление разнозернистости, увеличение среднего размера зерен в структуре и естественного снижения значений прочности и текучести (на 30 - 40 МПа). 3.3.4.2 Исследование влияния старения на структуру и механические свойства поковок

Распад твердого раствора лежит в основе одного из основных видов термической обработки – старения.

С повышением температуры старения скорость распада твердого раствора обычно возрастает в связи с большей интенсивностью процессов диффузии.

Магниево-иттриевые сплавы отличаются спецификой протекания процессов Максимальный уровень прочностных свойств старения. при старении рассматриваемых магниевых сплавов может быть достигнут только после времени выдержки при температуре длительного старения В силу заторможенности диффузионных процессов. Это затрудняет применение данного вида термической обработки на производстве.

Основываясь на результатах измерения твердости, полученных из литературных источников и изученных в разделе 1.4.2, был проведен выбор температурно-временных режимов распада пересыщенного твердого раствора.

В настоящей работе исследованы режимы, указанные в таблице 3.11.

Обозначение режима	Режим термической обработки,
TO4	200°С, выдержка 24 ч
TO5	200°С, выдержка 48 ч
TO6	200°С, выдержка 96 ч

Таблица 3.11- Режимы старения поковки сплава ВМД16

Выполнено исследование микроструктуры методом растровой электронной микроскопии. Микроструктура образцов в продольном направлении из малогабаритной поковки после старения представлена на рисунке 3.26.



Рисунок 3.26 - Микроструктура малогабаритной поковки из сплава ВМД16 (продольное направление):

а, б, в - общий вид, маркер 100 мкм; г, д, е - зерна твердого раствора и эвтектика по границам зерен, маркер 50 мкм; а, г - 200°С, выдержка 24 ч; б, д - 200°С, выдержка 48 ч; в, е - 200°С, выдержка 96 ч. РЭМ

В микроструктуре малогабаритных поковок после старения (рисунок 3.26 а, б, в) можно отметить большую плотность дисперсных выделений интерметаллидных упрочняющих фаз по сравнению с образцами после отжига (рисунок 3.24 а, б, в). Более выраженных отличий в структуре отожженных и состаренных образцов при исследовании на растровом микроскопе выявить не удалось.

Микроструктура среднегабаритных поковок практически не меняется с увеличением времени выдержки при температуре 200 °С, но имеет некоторые отличия, представленные на рисунке 3.27. Визуальный анализ особенностей представленной структуры показывает, что с увеличением времени выдержки происходит увеличение плотности дисперсных выделений.



Рисунок 3.27 - Микроструктура среднегабаритной поковки сплава ВМД16 (продольное направление), состаренному по режимам: а) 200°С, выдержка 24 ч; б) 200°С, выдержка 96 ч. Маркер 10 мкм. РЭМ

Это вызвано более интенсивным развитием диффузионных процессов и соответствующими структурными изменениями, что может быть объяснено более высокой температурой деформации этих поковок, превышающей температуру деформации малогабаритных поковок на 30-40 °C. Кроме того, имеет место масштабный фактор – из-за большей массы скорость охлаждения среднегабаритных поковок несколько ниже по сравнению с малогабаритными поковками.

Данные по MPCA α-твердого раствора (рисунок 3.28 а, б) практически идентичны результатам, полученным для нетермообработанного состояния (рисунок 3.22 а). Спектр эвтектической интерметаллидной фазы серого оттенка (рисунок 3.28 в, г) указывает на наличие таких легирующих элементов, как цинк, иттрий и неодим.



а





Рисунок 3.28 - Микроструктура среднегабаритной поковки сплава ВМД16, продольное направление, состояние после старения 200 °C, 96 ч:
а – основной α-твердый раствор, маркер 10 мкм; в – пластинчатая
интерметаллидная сложная фаза эвтектического происхождения, маркер 7 мкм; д
– скопление наноразмерных частиц интерметаллидов сложного состава; б, г,
е – результаты распределения элементов согласно МРСА соответствующих областей. РЭМ.

Длительное старение (200 °С, 96 ч) не вызывает заметных изменений в фазовом составе мало- и среднегабаритных поковок сплава системы Mg-Zn-Zr-P3Э, но приводит к некоторому перераспределению элементов в составе интерметаллидных фаз.

Исследование структуры методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что явных структурных различий, при отжиге (рисунок 3.25 а) и старении при 200 °С (рисунок 3.29 а), не обнаружено.







Рисунок 3.29 - Микроструктура среднегабаритных поковок сплава ВМД16 после старения: а – границы зёрен α-Mg, маркер 200 нм; б – пластина эвтектики, обогащённая Zn и Y, справа вверху мелкие выделения цирконидов цинка, маркер

1 мкм; в – внутренняя структура эвтектической пластины, маркер 50 нм. ПЭМ

В целом, микроструктура поковок в состоянии после старения 200°С - 24 ч мелкозернистая, равноосная (d зерна = 5-10 мкм).

Механические свойства среднегабаритных поковок после старения

Определены механические характеристики поковок в продольном и поперечном направлениях при растяжении после старения по различным режимам представлены в таблицах 3.12 – 3.13.

Таблица 3.12 - Механические свойства при растяжении образцов из малогабаритных поковок сплава ВМД16

Обозначе ние режима	Режим термической обработки	Направлен ие	Временное сопротивление ов. МПа	Предел текучести 002, МПа	Отн. удлинение б ₅ , %
Fan TO		Д	<u>315-320</u> 315	<u>260-265</u> 260	13,0
Без 10	-	П	<u>280-300</u> 290	<u>250-255</u> 250	<u>5,6-7,8</u> 6,5
TO4	200°С, выдержка 24 ч	Д	<u>320-325</u> 325	<u>265-275</u> 275	<u>13,0-14,5</u> 14,5
		П	<u>280-305</u> 295	<u>255-260</u> 255	<u>5,8,-8,5</u> 7,6
TO5	200°С, выдержка 48 ч	Д	<u>325-330</u> 330	275	<u>13,5-16,5</u> 15,5
		П	<u>305-315</u> 310	<u>255-260</u> 255	<u>4,9-8,8</u> 6,9
TO6	200°С, выдержка 96 ч	Д	<u>330-335</u> 335	<u>275-285</u> 280	<u>15,0-17,5</u> 16,5
		П	<u>330-345</u> 345	<u>250-260</u> 250	<u>2,2-5,0</u> 3,6

Старение сплава приводит к определенному повышению его прочностных характеристик при растяжении. После старения по режиму 200°С - 96 часов временное сопротивление в продольном направлении возрастает с 315 МПа до 335 МПа; предел текучести - с 260 до 280 МПа.

Таблица 3.13 - Механические свойства при растяжении образцов из среднегабаритных поковок сплава ВМД16

Обозначение режима	Режим термической обработки	Направление	Временное сопротивление о _в , МПа	Предел текучести о ₀₂ , МПа	Отн. удлинение δ ₅ , %
Без ТО	_	Д	<u>320-325</u> 320	<u>245-245</u> 245	<u>11,0-14,0</u> 12,5
		П	<u>280-295</u> 290	<u>220-230</u> 225	<u>10,0-13,0</u> 11,6
TO4	200°С, выдержка 24 ч	Д	<u>310</u> 310	<u>250-255</u> 250	$\frac{12,2-13,8}{13,0}$
		П	<u>280-300</u> 295	<u>250-255</u> 250	$\frac{9,3-11,1}{10,2}$
TO5	200°С, выдержка 48 ч	Д	<u>315-320</u> 315	<u>250-265</u> 260	$\frac{14,4-16,0}{15,0}$
		П	<u>305-310</u> 305	<u>240-260</u> 250	$\frac{6,6-9,2}{8,5}$
TO6	200°C	Д	$\frac{320-325}{320}$	<u>270-275</u> 270	$\frac{11,4-18,1}{15,5}$
	200°С, выдержка 96 ч	П	<u>320-335</u> 330	<u>225-235</u> 230	$\frac{3,0-4,5}{3,5}$

Анализ результатов показал, что увеличение времени выдержки при старении приводит к заметному повышению прочностных свойств в поперечном направлении с одновременным снижением характеристики пластичности.

Максимальный эффект старения наблюдается для поперечного направления в процессе длительной выдержки (96 ч) при старении 200°С.

Вероятнее всего, это явление может быть связано с перераспределением упрочняющих легирующих компонентов Y и Zn между слоями нанодисперсной фазы LPSO, поскольку фазовый состав сплава, исследованный методом растровой электронной микроскопии, сохраняется при всех изученных режимах старения. Таким образом, можно предположить, что изменения протекают на наноуровне, что было ранее установлено при исследовании тонкой структуры и фазового состава магниевого сплава ВМД16 в литом и гомогенизированном состояниях [137]. 3.3.4.3 Исследование влияния закалки с последующим старением на структуру и механические свойства среднегабаритных поковок

Упрочняющая термическая обработка, как правило, состоит из двух операций: 1) закалки для растворения избыточной фазы в твердом растворе, заключающейся в нагреве несколько выше температуры фазового превращения и быстрого охлаждения с целью фиксации структурного состояния сплава, характерного при высокой температуры; при этом заметное превышение температуры фазового превращения может привести к пережогу [138]; 2) старения, заключающегося в нагреве закаленного сплава ниже температуры фазового превращения для вторичного выделения избыточной фазы в виде дисперсных частиц [37].

С увеличением температуры нагрева, увеличивается растворимость компонентов и возрастает скорость растворения их в твердом растворе. Продолжительность выдержки зависит от скорости растворения упрочняющих фаз, которая определяется не только составом фаз, но и размером зерна [37].

Закалка в струе сжатого воздуха и в воде значительно повышает прочностные свойства магниевых сплавов [139]. Увеличение длительности нагрева способствует общему выравниванию механических свойств [139].

Основное назначение закалки магниевых сплавов – подготовка сплава к старению. Упрочнение при старении представляет собой обычное явление для ряда образующих магниевые сплавы систем [139].

Основываясь на ранее полученных результатах ДТА образцов из магниевого сплава ВМД16 (рисунок 3.2.3), была выбрана температура нагрева под закалку, равная 520 °C.

Проведена термическая обработка образцов из среднегабаритных поковок по режимам, указанным в таблице 3.14.

Обозначение	Режим терминеской обработки		
режима	тежим термической обработки		
TO7	520°С, выдержка 10 ч, охлаждение в воду 80°С, 200°С, выдержка 96 ч		
TO8	520°С, выдержка 10 ч, охлаждение в воду 80°С, 200°С, выдержка 120ч		

Таблица 3.14 - Режимы термической обработки.

Проведено исследование методом оптической микроскопии. Для оценки динамики изменения структуры были дополнительно исследованы образцы из среднегабаритной штамповки в исходном состоянии (без ТО). Микроструктура образцов представлена на рисунке 3.30.



Рисунок 3.30 - Микроструктура среднегабаритных поковок сплава ВМД16 в горячекованом и термообработанном состояниях: а, б – горячекованое состояние (без TO); в, г – закаленное и состаренное состояние (TO8); а, в – продольное направление; в, б, г – поперечное направление. Маркер 100 мкм.

Структура термообработанных образцов в продольном направлении представляет собой зерна размерами от 15 до 150 мкм, а в поперечном

направлении - от 5 до 100 мкм с преобладанием более мелких зерен с размерами от 15 до 40 мкм. Образование более мелкозернистой структуры в поперечном направлении может способствовать повышению механических характеристик.



Рисунок 3.31 - Микроструктура термообработанных среднегабаритных поковок: а - г – общий вид, маркер 100 мкм; д - з – фрагменты эвтектической интерметаллидной фазы, содержащей иттрий, магний, кадмий, цинк, лантан и неодим, маркер 10 мкм;

а, б, д, е – режим ТО7; в, г, ж, з, - режим ТО8;

а, в, д, ж – продольное направление; б, г, е, з – поперечное направление. РЭМ

Исследование структуры образцов после закалки и старения методом растровой электронной микроскопии (рисунок 3.31) показало, что после обработки по режиму ТО8 частицы эвтектики подвергнуты более интенсивному растворению, чем при обработке по режиму ТО7, что является предпосылками к снижению прочностных свойств продольном направлении. С увеличением времени выдержки с 96 до 120 ч происходит более активное выделение упрочняющих фаз.

Проведено исследование ЭЗМА микроструктуры образцов из среднегабаритных поковок в горячепрессованном состоянии и после закалки со старением в режиме отраженных электронов (рисунки 3.32 – 3.34). Чем выше атомный номер фазы, тем светлее данный участок изображения структуры в

отражённых электронах. Места проведения ЭЗМА отмечены на рисунках цифрами, которые соответствуют нумерации мест анализа в таблице 3.15.

После термической обработки (рисунок 3.33) происходит частичное выделение интерметаллидных фаз (1) и (2). Состав фазы на основе иттрия (3) изменяется несущественно. Состав гидридов на основе циркония (4) не изменяется.

Поковка в нетермообработанном состоянии содержит следующие фазы:

- интерметаллидная фаза на основе магния, цинка, иттрия (1); частицы фазы имеют в среднем размер не более 100 мкм, вытянуты в направлении деформации, образуя строчки;

интерметаллидная фаза на основе магния и лантана (2); частицы фазы
 размером не более 10 мкм располагаются преимущественно на поверхности фазы
 (1);

- фаза на основе иттрия (3); частицы фазы размером не более 10 мкм имеют
 форму неправильных четырёхугольников и расположены преимущественно на
 поверхности фазы (1);

- дисперсные гидриды¹⁾ на основе циркония (4), содержащие примеси железа, марганца, хрома; имеющие глобулярную форму и расположенные по всему объёму материала.

В структуре сплава содержится много частиц фаз, имеющих линейный размер менее 1 мкм (что меньше локальности анализа), количественный состав которых определить нельзя. Но качественным ЭЗМА установлено, что это частицы всех четырёх упомянутых выше фаз.

После термической обработки (рисунки 3.34) с более длительным старением также наблюдается частичное растворение фаз, но большой разницы в их составе по сравнению с образцом 2 нет.

¹ Примечание: В статье [49] авторов Kablov E.N., Volkova E.F., Filonova E.V. Effect of REE on the Phase Composition and Properties of a New Refractory Magnesium Alloy of the Mg–Zn–Zr–REE system // Metal Science and Heat Treatment, 2017. Р. 1-7 методом физико-химического анализа установлено, в сплаве данного состава образуется именно гидрид циркония. Разрешающей способности в данном случае ЭЗМА недостаточно для определения водорода.

Maria	Соде	ржані	ие эле	менто	в, % м	acc.	Σ, %
место анализа	Mg	Zn	Y	Zr	La	Nd	масс.
Поков	ка без	ТО	1			1	I
Средний состав	87.8	1.8	8,1	0.9	0.6	0.7	99.9
Основа материала	92.2	0.3	6.4	0.6	н/о	0.4	99.9
1. Интерметаллидная фаза	69.6	9.6	19.8	н/о	н/о	0.8	99.8
1.1 Зона растворения фазы (1)	87.5	2.6	8.9	н/о	0.3	0.5	99.8
2. Интерметаллидная фаза	74.4	1.4	3.7	н/о	16.4	4.4	100.3
3. Фаза на основе иттрия	12.1	0.5	83.3	2.6	н/о	0.4	98.9
4 Оксил	4.9	2.6	2.4	71.4	н/о	н/о	81.3
							1,2
Закалка 520°С -10 ч	+ cmap	рение	200 °C	С 96 ч			
Средний состав	85.5	1.9	9.6	1.1	0.7	0.9	99.8
Основа материала	88.4	0.9	8.7	1.1	н/о	0.8	99.9
1. Интерметаллидная фаза	64.9	11.8	21.5	0.8	н/о	1.3	100.3
2. Интерметаллидная фаза	63.5	4.2	4.6	н/о	22.1	4.7	99.1
3. Фаза на основе иттрия	2.3	0.4	92.8	3.1	н/о	0.7	99.3
4. Гидрид циркония	4.1	2.7	2.0	72.7	н/о	н/о	81,5 _{1,2}
Закалка 520°С -10	ч + ст	арени	e °C 1.	20 ч			I
Средний состав	85.5	1.9	9.9	0.9	0.7	0.9	99.8
Основа материала	88.6	1.1	9.2	0.5	н/о	0.8	100.2
1. Интерметаллидная фаза	65.5	12.1	20.5	н/о	н/о	1.5	99.6
2. Интерметаллидная фаза	72.9	1.9	3.6	н/о	17.3	3.2	98.9
3. Фаза на основе иттрия	16.7	2.0	74.8	1.7	2.1	1.1	98.4
4. Гидрид циркония	5.1	4.8	2.2	70.7	н/о	н/о	82.8 ^{1,2}
¹ – по данным качественного ЭЗМА содержит кислород ² – в состав отленици оксидов входят: Ба. Мв. Сг. в колицествох $\sim 1 - 2.04$							
масс. (указанные элементы являются примесью)							

Таблица 3.15 - Локальный состав образцов из среднегабаритной поковки из сплава ВМД16.



Рисунок 3.32 - Микроструктура и места анализа ЭЗМА исходной поковки (продольное направление, без ТО): а – общий вид;

б – эвтектика и эвтектические интерметаллидные фазы. Маркер 10 мкм. РЭМ



Рис. 3.33 - Структура и места анализа ЭЗМА среднегабаритной поковки (продольное направление), после ТО: закалка 520°С -10 ч + старение 200°С - 96 ч а – общий вид, маркер 20 мкм.;

б – эвтектика и эвтектические интерметаллидные фазы, маркер 10 мкм. РЭМ





Рисунок 3.34 - Микроструктура и места анализа ЭЗМА среднегабаритной поковки (продольное направление) после ТО: закалка 520°С -10 ч + старение 200°С - 120 ч – общий вид, маркер 10 мкм.;

б – эвтектика и эвтектические интерметаллидные фазы, маркер 20 мкм. РЭМ

Рентгеноструктурный анализ

Анализ текстуры термообработанных (Т6) среднегабаритных поковок проводили в сравнении с поковками в исходном состоянии (без ТО). Построенные ОПФ приведены на рисунке 3.35.



Рисунок 3.35 – ОПФ среднегабаритной поковки: а, б - продольное направление, в, г – поперечное направление; а, в – исходное состояние, б, г – после ТО (Т6),

Сравнительный анализ ОПФ образцов из среднегабаритных поковок в исходном состоянии и уровня механических свойств показывает присутствие текстурной анизотропии, а также то, что высокий предел текучести характеризуется призматической текстурой, а временного сопротивления – базисной текстурой.

Проведение термической обработки (Т6) проводит к изменению характера анизотропии. В продольном направлении увеличивается призматическая текстура, а в поперечном направлении усиливается базисная текстура относительно исходного состояния. Таким образом, можно сделать вывод, что в процессе термической обработки, состоящей из закалки и длительного старения, происходит перераспределение текстурных компонентов.

Результатом такой переориентации должно являться повышение уровня прочностных свойств в поперечном направлении и снижении в продольном направлении поковки.

Механические свойства среднегабаритных поковок после закалки и старения

Определены механические характеристики поковок в продольном и поперечном направлениях при растяжении. Поковки изучены в состоянии после закалки и старения по различным режимам представлены в таблице 3.16.

Установлено, что применение термической обработки с температурой нагрева под закалку 520 °C, выдержкой 10 ч и охлаждением в воду температурой 80°C, с дальнейшим старением при 200 °C с выдержкой от 96 до 120 ч приводит снижению прочностных свойств и повышению пластичности в продольном направлении и резкому увеличению прочности в поперечном направлении при достаточно низком уровнем пластичности. Наибольшая величина временного сопротивления образцов при растяжении достигнута в поперечном направлении после выдержки 120 ч.

Таблица 3.16 – Результаты испытаний механических свойств образцов из среднегабаритных поковок, после ТО по различным режимам.

Режим № п/п	Режим термической обработки	Направление вырезки образцов	Временное сопротивление о _в , МПа	Предел текучести 502, МПа	Отн. удлинение _{δ5} , %
TO7	520°С, выдержка 10 ч, охлаждение в волу 80°С +	Продольное	<u>280-290</u> 285	<u>180-190</u> 185	<u>15,0-16,5</u> 16,0
107	200°С, выдержка 96 ч	Поперечное	<u>335-345</u> 345	<u>215-230</u> 220	<u>3,0-4,5</u> 3,5
TOS	520°С, выдержка 10 ч,	Продольное	<u>290-300</u> 295	185	<u>16,0-17,</u> 5 16,8
108	200°С, выдержка 120ч	Поперечное	350	<u>225-235</u> 230	<u>2,8-3,6</u> 3,0

95

Как старении, вероятнее повышение И при всего, прочностных характеристик В поперечном направлении может быть связано С перераспределением упрочняющих легирующих компонентов Y и Zn между слоями нанодисперсной фазы LPSO, поскольку фазовый состав сплава, исследованный методом растровой электронной микроскопии, сохраняется при всех изученных режимах закалки со старением.

По результатам проведенных исследований механических характеристик и и рентгеноструктурного анализа построены графики зависимости характеристик пластичности и прочности от полюсной плотности призматических и базисных нормалей (Рисунок 3.36).



Рисунок 3.36 – Диаграмма зависимости механических и прочностных характеристик от полюсной плотности: а - временного сопротивления и полюсной плотности базисных нормалей; б - пластичности и полюсной плотности

призматических нормалей.

Анализ диаграмм показывает, что повышение полюсной плотности базисных нормалей приводит к повышению временного сопротивления, а повышение полюсной плотности призматических нормалей приводит к повышению пластичности материала. 3.4 Исследование влияния технологических параметров деформации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и механические свойства штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16

3.4.1 Разработка технологических режимов изготовления штампованных полуфабрикатов

Штамповка специфики магниевых сплавов В силу гексагональной плотноупакованной кристаллической решетки магния и исследуемого сплава, имеет особенностей. Литые, либо промежуточные прессованные ряд заготовки, предназначенные для дальнейшей осадки, очень чувствительны к растягивающим напряжениям ввиду возможности появления поверхностных надрывов при их воздействии. Поэтому структуру заготовок контролируют, а заготовки обтачивают до полного исключения любых поверхностных дефектов, которые могут послужить концентраторами напряжений.

Как было указано в п.1.6, в настоящей работе, в качестве одной из основных задач была поставлена задача по определению технологических, физикомеханических и др. свойств полуфабрикатов и разработка технологического процесса изготовления не только кованых, но и штампованных полуфабрикатов с последующим изготовлением конкретных конструкционных элементов (в частности, деталей пассажирских кресел) летательного аппарата.

С этой целью была выбрана деталь - штамповка «кронштейн подлокотника» кресла.

Для изготовления штамповок данной модели на ПАО «КУМЗ» на основании расчетов было выполнено проектирование оснастки (штампа) для штамповки с одним переходом. Для проектирования оснастки была разработана 3D-модель штамповки детали «Кронштейн подлокотника» из сплава ВМД16 (Рисунок 3.37).



Рисунок 3.37 - 3D модель штамповки детали «Кронштейна подлокотника»

Штампованные полуфабрикаты массой 5 кг (шифр РЗ-26, размер 463 х 362 х 20 мм) изготавливались на ПАО «КУМЗ» из промежуточной прессованной заготовки (полосы) сечением 40х310 мм, полученной в промышленных условиях.

Нагрев заготовок производили в печи «Зиберт» цеха №4/4 ПАО «КУМЗ». Температуру воздуха в печи выбирали, исходя из результатов ранее проведенных работ - 380⁰C. Операцию штамповки производили на вертикальногидравлическом прессе 100 МН при полном усилии пресса за два жима с выдержкой, при этом использована смазка поверхности штампа и заготовки.

Исследования и отработка технологических режимов деформации для получения штамповок детали «Кронштейн подлокотника» пассажирского кресла из жаропрочного магниевого сплава ВМД16 проводились по режимам указанным в таблице 3.17.

Таблица 3.17 – Технологические параметры процесса штамповки из сплава ВМД16

Температура металла в начале штамповки, ⁰ С	Температура металла в конце штамповки, ⁰ С	Температура штампа в начале, ⁰ С	Температура штампа в конце, ⁰ С
350-365	350-370	370	360
360-365	360-380	570	300

На рисунке 3.38 представлен внешний вид штамповок «кронштейн подлокотника» из сплава ВМД16.



Рисунок 3.38 - Внешний вид штамповок «Кронштейн подлокотника» из сплава ВМД16: после деформации (а) и после обрезки облоя и химического оксидирования (б).

Штамповки имеют небольшие допустимые «неоформления». Дефекты в виде зажимов, заковов и т.п. на поверхности штамповок отсутствуют (Рисунок 3.38).

Исследование макрошлифов показало, что макроструктура однородная по всему сечению. Результаты исследования подтверждают, что структура мелкозернистая, излом чистый, без видимых инородных включений (Рисунок 3.39).





а б Рисунок 3.39 - Макроструктура (а) и структура излома (б) штамповки «кронштейн подлокотника» шифра РЗ-26 из сплава ВМД16

В целом, структура штамповки хорошо проработана, характеризуется мелким зерном, не имеет выраженных крупных включений. Это позволяет получить достаточно стабильный уровень механических свойств по всему сечению штамповки.

100

3.4.2 Исследование структуры, фазового состава и механических свойств штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16

Микроструктура исследованных образцов, вырезанных из штамповок сплава ВМД16, характеризуется вытянутыми в продольном направлении зернами, по границам которых могут наблюдаться строчечные выделения фрагментов эвтектики и частиц интерметаллидных фаз на основе циркония (рисунок 3.40) средний размер зерен не превышает 10 – 12 мкм, что является одной из причин малой анизотропии механических свойств [26].

Структура является типичной для кованых и штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16.



Рисунок 3.40 - Микроструктура штамповки сплава ВМД16 (продольное направление): а – общий вид, маркер 50 мкм; б – эвтектическая фаза, маркер 10 мкм; в – границы зерен, маркер 10 мкм. РЭМ.

Особенностью формирования микроструктуры сплава является образование термически устойчивых фрагментов первичной эвтектической составляющей, которые состоят из многослойных образований, располагающихся на фоне α-твердого раствора магния [26].

Фазовый состав штамповок аналогичен фазовому составу мало- и среднегабаритных поковок. Это объясняется тем, что химический состав и параметры деформации очень близки и, следовательно, фазовый состав неизменен.

Структура представлена фрагментами эвтектической составляющей, зёрнами LPSO-фазы основного твердого раствора с пластинами И частицами интерметаллидной фазы по границам зёрен (рисунок 3.41). Также наблюдается малоугловых значительное количество границ И повышенная плотность дислокаций. Кроме того, в объёме некоторых зёрен присутствуют частицы, имеющие в своём составе Zr, Mn и Cr. Размеры частиц лежат в диапазоне от 5 до 70 нм. В данном случае Mn и Cr – следы примесей.



Рисунок 3.41 - Микроструктура штамповки сплава ВМД16:

а- частицы интерметаллидов на границе зёрен, маркер 500 нм; б – внутренняя структура эвтектической пластины, содержащей следы деформационных изломов («kink deformation»), маркер 200 нм; в - пластины LPSO-фазы, г - результаты РСМА, маркер 100 нм. ПЭМ.

Определены пластины, протяженностью от границы до границы зерна, а также короткие однослойные пластины с длиной от 20 нм и толщиной до 3 нм.

. Ширина смногослойных пластин не превышает 12 нм.

Пластины LPSO-фазы распределены в зерне равномерно (рисунок 3.42 а), претерпевая изменение направления на малоугловых границах. Эвтектическая составляющая также проявляет признаки деформации: резкие и плавные изгибы, соответствующие направлению деформации матрицы (рис. 3.42 б).







Рисунок 3.42 – Микроструктура штамповки из сплава ВМД16: а - LPSO-фаза в субзёрнах, маркер 2 мкм; б - результат деформации эвтектической составляющей, маркер 200 нм. ПЭМ.

Внутренняя структура пластин эвтектики имеет различия в величине периода между дефектами упаковки (тёмные полосы) (рисунок 3.43). Центральная часть соответствует LPSO-фазе типа 18R (6 атомных плоскостей (001) между парой полос). Краевые части пластин имеют большее расстояние между дефектами упаковки и соответствует LPSO-фазе типа 14H (7 атомных плоскостей (001) между парой полос), обладающей меньшей концентрацией Zn и Y.



Рисунок 3.43 - Внутренняя структура эвтектики: центральная часть широкой пластины соответствует фазе 18R, края – 14H, маркер 50 нм. ПЭМ.

На границах зёрен наблюдались частицы интерметаллидных соединений. На границах субзёрен частицы интерметаллидов отсутствуют. Значимых различий в структуре центральной части поковки и приповерхностной области не обнаружено.

Механические свойства штамповок

Механические свойства при растяжении и сжатии штамповок массой 5 кг из сплава ВМД16 определяли в исходном состоянии (Таблица 3.18).

№п/п	Направление вырезки образца	Временное сопротивле ние, МПа	Предел текучести, МПа	Относитель ное удлинение, %	Условный предел текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^{c}$, МПа	Модуль упругости при сжатии Е ^с , ГПа
1	Продольное	<u>325-340</u> 340	<u>270-275</u> 275	<u>8,1-10,0</u> 8,7	<u>250-260</u> 255	<u>44-45</u> 45
2	Поперечное	<u>285-290</u> 290	<u>245-250</u> 250	<u>3,2-4,9</u> 4,1	<u>220-225</u> 220	<u>44-45</u> 45

Таблица 3.18 – Механические свойства при растяжении и сжатии образцов из штамповок сплава ВМД16

Анализ результатов испытаний показал, что значения условного предела текучести при сжатии всего на 6 – 7 % ниже, чем условный предел текучести при растяжении во всех исследуемых направлениях.

104

На основании полученных результатов исследований разработана технология изготовления штамповки детали «кронштейн подлокотника» пассажирского кресла из сплава ВМД16. Выбраны параметры операции штамповки (температура нагрева заготовки от 340 до 410 °C, температура нагрева штампа от 380 до 330 °C), позволяющие получить высокий уровень механических свойств и получение качественной поверхности штамповок.

Для серийных магниевых сплавов (в особенности для высокопрочных), в LPSO-фазы фазовом составе которых не формируются, выполняется соотношение: $\sigma_{0,2}^{c} \sim (2/3 \cdot \sigma_{0,2})$. Эта зависимость и особенности процессов деформации при растяжении и при сжатии были впервые рассмотрены в работе [38] английского исследователя и ученого E.F.Emley (*E.Ф. Эмли*). Причиной такого поведения служит ГПУ – кристаллическая структура магниевых сплавов. Разница в значениях характеристики условного предела текучести при деформации магниевых сплавов в процессе растяжения и в процессе сжатия может быть связана с различием действующих при этом механизмов деформации, которое проявляется только при наличии выраженной текстуры. Формирование LPSO-фаз в сплаве ослабляет текстуру, и, следовательно, снижает различие в величине рассмотренных характеристик. LPSO-фазы вызывают корректировку механизма деформации сплава при растяжении и при сжатии, что приводит к повышению предела текучести при сжатии и достижению практического равенства с пределом текучести при растяжении [26].

Несмотря на высокий уровень характеристик пластичности штамповок в продольном направлении, он является недостаточным для обеспечения надежности детали пассажирского кресла. К критериям надежности относят критерии пластичности, которые характеризуются относительным удлинением и относительным сужением после разрыва.

Как показали ранее проведенные исследования на кованых полуфабрикатах из сплава ВМД16, повысить относительное удлинение (с незначительным снижением прочностных свойств) можно за счет проведения термической обработки – отжига.

105

3.4.3 Разработка режима термической обработки штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16 для повышения характеристик пластичности

Для получения требуемых значений характеристик пластичности сплава, целесообразно применение отжига. Кроме того, как показали исследования поковок из сплава ВМД16, при температуре 350 °С и выдержке в течение 30 минут, процессы собирательной рекристаллизации не еще получают существенного развития, структура остается достаточно однородная И мелкозернистая, что создает условия для достижения оптимального комплекса прочностных и пластических свойств.

Выбранные для изучения режимы ТО представлены в таблице 3.19. Таблица 3.19 – Исследованные режимы термической обработки (отжиг) штамповки сплава ВМД16

Обозначение	Режим термической обработки		
режима			
TO1	300°С, выдержка 1 ч		
TO2	350°С, выдержка 1 ч		

Микроструктура исследованных образцов штамповки после термической обработки представляет собой описанные ранее в данной работе вытянутые в продольном направлении зерна твердого раствора, легированного иттрием и цинком, строчечные выделения фрагментов эвтектики и интерметаллидных частиц на основе циркония (белые частицы округлой или кубической формы на фотографиях) (рисунок 3.43 a, б и 3.44 a, б). В эвтектической составляющей присутствуют две фазы, различающиеся содержанием циркония (светлые и серые частицы на фотографиях).

Существенных различий в микроструктуре исследованных образцов из термообработанных штамповок сплава ВМД16 методом растровой электронной микроскопии не выявлено.



Рисунок 3.44 - Микроструктура штамповки сплава ВМД16 после отжига по режиму 300°С -1 ч (ТО1) (продольное направление): а – общий вид, маркер 50 мкм; б – эвтектическая фаза, маркер 10 мкм. РЭМ.





Рисунок 3.45 - Микроструктура штамповки сплава ВМД16 после отжига по режиму 350°С - 1 ч (ТО2) (продольное направление): а – общий вид, маркер 50 мкм; б – эвтектическая фаза, маркер 10 мкм. РЭМ.

Сравнение структуры в исходном состоянии и после ТО показало, что после нагрева при 300 °C в течение 1 часа заметных отличий не выявлено. Размер зерна практически не изменился. Утонение границ зерен может свидетельствовать о прохождении диффузионных процессов при ТО (рисунок 3.40 а и рисунок 3.44 а).

Термообработка по режиму TO2 визуально оказывает более заметное влияние: размер зерна увеличивается (в среднем с 10 – 12 мкм до 13 – 15 мкм), зерно укрупняется. Активность диффузионных процессов инициирует процессы рекристаллизации (рисунок 3.40 а, б; рисунок 3.45 а, б).

Исследование структуры штамповки методом ПЭМ, показало, что структура образцов качественно не отличается от структуры исследуемых в

107

данной работе полуфабрикатов и представлена зёрнами α-твердого раствора с пластинами LPSO-фазы и частицами интерметаллидных фаз, содержащих Y, Mg и Zn, и следами фаз, содержащих Nd, La и сформированными по границам зёрен.



Рисунок 3.46 - Микроструктура штамповки из сплава ВМД16: а – исходное состояние (после деформации), маркер 20 нм; б – после нагрева 1 час при 300 °C, маркер 20 нм; в - после нагрева 1 час при 350 °C (частицы интерметаллидов (нанодисперсные циркониды цинка)), маркер 500 нм; г - малоугловые границы зерен, маркер 500 нм. ПЭМ.

Пластины LPSO-фаз – преимущественно двух- и трехслойные, распределены в зернах равномерно. Присутствуют длинные пластины, от границы до границы зерна, и короткие пластины с длиной не более 200 нм. Толщина одиночных пластин в слоях LPSO-фаз составляет не более 1-3 нм, а многослойных пластин не превышает 14 нм (рисунок 3.46 а, б). Необходимо отметить повышенную плотность дислокаций внутри зёрен.
Сравнение структуры штамповки изученной методом РЭМ в исходном состоянии и после отжига в течении 1 ч при 350 °С показало увеличение размера зерен.

В структуре идентифицированы нанодисперсные частицы цирконидов цинка Zr_3Zn_2 , $ZrZn_2$, которые, как ранее нами было установлено [140] выделяются первично и сохраняются в сплаве на всех стадиях его формирования: от слитка до деформированного полуфабриката, и ТО при отжиге при 300 °C и 350 °C в течение 1 ч (рисунок 3.45 в). На рисунке 3.45 г четко видна область стыковки зерен с малоугловыми границами. В каждом из зерен выявлены нанодисперсные по толщине линии LPSO-фаз, пронизывающие твердый раствор и располагающиеся параллельно между собой внутри каждого зерна. Они тончайшей сеткой укрепляют тело каждого зерна. Такое расположение LPSO-фаз, что было доказано ранее, характерно для сплава в литом, гомогенизированном и деформированном состояниях [137,140].

Определение механических свойств штамповок

Определение механических свойств штамповок проводили в продольном и поперечном направлениях (таблица 3.20). Причины наличия малой анизотропии свойств ранее были рассмотрены нами и для других деформированных полуфабрикатов из сплава ВМД16 [141].

Таблица 3.20 – Механические свойства при растяжении и сжатии в исходном и термообработанном состояниях образцов из штамповок сплава ВМД16.

Обозна чение режима ТО	Режим термообра ботки	Направление вырезки	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ ₅ ,%	с, при сжатии МПа
Исходн	одн 2 -	Д	<u>325-340</u> 340	<u>270-275</u> 275	<u>8,1-9,3</u> 8,7	<u>250-260</u> 255
oe		П	<u>285-290</u> 290	<u>245-250</u> 250	<u>3,2-4,9</u> 4,1	<u>220-225</u> 220
TO1	300°C,	Д	<u>325-330</u> 330	<u>265-270</u> 265	<u>8,9-9,4</u> 9,0	<u>245-255</u> 250
101	выдержка 1 ч	П	<u>280-285</u> 285	<u>235-240</u> 245	<u>3,4-4,8</u> 4,2	<u>195-22</u> 205

Обозна чение режима ТО	Режим термообра ботки	Направление вырезки	σ _В , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ ₅ ,%	с, при сжатии МПа
TO2	350°C,	Д	<u>315-320</u> 320	<u>250-255</u> 250	<u>10,4-10,7</u> 10,6	$\frac{235-245}{235}$
TO2 F	выдержка 1 ч	П	<u>280-285</u> 285	<u>240-250</u> 245	<u>3,9-4,5</u> 4,1	<u>210-220</u> 205

Анализ полученных результатов показывает, что после воздействия отжига по режиму 350 °C в течение 1 часа прочностные характеристики при растяжении снижаются всего лишь на (5,9 – 9,0) %, при сжатии еще меньше – на (3,6 – 5,6) % в продольном направлении. Наиболее заметно изменение значений относительного удлинения при воздействии температур 300 и 350 °C в течение 1 часа. Здесь наблюдается повышение значений относительного удлинения, соответственно, на 3,3% и в ~1, 2 раза в продольном направлении.

3.5 Определение огневых характеристик кованых и штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД16

Огневые испытания проводили при помощи газовой горелки при воздействии пламени с температурой 1100 °С в соответствии с методическим материалом ММ 1.2.216-2021 и ММ 1.2.217-2021 [129, 130].

Определена температура нагрева поверхности образцов кованых и штампованных полуфабрикатов, продолжительность экспозиции в пламени горелки до первых признаков воспламенения и длительность остаточного горения образца [146]. Полученные результаты испытаний приведены в таблице 3.21.

Таблица 3.21 Результаты испытаний на воспламеняемость образцов толщиной 5 мм из штамповки и среднегабаритной поковки сплава ВМД16.

Номер		Продолжительность	Продолжительность	Температура
образ	Вид п/ф	экспозиции в пламени	остаточного горения	воспламенения,
ца		горелки, с	до воспламенения, с	°C
1		171	220	975
2		106	5	977
3	Штамповка	182	244	846
4		193	33	833
5		79	3	844
6		150	345	873
7	Ποκορκα	88	209	812
8	10ковка 10 кг	299	287	906
9	I U KI	77	230	914
10		216	24	963

Минимальная температура, при которой начался процесс горения (рисунок 3.47 а) составила 812°С. По мнению зарубежных коллег [142], данная температура воспламенения позволяет считать сплав пожаробезопасным [143].

Проведение испытаний сопровождалось сильной деформацией образца (рисунок 3.47 б).





б

Рисунок 3.47 - Процесс горения поковки сплава ВМД16 (а) и внешний вид образца толщиной 5 мм из штамповки сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний под воздействием пламени газовой горелки (б).

Высокая температура возгорания связана с присутствием РЗМ в составе сплава. Под воздействием пламени горелки на поверхности образцов наблюдаются непрерывный рост и утолщение защитной оксидной пленки магния и оксидов легирующих элементов, при этом сами образцы «раздуваются» изнутри за счет паров магния. Однако, ключевая роль в обеспечении защитной функции в процессе окисления отводится оксиду иттрия (Y₂O₃). Наивысший защитный эффект достигается из-за наличия и других оксидов легирующих элементов [146].

Изменение формы образца приводит к растрескиванию оксидного слоя, после чего расплавленный магний вступает в реакцию с кислородом с выделением большого количества тепловой энергии, приводящей к возгоранию.

На рис. 3.47 а представлен фрагмент образца со следами продуктов горения черного цвета, состоящих из магния, неодима и иттрия [144, 145, 146]. Быстрое образование оксидной пленки на поверхности предотвратило дальнейшее воспламенение образца.





Рисунок 3.48 - Фрагменты образцов из сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний под воздействием пламени газовой горелки.

Некоторые образцы после отвода пламени горелки сгорели частично, другие образцы - полностью. Это связано с тем, что поврежденный защитный оксидный слой оказался не способен на быстрое образование и утолщение оксидной пленки, препятствующей контакту расплавленного металла с воздухом.

На рисунке 3.48 представлена поверхность образца с частицами порошка белого цвета, которые являются продуктами горения. Данный порошок предположительно является смесью оксидов магния и лантана [147].

Проведено исследование структуры методом РЭМ самозатухших образцов. Установлено, что структура этих образцов представляет собой структуру литого материала (рисунок 3.49).

С удалением от зоны подвергшейся воздействию пламени, увеличиваются размеры зерен [146].

Анализ структуры методом РЭМ образцов до (рисунок 3.39) и после (рис. 3.49) теплового воздействия показал, что наблюдается снижение толщины границ зерен и частичное растворение фрагментов эвтектики. Это является следствием реакции окисления иттрия и образования его оксида на поверхности образца.

113



Рисунок 3.49 - Микроструктура штамповки сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний в зоне воздействия высокой температуры (*a* – ×30; *б*, *c* – ×100, в, *д* – ×500) РЭМ; е, ж - локальный элементный состав на поверхности образца

Из-за высокого сродства к кислороду как магния, так и иттрия при воздействии высокой температуры происходит диффузия элементов к поверхности, где происходит взаимодействие с кислородом с образованием оксидных пленок MgO, Y₂O₃ и других легирующих элементов.

Исследование методом ПЭМ показало, что структура представлена зернами твердого раствора на основе магния с пластинами LPSO-фазы в объеме зерен и эвтектической составляющей, располагающейся по границам зерен (рисунок 3.50). Пластины LPSO-фазы в объеме зерна в основном однослойные (рисунок 3.50 а).

Границы зерен четко прослеживаются и выглядят как линии с изломами, проходящих вдоль кристаллографических направлений (001)_{Mg} (рисунок 3.50 б).

В эвтектике определено два вида соединений. Первые - с высоким содержанием лантана и неодима, вторые - цинка и иттрия. (рисунок 3.50 в, г;).



Рисунок 3.50 - Структура штамповки сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний на расстоянии 0,5 см от зоны воздействия высокой температуры: а – пластины LPSO-фазы в объеме зерен, маркер 100 нм; б –

граница между зерном (внизу) и эвтектикой, маркер 500 нм; в – фрагмент эвтектической составляющей, маркер 1 мкм; г – внутренняя структура эвтектической составляющей вблизи границы с зерном, маркер 20 нм; д - результаты РСМА, маркер 1 нм. ПЭМ

Микроструктура образцов из сплава ВМД16 после проведения огневых испытаний соответствует структуре сплава в литом состоянии.

Проведен фрактографический анализ сгоревшего образца для оценки вида его разрушения. Дополнительно был изучен излом образца, не подвергавшийся термическому воздействию (рисунок. 3.51, а и рис. 3.52, а). В образце без воздействия пламени, разрушение прошло внутризеренно с образованием мелкоямочного рельефа (рис. 3.51, б). В образце, подвергшемся воздействию пламени горелки, разрушение прошло с образованием малопластичного ямочного рельефа, хрупкого разрушения по упрочняющей фазе не наблюдается (рис. 3.52, б) [146].





Рисунок 3.51 - Строение излома штамповки сплава ВМД16 в исходном состоянии: а – общий вид излома, маркер 2 мм; б – внутризеренное разрушение, маркер 10 мкм.

РЭМ



Рисунок 3.52 - Строение излома штамповки сплава ВМД16, после воздействия пламени горелки: а – общий вид излома, маркер 2 мм; б – внутризеренное разрушение, маркер 10 мкм. РЭМ

Высокая температура воспламенения магниевого сплава ВМД16 связана наличием в его составе легирующих элементов из иттриевой и цериевой подгрупп.

Определено, что под воздействием высокой температуры из-за высокого сродства к кислороду как магния, так и иттрия происходит диффузия этих элементов к поверхности на которой образуется термостойкий оксидный слой, состоящий из смеси оксидов иттрия и других легирующих элементов, значительно повышающие порог воспламеняемости сплава.

Выводы по Главе 3

1. По результатам проведенных исследований были выбраны общие технологические режимы ковки прессованных заготовок из сплава ВМД16: температура нагрева заготовок 370 - 420°С, температура нагрева инструмента не более 330-340°С; скорость деформации до 2 мм/с. Данные режимы позволили обеспечить высокие прочностные характеристики кованых полуфабрикатов (при малой анизотропии этих свойств):

- в продольном: $\sigma_{\scriptscriptstyle B}=335$ - 355 МПа; $\sigma_{\scriptscriptstyle 0,2}=310$ - 345 МПа; при $\delta=14$ - 17,5 %;

- в поперечном: $\sigma_{\rm B}=315$ - 350 МПа; $\sigma_{0,2}=285$ - 345 МПа; при $\delta=7,4$ - 16,0 %.

Условный предел текучести $\sigma_{0,2}^{c}$ при сжатии в продольном направлении составляет: $\sigma_{0,2}^{c} = 310 - 325$ МПа; в поперечном направлении $\sigma_{0,2}^{c} = 290 - 340$ МПа. Более низкая температура деформации способствует повышению прочностных свойств полуфабриката. Повышение температуры деформации приводит к снижению прочностных свойств, что связано с процессами динамической рекристаллизации.

2. Выбраны режимы и схемы деформации промежуточных заготовок из сплава ВМД16 для получения поковок в промышленных условиях с достаточно высоким и стабильным уровне механических свойств массой 10 и 22 кг: температура нагрева заготовок 370 - 420°C, температура нагрева инструмента не более 375°C; скорость деформации до 2 мм/с.

3. Применение усиленной схемы ковки позволило повысить (до 6 %) прочностные характеристики в продольном направлении при некотором их снижении в поперечном.

4. Установлено, что структура сплава при температурах до 420 С способна сохранять стабильность, поскольку границы зерен заблокированы фрагментами устойчивой остаточной эвтектики, дополнительно упрочненной дисперсными включениями, а α-твердый раствор как сеткой укреплен частицами цирконидов

цинка и пронизан слоями нанодисперсных LPSO-фаз.

5. Отжиг поковок в интервале температур 300-400 °C с выдержкой 0,5 часа не оказывает значительного влияния на уровень механических свойств. Установлено снижение анизотропии основных механических свойств в продольном и поперечном направлениях поковок обоих видов средне- и малогабаритных поковок после проведения отжига по режимам: 350°C - 400°C, выдержка 0,5 ч, связанное с протеканием процессов рекристаллизации и соответствующими структурными изменениями. Заметное разупрочнение имеет место при температурах отжига свыше 400 °C.

6. Старение, в силу заторможенности диффузионных процессов в сплаве ВМД16, необходимо проводить при температуре нагрева 200°С и выдержке не менее 96 ч, что приводит к перераспределению элементов в составе интерметаллидных фаз и способствует повышению прочностных характеристик.

7. Установлено, что в поперечном направлении поковок старение при 200°С и выдержке 96 ч приводит к повышению прочностных свойств с одновременным снижением характеристики пластичности.

8. Доказано, что применение режима закалки (Тб) при температуре 520°С с выдержкой 10 ч, охлаждение в воду 80°С с последующим старением по режиму: 200°С – 120 ч, вызывает снижение прочностных свойств, повышение характеристик пластичности в продольном направлении и резкое увеличение прочности В поперечном направлении при достаточно низком уровне пластичности частичного растворения за счет интерметаллидных фаз, содержащих Zn, Y и La, и перераспределения текстурных компонентов (усиления базисной текстуры в продольном направлении и призматической в поперечном направлении).

9. Выбраны технологические режимы и схема ковки заготовок из сплава ВМД16 для получения штамповок массой 5 кг в промышленных условиях: температура нагрева заготовок 350 - 365°C, температура нагрева инструмента не более 370°C; скорость деформации до 2 мм/с, полным усилием пресса за два жима.

10. Установлено, что отжиг штамповок при температуре 350 °С в течение 1 часа приводят к снижению прочностных характеристик при растяжении всего лишь на (5,9 – 9,0) %, при сжатии еще меньше – на (3,6 – 5,6) % в продольном направлении. Наиболее заметно изменение значений относительного удлинения при воздействии температур 300 и 350 °С в течение 1 часа. Наблюдается повышение значений относительного удлинения в продольном направлении, соответственно, на 3,3% и в ~1,22 раза.

11. Определено, что под воздействием высокой температуры из-за высокого сродства к кислороду как магния, так и иттрия происходит диффузия этих элементов к поверхности на которой образуется термостойкий оксидный слой, состоящий из смеси оксидов иттрия (Y₂O₃) и других легирующих элементов, значительно повышающие порог воспламеняемости сплава.

12. Установлено, что минимальная температура, при которой возможен процесс горения составляет 812°С. Указанная температура воспламенения позволяет считать сплав пожаробезопасным.

ГЛАВА IV. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ (СТАТИЧЕСКИХ, ДИНАМИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ) КОВАНЫХ И ШТАМПОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ДЕФОРМИРУЕМОГО ЖАРОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ВМД16

На основании проведенных исследований по разработанным технологическим режимам деформации были выпущены технологические рекомендации на изготовление кованых и штампованных полуфабрикатов в промышленных условиях ПАО «КУМЗ» . Изготовлены опытно-промышленные партии полуфабрикатов.

Разработаны технологии изготовления поковок и штамповок из магниевого сплава ВМД16, выпущена нормативная TP 1.2.2349-2014 документация: «Изготовление поковок из сплава ВМД16» [149], ТУ 1-804-546-2014 «Поковки из сплава марки ВМД16» (Опытно-промышленная партия) литера О₁ от 08.10.2014 г. Изменение № 1 к Технологической рекомендации ТР 1.2.2349 - 2014 [150]. ВМД16» [151], «Изготовление поковок из сплава Изменение № 1 к ΤУ «Поковки 1-804-546-2014 ВМД16» [152], ИЗ магниевого сплава ТР 1.2.2907-2021 «Изготовление штамповок из жаропрочного магниевого сплава марки ВМД16» [153], ТУ 1-804-602-2021 «Штамповки из магниевого сплава марки ВМД16» литера «О» [154]. Также на основе проведенных исследований разработан патент на способ обработки магниевых сплавов [155].

Проведена общая квалификация (паспортизация) кованых полуфабрикатов и выпущены два дополнения к паспорту №1889 на жаропрочный магниевый сплав марки ВМД16 [156]. Были определены:

- механические свойства (растяжение) при температурах: минус 70 °C; плюс 20, 125, 150, 200, 250, 300 °C (σ_B, σ_{0,2}, Ε, δ, ψ);

- механические свойства при сжатии ($\sigma_{0,2}^{c}$, E^{c}) при 20 °C;

- ударная вязкость KCU;

- сопротивление срезу τ_{cp} при 20 °C;

- статическая чувствительность к надрезу;

- механические свойства (растяжение) (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , E, ψ) при 20 °C после воздействия нагревов при температурах: 150 °C, 100 ч; 200 °C, 100 ч;

- предел ползучести $\sigma_{0,2}^{150}$, $\sigma_{0,2}^{200}$;

- предел длительной прочности σ_{100}^{150} , σ_{100}^{200} ;

- циклическая долговечность (N) при осевой нагрузке при 20 °C;

- общая коррозионная стойкость сплава с покрытием и без покрытия;

- результаты определения коррозионного растрескивания методом заданной деформации;

- способ защиты от коррозии.

Общая квалификация (паспортизация) на штампованные полуфабрикаты не проводилась, но были определены основные механические, динамические и коррозионные характеристики.

Результаты проведенных испытаний представлены в таблицах 4.1 – 4.5

Таблица 4.1 – Результаты испытаний механических свойств при растяжении и сжатии образцов в при 20 °C из деформированных полуфабрикатов из сплава ВМД16.

Наименован	Направле	Уровень свойств магниевых сплавов				
ие	ние					
характерист		Поковка	Поковка 22кг	Штамповка 5 кг		
ики		10 кг	(без т/о)	(без т/о)		
		ВМД16 Т1	ВМД16	ВМД16		
σ _в , МПа	Π	310-320	320-350	325-335		
	Д	315	330	330		
	п	290-310	<u>295-300</u>	285-290		
	11	300	295	290		
σ _{0,2} , ΜΠа	Π	260-265	<u>240-275</u>	<u>260-275</u>		
	Д	260	260	265		
	п	<u>240-255</u>	<u>230-240</u>	<u>245-250</u>		
	11	245	235	250		
δ, %	Π	16,0-20,0	<u>9,7-16,5</u>	<u>9,0-10,0</u>		
	Д	18	13	9,4		
	п	11,0-15,5	5,4-7,0	3,2-4,9		
	11	13,0	6	4,1		

Наименован	Направле	Уровень свойств магниевых сплавов			
ие	ние				
характерист		Поковка	Поковка 22кг	Штамповка 5 кг	
ИКИ		10 кг	(без т/о)	(без т/о)	
		ВМД16 Т1	ВМД16	ВМД16	
σ ^с _{0,2} , МПа	Π	275-290	250-260	250-280	
	д	285	255	270	
	п	255-265	235-245	235-245	
	11	260	240	240	

* Д – продольное направление, П – поперечное направление. П р и м е ч а н и е – В числителе приведены минимальные и максимальные значения характеристик, в знаменателе - средние по результатам испытания 5-7 образцов.

Таблица 4.2 – Результаты испытаний механических свойств при растяжении образцов из деформированных полуфабрикатов из сплава ВМД16 в продольном и поперечном направлениях при отрицательных и повышенных температурах.

	Направление	Уровень свойств магниевых сплавов		
Наименование		Поморио10 иг	Поновно 22иг	
характеристики				
		ВМДІбІІ	(0e3 T/O)	
	п	350-365	325-340	
	Д	355	335	
$\sigma_{\rm B}$, MIIIa	п	330-345	<u>320-330</u>	
	11	335	315	
	Π	290-300	<u>265-275</u>	
-70 MIT	Д	295	250	
$O_{0,2}$, with	П	270-280	<u>250-265</u>	
		275	250	
	Д	<u>295-300</u>	<u>290-295</u>	
-200 MITo		300	295	
$O_{\rm B}$, WIIIa	п	<u>290-300</u>	<u>280-285</u>	
	11	296	280	
	Π	<u>230-240</u>	<u>210-230</u>	
200	д	235	220	
σ _{0,2} ²⁰⁰ , ΜΠa		230-240	205-210	
	Π	235	$\frac{203 \ 210}{210}$	
		145.150	150,170	
	Д	<u>145-170</u>	$\frac{150-170}{165}$	
σ ³⁰⁰ , ΜΠa		155	165	
Б 7 ···	П	<u>150-160</u>	<u>140-170</u>	
	-	155	155	

Наименование	Направление	Уровень свойств магниевых сплавов		
характеристики		Поковка10 кг ВМД16 Т1	Поковка 22кг (без т/о)	
σ ³⁰⁰ ΜΠο	Д	<u>115-135</u> 125	<u>135-115</u> 130	
$0_{0,2}$, wir lâ	П	<u>110-120</u> 115	<u>120-125</u> 120	

Таблица 4.3 – Результаты испытаний ударной вязкости и циклической долговечности образцов из деформированных полуфабрикатов из сплава ВМД16 в продольном и поперечном направлениях при 20 °C

Наименование	Направление	Уровень свойств магниевых сплавов		
характеристики				
		Поковка	Поковка	Штамповка 5
		10 кг	22кг	КГ
		ВМД16Т1	(без т/о)	(без т/о)
	Π	59,2-70,8	50,8-66,5	29-32
\mathbf{V} CU \mathbf{r} \mathbf{T} \mathbf{r} \mathbf{T}	Д	66,3	60,5	30
ксо, кдж/м	п	69,2-82,7	20,5-33,3	<u>26-32</u>
	11	77,5	28,4	28
Циклическая				
долговечность при				
осевом нагружении,			10120	
$\sigma_{\text{max}} = 155 \text{ M}\Pi a$,	Д	20090 - 231130	19120 -	-
частота нагружения			1/8280	
f=5 Гц, R=0,1 на				
цилиндрических				
образцах с надрезом				
c $\alpha_{\sigma} = 2,2$	п	12200 200770	0770 10100	
Напряжение	11	13390 - 209670	8770 - 19120	-
$\sigma_{\text{max}}^{\text{herro}} = 155 \text{ M}\Pi a$				

Таблица 4.4 – Результаты испытаний образцов по определению характеристик жаропрочности и ползучести кованой поковки в продольном направлении при 150 и 200 °C

Наименование	Dur rorubofrugoro	Температура испытания, °С	
характеристики	вид полуфаориката	150	200
Предел длительной прочности	Поковка 10 кг ВМД16 Т1	305	205
σ_{100}^{T} , M Π a	Поковка 22 кг ВМД16	290	190
	Поковка 10 кг ВМД16 Т1	245	105
предел ползучести 0 _{0,2/100} , мпта	Поковка 22 кг ВМД16	235	100

Таблица 4.5 – Результаты испытаний образцов из деформированных полуфабрикатов сплава ВМД16 по определению скорости коррозии

		Vcp, г/м ² ·сут			
However		Поковка	Поковка	Штамповка	
паименов	ание характеристики	10 кг	22 кг	5 кг	
		ВМД16 Т1	ВМД16	ВМД16	
Общая	г/м ² в сутки (по потере массы)	16,45	18,66	11,7	
коррозионная стойкость	³ см /см [*] сут (по количеству выделившегося водорода)	2,10	2,31	1,834	

Испытания проводили в рабочих ёмкостях при полном погружении в 3 % раствор NaCl. Объём раствора составлял 50 см³ на 1 см² поверхности образца. В процессе испытаний раствор не меняли и не обновляли. Длительность испытаний – 48 часов.

Сравнительные характеристики полуфабрикатов из магниевого сплава ВМД16 с отечественными и зарубежными аналогами приведены в таблице 4.6.

Таблица 4.6 - Сравнительные характеристики деформированных полуфабрикатов из высокопрочных и жаропрочных магниевых сплавов

	Уровень свойств магниевых сплавов					
	(минимальные значения)					
Наименова ние характерис тики	Поковка 10 кг ВМД16 Т1	Поковка 22кг (без т/о)	Штамповка 5 кг (без т/о)	Поковка MA14 (T1) [148]	Поковк а ZK60A (Т6) (США, EC) [157]	Поковка MA12 (Тб) [148]
σ _в , МПа	310	320	325	275	295	275
σ _{0,2.} , ΜΠa	260	240	260	245	220	147
σ [°] _{0,2} , МПа	275	250	250	-	-	-
δ,%	16,0	9,7	9,0	12	3	10
σ _{0,2} ¹⁵⁰ 100, ΜΠα	245	235	-	14,7 (при 125°С, 100ч)	-	123
$\sigma_{\scriptscriptstyle B}^{\ 300}$	145	150	-	-	-	102
КСU, кДж/м ²	59,2	50,8	29	60	-	-

Поковки из жаропрочного сплава ВМД16 рекомендуются для изготовления деталей в конструкции изделий авиационной техники, в том числе деталей системы управления (качалки, кронштейны и т.п.) работоспособных в диапазоне температур от минус 70 °C до плюс 200 °C.

ГЛАВА V. ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ПОЛУЧЕННЫХ В РАБОТЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В промышленных условиях ПАО «КУМЗ» были изготовлены опытнопромышленные партии поковок и штамповок из магниевого жаропрочного сплава ВМД16.

Малогабаритные и среднегабаритные поковки были переданы на АО «НЦВ Миль и Камов» для изготовления деталей и проведения стендовых испытаний. Изготовление детали из штамповки и проведение испытаний проводилось в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

На АО «НЦВ Миль и Камов» из малогабаритной поковки массой 10 кг изготовлен прототип детали в составе системы внешней подвески (подкос) из кованой поковки из сплава ВМД16 и проведены стендовые испытания в сравнении с серийным сплавом MA14.

Для проведения стендовых испытаний была разработана программа стендовых испытаний, согласно которой нагружения объектов испытаний проводились от 0 H (0 кгс) до разрушения, ступенями по 490 H (50 кгс) с выдержкой на каждой ступени 3 секунды. Схема нагружения представлена на рисунке 5.1.



Рисунок 5.1 Схема нагружения. Подкос ЭУп-260-96-390

Результаты испытаний (рисунок 5.2) показали, что разрушение прототипа детали «подкос», изготовленного из кованой поковки ВМД16Т1, произошло при нагрузке 39356,8 Н (4016 кгс), что превышает на 10 % (3567,2 Н (364 кгс)) нагрузку, при которой произошло разрушение детали «подкос» ЭУп-260-96-390,

изготовленной из кованой поковки МА14Т1 ТУ 1-92-147-89 (нагрузка 35789,6 Н (3652 кгс)).



Рисунок 5.2 Внешний вид прототипа детали из сплава ВМД 16 Т1: а, б – Прототип детали «Подкос» 2602.9608.070.072 (аналог ЭУп-260-96-390) из сплава ВМД 16 Т1; в – Прототип детали «Подкос» 2602.9608.070.072 (аналог ЭУп-260-96-390) из сплава ВМД 16 Т1 на стенде.

Разрушение берет начало от концентратора напряжений в виде радиуса R5 по месту его перехода с торца проушины Ø 18 мм на стенку подкоса толщиной ~ 3,5 мм. Проведенный анализ излома показал, что разрушение прототипа и детали носит пластический характер и произошло вследствие повышенных нагрузок при стендовых испытаниях. Возникновение вязкого излома означает, что материал до разрушения выдержал нагрузку, соизмеримую с пределом прочности.



Рисунок 5.3 Детали после испытаний: а – общий вид подкосов из сплавов ВМД16Т1 и МА14Т1; б – вид изломов из сплавов ВМД16Т1 и МА14Т1

По результатам стендовых испытаний прототипа детали в составе системы внешней подвески (подкос) получено положительное «Заключение о возможности применения детали в составе системы внешней подвески (подкос) из сплава ВМД16 в перспективных изделиях вертолетной техники». (Приложение 2)

Из среднегабаритной поковки массой 22 кг изготовлена деталь кронштейнкачалка «ЭУа-260-51-386» (Рисунок 5.4)

Проведены стендовые испытания модельной детали (кронштейн-качалка ЭУа-260-51-386) из поковки сплава ВМД16 в условиях вертолетного завода для определения статической прочности согласно Программе стендовых испытаний.

129



а

б

Рисунок 5.4 Кронштейн-качалка «ЭУа-260-51-386»: а – 3D модель, б – внешний вид

Нагружение производилось ступенями по 50 кгс от 0 до разрушения, с выдерживанием на каждой ступени не менее 3-х секунд.

По проведенным испытаниям оценки статической прочности модельной детали кронштейн-качалка из сплава ВМД16 было дано Заключение о возможности применения поковок из сплава ВМД16 в перспективных изделиях вертолетной техники. (Приложение 1).

В НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ был изготовлен прототип детали подлокотника для силовой конструкции пассажирских кресел из штамповки жаропрочного магниевого сплава ВМД16 (Рисунок 5.5).



Рисунок 5.5 Внешний вид прототипа детали подлокотника из сплава ВМД16

Для проведения динамических испытаний прототипа детали подлокотника для силовой конструкции пассажирских кресел из штамповки жаропрочного магниевого сплава ВМД16 были выбраны испытания на воздействие одиночного удара по ГОСТ 28213-89. Испытания проводились в двух плоскостях, продольно-

130

боковой и вертикально-продольной, по одному прототипу детали на плоскость (Рисунок 5.6).



Рисунок 5.6 – Внешний вид прототипа детали подлокотника из сплава ВМД16 перед проведением испытаний

Для продольно-бокового удара пиковое ударное ускорение составило 160 м/с², время достижения пиковой нагрузки $\leq 0,09$ с, изменение скорости в процессе удара $\geq 13,4$ м/с. Для вертикально-продольного удара пиковое ударное ускорение составило 140 м/с², время достижения пиковой нагрузки $\leq 0,08$ с, изменение скорости в процессе удара $\geq 10,7$ м/с. В обоих направлениях удара форма импульса – полусинусоидальная. Результаты визуального осмотра показали отсутствие повреждений детали после испытаний (1 удар на каждое направление). Анализ результатов показал, что испытанные детали выдержали приложенные нагрузки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Исследовано влияние технологических параметров ковки и штамповки на прочностные свойства фазовый состав И деформированных структуру, полуфабрикатов из жаропрочного магниевого сплава ВМД16 системы Mg-Zn-Zr-РЗМ. Наличие термостабильных упрочняющих фаз $ZrZn_2$, (Mg, Zn)₅Y, Mg₁₂Nd, Mg₁₂La, Mg₁₂ZnY позволяет применять режимы деформации с широким интервалом температур: температура нагрева заготовок 350 – 420 °C, температура нагрева инструмента не более 370 °С. Структура и фазовый состав способны сохранять стабильность, а также высокий уровень прочностных свойств в интервале (20 - 300) °C за счет того, что границы зерен заблокированы частицами фрагментов устойчивой остаточной эвтектики, а пластины наноразмерных LPSO – фаз пронизывают объем каждого зерна.

2. Применение разработанных схем деформации при изготовлении малогабаритной поковки позволяет добиться в горячекованом состоянии отсутствия анизотропии механических свойств по пределу прочности и текучести, причем применение усиленной схемы ковки приводит к повышению прочностных характеристик на 5% в продольном направлении при снижении на 6 % в поперечном.

3. Исследовано влияние термической обработки на структуру, фазовый состав и свойства кованых и штампованных полуфабрикатов из жаропрочного деформируемого магниевого сплава. Установлено, что:

- заметное разупрочнение полуфабрикатов происходит при температурах отжига свыше 400 °C;

- в процессе проведения термической обработки по режимам T1 и T6, предусматривающим длительную выдержку (96-120 ч), в продольном направлении имеет место снижение прочностных и повышение пластических свойств; при этом в поперечном направлении этих полуфабрикатов наблюдается увеличение прочностных свойств и заметное снижение характеристик пластичности за счет активизации диффузионных процессов, приводящих к частичному растворению интерметаллидных фаз, содержащих Zn, Y и La, и перераспределению текстурных компонентов.

4. Проведенные огневые испытания полуфабрикатов из жаропрочного сплава ВМД16 показали, магниевого что минимальная температура 812 °C, воспламенения составляет что позволяет считать сплав Установленная пожаробезопасным. температура превышает порог воспламеняемости серийных деформируемых магниевых сплавов не менее, чем на 350°С.

5. Проведена общая квалификация малогабаритных и среднегабаритных поковок из сплава ВМД16, выпущены два дополнения к паспорту; разработаны нормативные документы, включая Технологические Рекомендации (2), Изменение к ТР (1) Технические Условия (2) и Изменение к ТУ (1).

Благодарности

Автор выражает благодарность главному научному сотруднику НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ д.т.н., доцент, Волковой Е.Ф. за научное руководство, помощь и поддержку при выполнении работ по теме диссертации.

Автор выражает признательность за содействие в исследованиях, оказанное при выполнении работы:

Начальнику НИО, к.т.н. Дуюновой В.А. и начальнику лаборатории к.т.н., Леонову А.А. за консультативную помощь в подготовке диссертационной работы;

Начальнику сектора Акининой М.В. и инженеру 2 категории Алиханяну А.А. – в части подготовки материала, исследований и разработки полуфабрикатов из деформируемого магниевого сплава;

Начальнику сектора, к.т.н. Медведеву П.Н., начальнику сектора Филоновой Е.В., ведущему научному сотруднику, к.т.н. Чабиной Е.Б. – в части рентгенофазового анализа и исследований микроструктур полуфабрикатов из деформируемого магниевого сплава.

Список сокращений и условных обозначений

σв	Временное сопротивление, МПа
σ _{0,2}	Предел текучести, МПа
δ	Относительное удлинение, %
КИМ	Коэффициент использования материала
ТО	Термическая обработка
ЛА	Летательные аппараты
DSW DSJ	Редкоземельные металлы, или в соответствии с принятыми в
1 0101, 1 000	современной научной литературе редкоземельные элементы
MPCA	Микрорентгеноспектральный анализ
РЭМ	Растровый электронный микроскоп
ПЭМ	Просвечивающий электронный микроскоп
ОПФ	Обратная полюсная фигура
ДТА	дифференциальный термический анализ
γ	Плотность, кг/м ³

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Каблов Е.Н. Материалы нового поколения основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16-21.
- Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В. О природе жаропрочности деформируемого магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr-P3Э // Металловедение и термическая обработка металлов. 2021. № 4 (790). С. 21-27. DOI: 10.30906/mitom.2021.4.21-27
- Петров А.А., Сперанский К.А Магниевые сплавы: перспективные отрасли применения, преимущества и недостатки (обзор). Часть 2. Механизм деформации и анизотропия механических свойств магниевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. №11. Ст.02. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-12-24.
- Леонов А.А., Трофимов Н.В., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Тенденции развития литейных магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения (обзор). // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. №2. Ст.01. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.
- 5. Performance standart for seats in civil rotocraft and transport airplanes, 1990
- B. Mordike, T. Ebert. Magnesium: Properties-Applications-Potential. Mater. Sci. Eng. A. 2001. Vol. 302. P. 37-45.
- S.R. Agnew. Wrought magnesium: A 21st century outlook. JOM. 2004. Vol. 56. P. 20-21.
- 8. C. Bettles, M. Gibson. Current wrought magnesium alloys: Strengths and weaknesses. JOM. 2005. Vol. 57. P. 46-49.
- Z. Yang, J. Li, J. Zhang, G. Lorimer, J. Robson. Review on Research and Development of Magnesium Alloys. Acta Metall. Sin. (Eng. Lett.). 2008. Vol. 21. P. 313-328.
- 10. N. P. Papenberg, S. Gneiger, I. Weibensteiner, P. J. Uggowitzer, S.

Pogatscher. Mg-Alloys for Forging Applications – A Review. Materials. 2020. Vol. 13 (4). P. 985. DOI: 10.3390/ma13040985.

- Hiroyuki Watanabe, Hidetoche Somekawa (Osaka, Japan). Fine-grain process by equal channel angular extrusion of rapidly quenched bulk Mg-Y-Zn alloy. J. Materials Research Society. 2005, Vol. 20, No.1, p. 93-102.
- Guangyin Yuan, Hidemi Kato, Kenji Amiya etc. Excellent creep properties of Mg-Zn-Cu-Gd based alloy strengthened by guasicrystals and Laves phases. J.Mater.Res. Vol. 20, No 5, May 2005, p. 1278-1286.
- Fabien Briffod, Shin Ito, Takayuki Shiraiwa, Manabu Enoki. Effect of long period stacking ordered phase on the fatigue properties extruded Mg-Y-Zn alloys. International Journal of Fatigue 128 (2019). P.105-205.
- S. Yoshimoto, M. Yamasaki, Y. Kawamura, Microstructure and mechanical properties of extruded Mg-Zn-Y alloys with 14H long period ordered structure, Mater. Trans. 47 (2006) 959–965.
- J.H. Zhang, Z. Leng, S.J. Liu, J.Q. Li, M.L. Zhang, R.Z. Wu, Microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Dy-Zn alloy with long period stacking ordered structure or stacking faults, J. Alloys. Comp. 509 (2011) 7717– 7722.
- J.B. Shao, Z.Y. Chen, T. Chen, R.K. Wang, Y.L. Liu, C.M. Liu, Texture evolution, deformation mechanism and mechanical properties of the hot rolled Mg-Gd-Y-Zn- Zr alloy containing LPSO phase, Mater. Sci. Eng. A731 (2018) 479–486.
- J.K. Kim, S. Sandlobes, D. Rabbe, On the room temperature deformation mechanisms of a Mg-Y-Zn alloy with long-period-stacking ordered structure, Acta Mater. 82 (2015) 414–423.
- K. Hagihara, Z. Li, M. Yamasaki, Y. Kawamura, T. Nakano, Strengthening mechanisms acting in extruded Mg-based long-period stacking ordered (LPSO)-phase alloys, Acta Mater. 163 (2019) 226–239.
- 19. X.H. Shao, Z.Q. Yang, X.L. Ma, Strengthening and toughening mechanisms in Mg- Zn-Y alloy with a long period stacking ordered structure, Acta

Mater. 58 (2010) 4760-4771.

- N. Tahreen, D.F. Zhang, F.S. Pan, X.Q. Jiang, C. Li, D.Y. Li, D.L. Chen. Characterization of hot deformation behavior of an extruded Mg-Zn-Mn-Y alloy containing LPSO phase, J. Alloys Comp. 644 (2015) 814–823.
- K. Hagihara, N. Yokotani and Y. Umakoshi. Plastic deformation behavior of Mg12YZn with 18R long-period stacking ordered structure. Intermetallics 18 (2010). Pp.267-276.
- 22. Hidetoshi Somekawa, Daisuke Ando, Koji Hagihara, Michiaki Yamasaki, Yoshihito Kawamura. Intrinsic kink bands strengthening induced by several wrought-processes in Mg-Y-Zn alloys, containing LPSO phase. // Materials Characterization 179 (2021) 111348 Available online 23 July 20211044-5803.
- 23. K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Sugino, M. Yamasaki, Y. Kawamura, H.Y. Yasuda, Y. Umakoshi Plastic deformation behavior of Mg₈₉Zn₄Y₇ extruded alloy composted of long-period stacking ordered phase // Intermetallic 18 (2010). Pp 1079–1085.
- Y. Nakasuji, H. Somekawa, M. Yuasa, H. Miyamoto, M. Yamasaki, Y. Kawamura, Quantitative kink boundaries strengthening effect of Mg-Y-Zn alloy containing LPSO phase, Mater. Let. 292 (2021) 192625.
- 25. Волкова Е.Ф., Акинина М.В., Мостяев И.В., Дуюнова В.А., Алиханян А.А. Новые исследования в области легирования и деформации современных магниевых сплавов. Обзор // Металлы. 2022. № 2. С. 1-11.
- 26. Волкова Е.Ф., Акинина М.В., Мостяев И.В., Алиханян А.А. Исследование влияния высокотемпературных нагревов на структуру, фазовый состав и свойства малогабаритных штамповок из магниевого сплава ВМД16 // Металлы. 2021. № 6. С. 26-33.
- K. Hagihara, T. Okamoto, H. Izuno, M. Yamasaki, M. Matsushita, T. Nakano, Y. Kawamura, Plastic deformation behavior of 10H-tyope synchronized LPSO phase in a Mg-Zn-Y system, Acta Mater. 109 (2016) 90–102.

- K. Hagihara, T. Okamoto, M. Yamasaki, Y. Kawamura, T. Nakano, Electron backscatter diffraction pattern analysis of the deformation band formed in the Mg-based long-period stacking ordered phase, Scripta Mater. 117 (2016) 32–36.
- M. Yamasaki, K. Hagihara, S. Inoue, J.P. Hadorn, Y. Kawamura, Crystallographic classification of kink bands in an extruded Mg-Zn-Y alloy using intragranular misorientaion axis analysis, Acta Mater. 61 (2013) 2065–2076.
- 30. K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Fukusumi, M. Yamasaki, Y. Kawamura, High-temperature compressive deformation behavior of Mg97Zn1Y2 extruded alloy containing a long-period stacking ordered (LPSO) phase, Mater. Sci. Eng. A560 (2013) 71–79.
- H. Somekawa, C.A. Schuh, Nanoindentation behavior and deformed microstructures in coarse-grained magnesium alloys, Scripta Mater. 68 (2013) 416–419.
- C. Zambaldi, C. Zehnder, D. Rabbe, Orientation dependent deformation by slip and twinning magnesium during single crystal indentation, Acta Mater. 91 (2015) 267–288.
- H. Kitahara, T. Mayama, K. Okumura, Y. Tadano, M. Tsushida, S. Ando, Anisotropic deformation induced by spherical indentation of pure Mg single crystals, Acta Mater. 78 (2014) 290–300.
- 34. Межгосударственный авиационный комитет. Авиационный регистр. Авиационные правила. Часть 25. Нормы летной годности самолетов транспортной категории.
- 35. Federal Aviation Regulations. Airworthiness Standards: Transport Category Airplanes. FAR-25, 1990.
- 36. Машиностроение. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Конструкционные металлические материалы // под общ. Ред. И.Н. Фридляндера М.: Машиностроение.2001, 880с
- 37. Магниевые сплавы. Металловедение магния и его сплавов. Области

применения: Справочник // Под ред. М.Б. Альтмана, М.Е. Дриц и др. М.: Металлургия, 1978. – Т1 и Т.2.

- Эмли Е.Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов, М.: Металлургия, 1972
- Свойства элементов: справочное издание/ под.ред. М.Е. Дриц. М.: Металлургия, 1985.- 672с.
- 40. Материаловедение: учебник для вузов /Ю.П. Солнцев, Е.Н. Пряхин, Φ.
 Войткун. -СПб.: Химиздат, 2002.-692с.
- 41. Смитлз. К.Дж, Металлы: справочное издание М.: Металлургия, 1980.447с.
- Магниевые сплавы. Технология производства и свойства отливок и деформированных полуфабрикатов: Справочник/ Под.ред. И.И. Гурьева, М. В.Чухрова. М.: Металлургия. 1978. Т.2. 294с.
- 43. Волкова, Е.Ф. Основные направления развития деформируемых магниевых сплавов / Е.Ф. Волкова, В.М. Лебедева, Ф.Л. Гуревич, З.Н. Христова // Металловедение, литье и обработка металлов сплавов, ВИЛС 1995.– С. 106-112
- 44. Беляев, А.И. Металлургия легких сплавов. Металлургия. 1970, 364 с.
- 45. Справочник металлиста: в 5-ти т. / под. ред. А.Г. Рахштада и В.А. Брострема Машиностроение: 1976. Т.2. 720с.
- 46. Магниевые сплавы: справочник / под ред. М.Б. Альтмана, А.Ф. Белова,
 В.И. Добаткина и др. М.: Металлургия, 1978. Т. 1: Металловедение магния и его сплавов. Области применения. 231 с
- 47. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.К. Редкие металлы и редкоземельные элементы материалы современных и высоких технологий будущего // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №2. Ст. 01. URL: http://www.viam-works.ru.
- 48. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.

- Kablov E.N., Volkova E.F., Filonova E. V. Effect of REE on the Phase Composition and Properties of a New Refractory Magnesium Alloy of the Mg–Zn–Zr–REE system // Metal Science and Heat Treatment. 2017. P. 1–7.
- 50. Hagihara K., Kinoshita A., Sugino Y. et al. Effect of long-period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg97Zn1Y2 extruded alloy // Acta Materialia. 2010. Vol. 58. P. 6282–6293.
- 51. Hagihara K., Kinoshita A., Fukusumi Y. et al. High Temperature compressive deformation behavior of Mg₉₇Zn₁Y₂ extruded alloy containing a long period stacking ordered (LPSO) phase // Materials Science and Engineering A. 2013. Vol. 560. P. 71–79.
- 52. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В. Пути повышения основных механических характеристик магниевых деформируемых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. № 10 (58). Ст. 05. URL: http://www.viam-works.ru DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-2-2.
- 53. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В. Влияние некоторых примесей на структуру, фазовый состав и свойства магниевых сплавов, содержащих редкоземельные элементы // Металлы. 2018. № 1. С. 64-71.
- 54. Kawamura Y., Yamasaki M. Formation and Mechanical Properties of Mg97Zn1RE2 Alloys with Long-Period Stacking Ordered Structure // Materials Transactions. 2007. Vol. 48. No. 11. P. 2986–2992.
- 55. Yoshimoto S., Yamasaki M., Kawamura Y. Microstructure and Mechanical Properties of Extruded Mg-Zn-Y Alloys with 14H Long Period Ordered Structure // Materials Transactions. 2006. Vol. 47. P. 959–965.
- 56. Noda M., Matsumoto R., Kawamura Y. Forging Induces Changes in the Formability and Microstructure of Extruded Mg₉₆Zn₂Y₂ Alloy with a Long-Period Stacking Order Phase // Materials Science. Engineering A. 2013. Vol. 563. P. 21–27.
- 57. Золоторевский, В.С., Механические свойства металлов / В.С.
 Золоторевский. 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСиС, 1998.– 400с.
- 58. Новиков, И.И. Теория термической обработки / И.И. Новиков. 4-е изд.,

перераб. и доп.-М.: Металлургия, 1986.-480с.

- 59. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов.: пер. с англ. М.: Мир, 1972, 480с
- Бернштейн, М.Л. Структура и механические свойства металлов: учеб. для вузов / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский. – М.: Металлургия, 1974.–472 с.
- 61. Г.В.Рейнор. Металловедение магния и его сплавов. М., Металлургия, 1964г., 686с.
- Колачев Б.А., Бецофен С.Я., Бунин Л.А., Володин В.А. «Физикохимические свойства легких конструкционных сплавов». Москва. Металлургия. Свойства.1995, 442 с..
- 63. Reed-Hill R. E. //Trans. AIME, I960, v. 218, p. 554–556.
- 64. Шмид Е., Боас В. Пластичность кристаллов: Пер. с нем. М.: ГОНТИ, 1938, 183 с.
- 65. Metallurgical Transactions, Dec. 1970, p. 3411-3414
- 66. Couling S.L., Persal G.W. //Trans. AIME, 1957, v. 209, p. 939–941.
- 67. George P. F. «Trans. ASM», 1947, v. 38, p. 687—691.
- Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов. — 4-е изд., перераб. и доп. — М.: •МИСИС[^], 2005. — 432 с 18BM 5-87623-128-2
- 69. E. Orowan: Nature 149 (1942) 643–644. doi:10.1038/149643a0
- 70. J.B. Hess and C.S. Barrett: JOM 1 (1949) 599–606. doi:10.1007/BF03398902
- 71. F.C. Frank and A.N. Stroh: Proc. Phys. Soc. B 65 (1952) 811–821.
 doi:10.1088/0370-1301/65/10/311
- 72. F.C. Frank, A.N. Stroh, On the theory of kinking, Proceedings of the Physical Society. Section B, 1952, vol. 65, no. 10, pp. 811–821.
- 73. Y. Kawamura, K. Hayashi, A. Inoue, T. Masumoto, Rapidly solidified powder metallurgy Mg97Zn1Y2 alloys with excellent tensile yield strength

above 600 MPa, Materials Transactions, 2001, vol. 42, no. 7, pp. 1172-1176.

- 74. D.H. Ping, K. Hono, Y. Kawamura, A. Inoue, Local chemistry of a nanocrystalline high-strength Mg 97 Y 2 Zn 1 alloy, Philosophical Magazine Letters, 2002, vol. 82, no. 10, pp. 543–551.
- 75. A. Inoue, Y. Kawamura, M. Matsushita, K. Hayashi, J. Koike, Novel hexagonal structure and ultrahigh strength of magnesium solid solution in the Mg–Zn–Y system, Journal of Materials Research, 2001, vol. 16, no. 7, pp. 1894–1900.
- 76. M. Yamasaki, M. Matsushita, K. Hagihara, H. Izuno, E. Abe, Y. Kawamura, Highly ordered 10H-type longperiod stacking order phase in a Mg–Zn–Y ternary alloy, Scripta Materialia, 2014, vol. 78–79, pp. 13–16.
- 77. E. Abe, A. Ono, T. Itoi, M. Yamasaki, Y. Kawamura, Pol-ytypes of long-period stacking structures synchronized with chemical order in a dilute Mg–Zn–Y alloy, Philosophical Magazine Letters, 2011, vol. 91, no. 10, pp. 690–696.
- K. Hagihara, N. Yokotani, Y. Umakoshi, Plastic deformation behavior of Mg12YZn with 18R long-period stacking ordered structure, Intermetallics, 2010, vol. 18, no. 2, pp. 267–276.
- 79. T. Inamura, Geometry of kink microstructure analysed by rank-1 connection, Acta Materialia, 2019, vol. 173, pp. 270–280.
- S. Yamasaki, T. Tokuzumi, W. Li, M. Mitsuhara, K. Hagihara, T. Fujii, H. Nakashima, Kink formation process in long-period stacking ordered Mg-Zn-Y alloy, Acta Materialia, 2020, vol. 195, pp. 25–34.
- H. Gao, K. Ikeda, T. Morikawa, K. Higashida, H. Nakashima, Analysis of kink boundaries in deformed synchronized long-period stacking ordered magnesium alloys, Materials Letters, 2015, vol. 146, pp. 30–33.
- 82. K. Hagihara, T. Okamoto, R. Ueyama, M. Yamasaki, Y. Kawamura, T. Nakano, Loading orientation dependence of the formation behavior of deformation kink bands in the Mg-based long-period stacking ordered

(LPSO) phase, Materials Transaction, 2020, vol. 61, no. 5, pp. 821–827.

- X.H. Shao, Z.Q. Yang, X.L. Ma, Strengthening and toughening mechanisms in Mg-Zn-Y alloy with a long period stacking ordered structure, Acta Mater. 58 (2010) 4760-4771.
- M. Yamasaki, K. Hagihara, S.-i. Inoue, J.P. Hadorn, Y. Kawamura, Crystallographic classification of kink bands in an extruded MgeZneY alloy usingintragranular misorientation axis analysis, Acta Mater. 61 (2013) 2065-2076.
- 85. Корнеев Н.И. и др Ковка и штамповка цветных металлов М.: Машиностроение, 1972. – 323 с.
- 86. В. Ю. Ненашев Технологические процессы кузнечно-штамповочного производства: электрон. метод. указания к практ. занятиям / Минобрнауки России, Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С. П. Королева (нац. исслед. ун-т); Самара, 2013.
- 87. В.И.Ершов, В.В. Уваров, А.С. Чумадин, Б.Н, Марьин, А.М. Петров,
 Ю.Л. Иванов. Справочник кузнеца штамповщика М.: Изд-во МАИ,
 1996. 352 с.:
- Saravanan Annamalai, Suresh Periyakgoundar, Sudharsan Gunasekaran. Magnesium alloys: a review of applications //Materials and Technologies. 2019. V. 53, Is. 6. P. 881 - 890.
- 89. 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. СЗ-ЗЗ DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-ЗЗ.
- 90. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Изд. 5. URSS. 2021.480с. ISBN 978-5-9710-8165-4. Серия: классика инженерной мысли: металловедение.
- 91. Козловский, А.Э. Термическая обработка углеродистых сталей:// учебное пособие А.Э. Козловский, М.Ю. Колобов; Иван. гос. хим.-
технол. ун-т. – Иваново, 2017 – 144 с.

- 92. Synthesis of Magnesium Based Nano-composites. DOI: http://dx.doi.org/10.5772/intechopen.84189
- 93. Волкова Е.Ф. Современные деформируемые сплавы и композиционные материалы на основе магния //Металловедение и термическая обработка металлов, 2006, №11, с. 5–9.
- 94. Материалы X Международной научно-практической конференции «Культура, наука, образование: проблемы и перспективы» (KSE). ноябрь 2022 г. С.49-56.
- 95. Волкова Е.Ф., Рохлин Л.Л., Овсянников Б.В. Современные деформируемые магниевые сплавы: состояние И перспективы применения в высокотехнологичных отраслях промышленности: учебное пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2021. 392 с.
- 96. Jiangfeng Song Jia She, Daolun Chen, Fusheng Pan. Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide. // Journal of Magnesium Alloys.(8), 2020, P. 1-41.
- 97. Антонов Е.Г., Арбузов Б.А., Бабкин В.М. и др. Магниевые сплавы: справочник. М.: Металлургия, 1978. Ч. 2: Технология производства и свойства отливок и деформированных полу-фабрикатов. С. 208–216.
- Sturkey L., Clark J.B. Mechanism of Age-Hardening in Magnesium– Zinc Alloys // Journal of Institute of Metals. 1959–1960. Vol. 88. No. 4. P. 177– 181
- 99. Рохлин Л.Л., Орешкина А.А. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в сплавах магния с цинком // Известия вузов. Сер.: Цветная металлургия. 1987. № 5. С. 87–92.
- 100. Nie Jian-Feng. Precipitation and Hardening in Magnesium Alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43A. No. 11. P. 2012–3891
- 101. Дриц М.Е., Рохлин Л.Л., Тарытина И.Е. Особенности строения твердых растворов в сплавах магния с иттрием // Металлы. 1983. № 3. С. 111–

116.

- 102. Свидерская З.А., Рохлин Л.Л. Магниевые сплавы, содержащие неодим.М.: Наука, 1965. 138 с.
- 103. Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Тимофеев В.Н. Распад пересыщенного твердого раствора в тройном сплаве Mg–Nd-Y// Физика металлов и металловедение. 2004. Т. 97. № 3. С. 71–77.
- 104. Ding J., Zhao W.M., Qin L., Li Y.Y. Study of Ca and Ce additions on different ignition resistance behavior of magnesium alloy // Materials Science Forum. 2014. Vol. 788. P. 7–11.
- 105. Han D., Zhang J., Huang J. et al. A review on ignition mechanisms and characteristics of magnesium alloys // Journal of Magnesium and Alloys. 2020. Vol. 8. P. 329–344.
- Tekumalla S., Gupta M. An insight into ignition factors and mechanisms of magnesium based materials: a review // Materials & Design. 2017. Vol. 113.
 P. 84–98.
- 107. Fan J., Chen Z., Yang W. et al. Effect of yttrium, calcium and zirconium on ignition-proof principle and mechanical properties of magnesium alloys // Journal of Rare Earth. 2012. Vol. 30. P. 74–78.
- 108. Dvorsky D., Kubasek J., Vojtech D., Minarik P. Novel aircraft Mg–Y–Gd– Ca alloys with high ignition temperature and suppressed flammability // Materials Letters. 2020. Vol. 264. Art. 127313. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.
- Kubásek J., Minárik P., Hosová K. et al. Novel magnesium alloy containing Y, Gd and Ca with enhanced ignition temperature and mechanical properties for aviation applications // Journal of Alloys and Compounds. 2021. Vol. 877. Art. 160089. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.160089.
- 110. ОСТ 1 90338-83 «Система стандартов труда. Обработка магниевых сплавов. Общие требования безопасности»
- 111. Performance Standart for Seats in Civil Rotocraft, Transport Aircraft, and
GeneralAviationAircraft,
Aircraft,
URL:https://www.fire.tc.faa.gov/pdf/materials/June15Meeting/Gwynne-

0615-AricraftSeatsSAEUpdate.pdf

- 112. Дуюнова В.А., Уридия З.П. Исследование воспламеняемости литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr // Литейщик России. 2012. № 11. С. 21–23.
- 113. Dvorsky D., Kubasek J., Vojtech D. et al. The effect of Y, Gd and Ca on the ignition temperature of extruded magnesium alloys // Materials and technology. 2020. Vol. 54. Is. 5. P. 669–675. DOI: 10.17222/mit.2019.284.
- 114. Aircraft Materials Fire Test Handbook-DOT/FAA/AR-00/12\$ URL: https://www.tc.faa.gov/its/worldpac/techrpt/ar00-12.pdf/
- 115. МИ 1.2.078 2018 «Методика измерений массовой доли легирующих элементов (Al, Cd, In, Li, Mn, Zn, Zr, Bi, Nb) в магниевых сплавах методом атомной эмиссии с индуктивно связанной плазмой »
- 116. МИ 1.2.079 2018 «Методика измерений массовой доли РЗМ (Се, Ег, Gd, La, Nd, Y, Bi, Nb) в магниевых сплавах методом атомной эмиссии с индуктивно связанной плазмой»
- 117. РТМ 1.2А-096-2000 «Методы исследования состояния материала деталей ГТД после эксплуатации»
- 118. ММ 1.2.122-2009 «Измерение линейных размеров и определение ориентационных соотношений фаз в металлических материалах и сплавах на основе алюминия»
- 119. ГОСТ Р ИСО 22309-2015 «Государственная система обеспечения единства измерений. Микроанализ электронно-зондовый. Количественный анализ с использованием энергодисперсионной спектрометрии для элементов с атомным номером от 11 (Na) и выше »
- 120. ММ 1.595-17-225-2004 «Измерение остаточных напряжений на анализаторе напряжений PSF 3М фирмы RIGAKU»
- 121. МИ 1.2.030-2011 «Методика измерений теплоемкости материалов на основе тугоплавких соединений в диапазоне температур от 20 °C до 1400 °C»
- 122. ГОСТ 8817-82 «Металлы. Метод испытания на осадку»

- 123. ГОСТ 25.503 «Расчеты и испытания на прочность. Методы маханических испытаний металлов. Метод испытания на сжатие»
- 124. ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение»
- 125. ГОСТ 11150-84» Металлы. Методы испытания на растяжение при пониженных температурах»
- 126. ГОСТ 9651-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах»
- 127. ГОСТ 9454-78 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах»
- 128. ГОСТ 9.913-90 «Единая система защиты от коррозии и старения. Алюминий, магний и их сплавы. Методы ускоренных коррозионных испытаний»
- 129. ММ 1.2.216-2021 «Определение температуры воспламенения образцов магниевых сплавов»
- 130. ММ 1.2.217-2021 «Определение времени остаточного горения образцов магниевых сплавов при температуре 1100 °С»
- 131. ГОСТ 9.905 «Единая система защиты от коррозии и старения.. Методы коррозионных испытаний. Общие требования.»
- 132. Акинина М.В., Мостяев И.В., Волкова Е.Ф., Алиханян А.А. Сравнительные исследования структуры, особенностей фазового состава и механических свойств деформированных полуфабрикатов из магниевого сплава ВМД16 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). С. 36-50.
- 133. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А., Мостяев И.В., Акинина М.В. Закономерности формирования и особенности влияния тонкой структуры на свойства магниевого сплава нового поколения // Вестник Концерна ВКО «Алмаз – Антей». 2020. № 1 (32). С. 55-63.
- 134. Волковой Е.Ф., Некоторые закономерности формирования фазового состава магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr–Y.//Металловедение и термическая обработка металлов, 2013 г., № 9, с. 22-28

- 135. E. F. Volkova, V. V. Antipov, and A. V. Zavodov. A Study of the Fine Structure and Phase Composition of Magnesium Alloy VMD16 in Cast and Homogenized Conditions.//0026-0673/19/0304-0143 © 2019 Springer Science+Business Media, LLC. P.143-148
- 136. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В., Филонова Е.В., Алиханян А.А. Исследование закономерностей влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства среднегабаритных поковок из жаропрочного магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr-P3Э // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1. С. 13 - 26. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-1-13-26.
- 137. Волкова Е.Ф., Антипов В.В., Заводов А.В. Исследование тонкой структуры и фазового состава магниевого сплава ВМД16 в литом и гомогенизированном состояниях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2019. №3. С. 3-8.
- 138. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Изд. 5. URSS. 2021.480с. ISBN 978-5-9710-8165-4. Серия: классика инженерной мысли: металловедение.
- 139. Мостяев И.В., Акинина М.В. Особенности и тенденции развития в области термической обработки магниевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №7. Ст. 05. URL: http://www.viam-works.ru/ru/articles?art_id=1278. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-41-48.
- 140. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А., Филонова Е.В., Заводов А.В. Эволюционные изменения тонкой структуры высокопрочного магниевого сплава» под влиянием технологических параметров деформации // Металловедение и термическая обработка металлов, 2020. №10. С. 26-34.
- 141. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В. Сравнительный анализ анизотропии механических свойств и микроструктуры деформированных полуфабрикатов из высоко-прочных магниевых сплавов с РЗЭ //Труды ВИАМ, электрон. науч.-технич. журн. 2018. № 5

(65). CT. 04. URL: http://www.viam-works.ru. DOI:10.18577/2307-6046-2018-0-5-24-33].

- 142. Liu M., Shih D.S., Parish C., Atrens A. The ignition temperature of Mg alloys WE43, AZ31 and AZ91 // Corrosion Science. 2012. Vol. 54. P. 139–142. DOI: 10.1016/j.corsci.2011.09.004.
- 143. Мостяев И.В., Трофимов Н.В., Леонов А.А. Магниевые сплавы нового поколения с повышенной температурой воспламенения для элементов внутреннего набора планера // В книге: Молодежь и будущее авиации и космонавтики. Сборник аннотаций конкурсных работ XIV Всероссийский межотраслевой молодежный конкурс научнотехнических работ и проектов. Москва. 2022. С. 193-195.
- 144. Liu C., Lu S., Fu Y., Zhang H. Flammability and the oxidation kinetics of the magnesium alloys AZ31, WE43, and ZE10 // Corrosion Science. 2015. Vol. 100. P. 177–185. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.07.020.
- 145. Aydin D.S., Bayindir Z., Hoseini M., Pekguleryuz M.O. The high temperature oxidation and ignition behavior of Mg–Nd alloys. Part I: The oxidation of dilute alloys // Journal of Alloys and Compaunds. 2013. Vol. 569. P. 35–44.
- 146. Акинина М.В., Мостяев И.В., Волкова Е.Ф., Алиханян А.А. Исследование влияния легирующих элементов на температурный порог воспламенения и огнестойкость деформируемого магниевого сплава марки ВМД16 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3(68). С. 60 - 74. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-60-74.
- 147. Kim Y.M., Yim C.D., Kim H.S., You B.S. Key factor influencing the ignition resistance of magnesium alloys at elevated temperatures // Scripta Materialia. 2011. Vol. 65. P. 958–961. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.08.019.
- 148. «Авиационные материалы» под редакцией А.Т. Туманова, т. 5
 «Магниевые и титановые сплавы», изд. ОНТИ ВИАМ, 1973, с. 99; с. 149
 -162

- 149. ТР 1.2.2349-2014 «Изготовление поковок из сплава ВМД16»
- 150. ТУ 1-804-546-2014 «Поковки из сплава марки ВМД16» (Опытнопромышленная партия) литера О₁
- 151. Изменение № 1 к Технологической рекомендации ТР 1.2.2349 2014
 «Изготовление поковок из сплава ВМД16»
- 152. Изменение № 1 к ТУ 1-804-546-2014 «Поковки из магниевого сплава ВМД16»,
- 153. ТР 1.2.2907-2021 «Изготовление штамповок из жаропрочного магниевого сплава марки ВМД16»
- 154. ТУ 1-804-602-2021 «Штамповки из магниевого сплава марки ВМД16» литера «О».
- 155. Пат. 2598424 Российская Федерация, МПК:С22F 1/06 Способ обработки магниевых сплавов / Каблов Е.Н., Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А., Мостяев И.В.; заявитель и правообладатель ФГУП «ВИАМ» 2015121084/02 заявл. 03.06.2015; опубл. 27.09.2016, бюл. №27
- 156. Паспорт №1889 на жаропрочный магниевый сплав марки ВМД16
- 157. URL:http://www.luxfermeltechnologies.com/wpcontent/uploads/2019/01/113901-Luxfer-MEL-Technologies-DS-486-Electron-ZK60A-Forgings-ST1.pdf

Приложения Приложение 1

152

УТВЕРЖДАЮ Технический директор А.И. Сонкин 2019

УТВЕРЖДА	Ю
Зам. главного конст	груктора
по прочности и аэро,	динамике
А.Ю	. Баринов
«01» 11	2019г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

о возможности применения детали в составе системы внешней подвески (подкос) из кованой поковки из сплава ВМД16 в перспективных изделиях вертолетной техники.

В соответствии с Программой № 260.9608.072ПМ стендовых испытаний на статическую прочность прототипа детали «Подкос» из сплава ВМД16 и детали «Подкос» из сплава МА14 в условиях вертолётного завода были проведены испытания для определения статической прочности подкосов, изготовленных из разных сплавов.

По результатам испытаний разрушение прототипа детали подкос из кованой поковки сплава ВМД16 произошло при нагрузке 4016 кгс, а детали подкос, изготовленной из кованой поковки МА14 при нагрузке 3652 кгс.

Испытания по оценке статической прочности прототипа детали «Подкос» ЭУп-260-96-390, изготовленного из кованой поковки ВМД16, подтверждают возможность применения детали в составе системы внешней подвески (подкос) в перспективных изделиях вертолетной техники.

Начальник КБ-4 С.А. Новосёлов Технический руководитель КБ-1.2

1026

В.В. Тремаскин о(1119 Технический руководитель КБ-4.4 Д.Г. Порфирьев ония Начальник труппы КБ-1.2.1 С.В. Башмаков Начальник группы КБ-4.4.3

Д.П. Довыденко

Приложение 2

	УТВЕРЖДАЮ	
	Директор опытного завода	
	АО «МВЗ им М.Л.Миля»	H
	Сопкин	
C	« » / (° ° 2015r.)	
	2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2	
	10 33 0 5 5 5 5 S	
	Заключ	ение
	CHOOW A	

УТВЕРЖДАЮ Зам. главного конструктора -Начальник отделения прочности А.Ю. Баринов 2015г.

о возможности применения поковок из сплава ВМД16 в перспективных изделиях вертолетной техники

В соответствии с Программой № 260-5103-00И02 стендовых испытаний модельной детали из поковки сплава ВМД16 в условиях вертолетного завода были проведены испытания для определения статической прочности кронштейн – качалки из сплава ВМД16.

По проведенным испытаниям оценки статической прочности модельной детали кронштейн-качалка ЭУа-260-51-386 из сплава ВМД16 можно дать заключение о возможности применения поковок из сплава ВМД16 в перспективных изделиях вертолетной техники

Для принятия окончательного решения о применении сплава ВМД16 в перспективных изделиях вертолетной техники АО «МВЗ им. М.Л. Миля» необходимо провести испытания напряженно– деформированного состояния модельной детали кронштейн-качалка из сплава ВМД16 с прочностным анализом узла проводки системы управления рулями в механическом контуре при нагрузке.

153