

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
«ЮЖНО-УРАЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»  
(национальный исследовательский университет)  
Факультет «Материаловедение и металлургические технологии»  
Кафедра «Материаловедение и физико – химия материалов»

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ

Заведующий кафедрой

\_\_\_\_\_ Г.Г. Михайлов

\_\_\_\_\_ 2019 г.

**Исследование степени гомогенности литых заготовок  
деформируемых алюминиевых сплавов**

**ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА  
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ РАБОТЕ  
ЮУрГУ–22.03.01.2019.009. ПЗ ВК НИР**

Руководитель работы, доцент, к.т.н.

\_\_\_\_\_ С.И. Ильин

\_\_\_\_\_ 2019 г.

Автор ВКР

студент группы П-436

\_\_\_\_\_ Е.О. Семенов

\_\_\_\_\_ 2019 г.

Нормоконтролер, профессор, к.т.н.

\_\_\_\_\_ Ю.С. Кузнецов,

\_\_\_\_\_ 2019 г.

Челябинск 2019

## АННОТАЦИЯ

Семененко Е.О. Исследование степени гомогенности литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов. – Челябинск: ЮУрГУ, П–436, 2019. – ,52, с., ,48, ил., ,10, табл., библиогр. список – ,17, наим..

Объект исследования: литые алюминиевые деформируемые сплавы АМц, АМг6 и Д16.

Цель работы – исследовать степень гомогенности литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов АМц, АМг6 и Д16, путем измерения микротвердости локальных объемов.

Для достижения цели были поставлены и решены следующие задачи:

- 1) выполнен литературный обзор по исследуемой теме,
- 2) исследована микроструктура образцов,
- 3) проведен гомогенизационный отжиг образцов и проведено исследование влияния гомогенизации на твердость образцов, путем измерения микротвердости локальных объемов литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, АМг6, АМц и Д16, гомогенизирующий отжиг, степень гомогенности, твердость, микротвердость.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	6
1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	9
1.1 Общая характеристика алюминиевых сплавов.....	9
1.2 Литые деформируемые алюминиевые сплавы АМц, АМг6 и Д16.....	10
1.3 Технология получения высокопрочных алюминиевых сплавов прокатной группы.....	10
1.4 Физико-химические свойства получения сплавов.....	12
1.5 Термическая обработка слитков.....	14
1.6 Методы оценки ликвации и степени гомогенности литых сплавов.....	20
2 ОБЪЕКТ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	22
2.1 Объект исследования.....	22
2.2 Пробоподготовка.....	24
2.3 Микроструктурные исследования.....	24
2.4 Проведение гомогенизационного отжига и определение микротвердости образцов.....	25
3 РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ	26
3.1 Исследование микроструктуры образцов.....	26
3.2 Определение макро– и микротвердости локальных объемов литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов.....	40
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	50
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	51

## ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день алюминиевые сплавы используют во многих отраслях промышленности и техники. Главным образом алюминиевые сплавы применяют в авиационной и автомобильной отрасли промышленности. Также обширно сплавы из алюминия применяются и в других отраслях, таких как машиностроение, электротехническая промышленность и приборостроение.

Их характеризуют большой удельной прочностью, возможностью сопротивляться динамическим и инерционным нагрузкам, а также хорошей технологичностью. Некоторые сплавы из алюминия по показателям удельной прочности не уступают высокопрочным сталям. Множество таких сплавов обладают отличной коррозионной стойкостью, электропроводностью, а также отличными технологическими свойствами (обработка давлением, сваривание точечной сваркой и другими). Сплавы из алюминия пластичнее магниевых и многих пластмасс.

Деформируемые сплавы – это сплавы, которые подвергают горячей и холодной обработке давлением – прессованию, прокатке, штамповке или же ковке, волочению.

Такие сплавы (ГОСТ 4784–97) делятся на те, которые термической обработкой не упрочняются и те которые упрочняются термической обработкой. К термически упрочняемым сплавам принадлежат дуралюмины, авиали, высокопрочные, жаропрочные и ковочные сплавы. Сплавы системы Al–Cu–Mg это дуралюмины (дюралюмины или дюралюмины). Маркируют их буквой Д и цифрой, которая обозначает условный номер сплава: Д1, Д16. Такие сплавы обладают хорошими механическими свойствами и отличной сопротивляемостью коррозии из-за термообработки. Алюминиевые сплавы с медью, марганцем, магнием являются наиболее распространенными и являются дюралюмины, и сплавы с медью, магнием, марганцем и цинком которые в свою очередь являются высокопрочными.

Сплавы системы Al–Mn (обозначаются АМц) и Al–Mg (обозначаются: буквами АМг и цифрами, которые указывают указывающими % содержание магния: АМг6) относятся к термически упрочняемым сплавам. Такие сплавы, которые не упрочняются термической обработкой (АМц, АМг6), упрочняются нагартовкой (холодной пластической деформацией).

Сплавы на основе алюминия, легированные медью и марганцем, имеют среднюю прочность, но при этом хорошо выдерживают воздействия высоких и низких температур, вплоть до температуры жидкого водорода. Эти сплавы хорошо свариваются. Их применяют для изготовления коррозионностойких изделий, получаемых методами глубокой вытяжки и сварки (например, сварных бензобаков, трубопроводов для масла и бензина, корпусов и мачт судов).

Гомогенизация отливок из литых алюминиевых сплавов имеет приоритетное значение для улучшения их технологических параметров. Режим гомогенизирующего отжига регулируется двумя параметрами – температурой и временем выдержки [2]. Для оценки степени гомогенности расплава после таких термообработок на предприятиях, как правило, используются различные методы механических испытаний.

В работе рассматривается метод количественной оценки степени гомогенности литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов АМц, АМГ6 и Д16 по результатам сравнения макро– и микротвердости локальных участков структуры.

На основе проведенного литературного обзора определили цель работы – исследовать степень гомогенности литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов АМц, АМГ6 и Д16 путем сравнения макро– и микротвердости локальных участков структуры.

Определены задачи работы:

- 1) исследование микроструктуры образцов,
- 2) оценка состава и структуры сплава после проведения гомогенизационного отжига.
- 3) сравнение макро– и микротведости локальных участков структуры образцов.

# 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

## 1.1 Общая характеристика алюминиевых сплавов

Алюминиевые сплавы – сплавы на основе алюминия, которые обладают высокой удельной прочностью, возможностью выдерживать динамические нагрузки, хорошей технологичностью. По такой характеристике как удельная прочность некоторые алюминиевые сплавы не уступают высокопрочным сталям. Основная масса этих сплавов обладает коррозионной стойкостью (за исключением сплавов с медью), высокой тепло- и электропроводностью, также они более пластичны [1].

Главными легирующими компонентами алюминиевых сплавов считаются Cu, Mg, Si, Mn, Zn; реже Li, Ni, Ti. Почти все легирующие компоненты образуют твердые растворы с ограниченной неустойчивой растворимостью и переходные фазы с алюминием:  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Это дает возможность подвергать сплавы упрочняющей термической обработке, которая состоит из закалки для получения пересыщенного твердого раствора.

Конструкционная надежность алюминиевых сплавов находится в зависимости от содержания примесей. Они формируют в сплавах нерастворимые в твердом растворе фазы:  $\text{FeAl}_3$ ,  $\alpha - (\text{Al}, \text{Fe}, \text{Si})$ ,  $\beta - (\text{Al}, \text{Fe}, \text{Si})$ . Несмотря на форму (пластинчатая, игольчатая и др.) кристаллы данных фаз понижают пластичность, вязкость разрушения, противостоят развитию трещин. Легирование сплавов марганцем понижает влияние вредных примесей, так как он объединяет их в четвертую фазу  $\alpha - (\text{Al}, \text{Fe}, \text{Si}, \text{Mn})$ . Самым эффективным способом повышения конструкционной прочности считается понижение содержания примесей с 0,5–0,7% до 0,1–0,3% (чистый сплав), а иногда и до сотых долей процента (сплав повышенной чистоты)[2].

## 1.2 Литые деформируемые алюминиевые сплавы АМц, АМгб и Д16

Сплавы АМц считаются единственными деформируемыми сплавами, так называемой бинарной системы Al – Mn. Такие сплавы характеризуются невысокой прочностью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Полуфабрикаты из таких сплавов отлично свариваются газовой, атомно-водородной, аргоно-дуговой и контактной сваркой. Они хорошо деформируются, как в горячем, так и в холодном состояниях. Сплавы такой группы используются в отожженном состоянии. Отжиг проводят при температуре 350...420 °С. Отожженное состояние деформированных полуфабрикатов обозначается буквой М (мягкое), а нагартованное Н.

Сплавы АМгб относятся к системе Al – Mg – Mn. Они обладают не плохими пластическими характеристиками, коррозионной стойкостью во всевозможных средах, в том числе и в морской воде. Сплавы такого класса используют в кораблестроении. Заготовки из сплава АМгб поставляют как правило в отожженном состоянии. Отжиг выполняется при низких температурах (310–335 °С) с последующим охлаждением на воздухе. Значительное упрочнение профилей из сплава АМгб может быть достигнуто в результате холодной деформации. Эффект приобретенный при холодном упрочнении при сварке значительно уменьшается. Это ограничивает область использования нагартованных полуфабрикатов, их в основном применяют для изготовления элементов, скрепляемых заклепочными или же болтовыми соединениями.

Наиболее распространенные сплавы – сплавы Д16. Они относятся к системе Al–Cu – Mg – Mn, также они активно упрочняются термической обработкой. Такие сплавы отлично деформируются как в горячем, так и в холодном состояниях. В интервале температур от 350°С до 450°С возможна горячая



деформация. Сплавы также могут подвергаться деформации при комнатной температуре, как в отожженном состоянии, так и в закаленном. Механические свойства заготовок после закалки и естественного старения в большей степени зависят от условий предварительной обработки. Например, у профилей, спрессованных из литого слитка, прочностные свойства вследствие термической обработки достигают максимальных значений (46–50 МПа/мм<sup>2</sup>).

Также если прессованные заготовки изготавливать из сплава с содержанием меди и марганца на верхнем пределе 4,5, 0,85% Cu и 0,65 – 0,85 Mn, и повышать температуру прессования до 430 – 460<sup>0</sup>С, то прочность таких заготовок станет выше приблизительно на 10%. Прессованные заготовки в закаленном и естественно состаренном состоянии имеют пониженную коррозионную стойкость. Сплав Д16 очень плохо сваривается.

Таблица 1.1. Механические свойства при  $T = 20^{\circ}\text{C}$

Сортамент, сплав, состояние поставки	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	Термообработка
Листы, АМцМ, в мягком состоянии	130	50	23	–
Листы, АМцП, в полунагартованном состоянии	160	130	10	–
Листы, АМгб, в мягком состоянии	340	170	20	–
Листы, АМГбН, нагартовка на 20%	390	300	10	–
Листы, АМГбНН, нагартовка на 30 %	430	350	8	–
Листы, Д16	440	330	18	Закалка и естественное старение
Прутки и профили, Д16	540	400	11	Закалка и естественное старение

### 1.3 Технология получения высокопрочных алюминиевых сплавов прокатной группы

Отливки из алюминиевого сплава изготавливаются всеми популярными методами. Методом отливки в некоторое количество форм, например: в кокиль, под давлением, под невысоким давлением, получают 70–80% отливок и только 20–30% путем отливки в разовые формы такие как: песчаные, гипсовые, ракушечные, расплавленные модели. Назначение метода литья для производства определенной отливки устанавливается уровнем требований к качеству (механические характеристики, точность размеров, чистота поверхности), техническими способностями разных методик.

Литье в металлические формы гарантируют создание заготовок с более высокими свойствами и наименьшими затратами металла, чем литье в отдельные формы. Вследствие этого для масштабного изготовления заготовок из алюминиевых сплавов финансово целесообразно использовать литье в кокиль и под давлением. В серийном производстве разовая разливка имеет возможность быть экономически действенной.

Алюминиевые сплавы прессуются в основном из круглых заготовок. Ассортимент прессовой продукции – профили, панели, трубы, прутки. Прессуя непрерывные заготовки сквозь составные матрицы, возможно, произвести полые профили фактически различной формы, как наружного, так и внутреннего контура. Техника прессования алюминиевых сплавов по сравнению с другими металлами располагается на высшем уровне. Все индустриально созданные развивающиеся вариации процесса применяются при прессовании алюминиевых сплавов.

В определенных сплавах (таких как АМг6, Д16) допускаются довольно невысокие скорости литья. Это большой недостаток таких сплавов, которые владеют определенными качествами и вследствие этого обширно применяются во всевозможных отраслях техники. Ограничение скоростей потока объясняется последующим образом. При горячем прессовании, как и при любой деформации, энергия деформации в значимой степени преобразуется в тепло: чем больше сплав, тем больше выделяется тепла. При прессовании на невысоких скоростях деформационное тепло успевает пройти сквозь инструмент в более холодную среду. Но в случае если скорость прессования возрастает, то создаются условия, при которых тепла в прессованном полуфабрикате образуется больше, чем расходуется, и температура полуфабриката из алюминиевого сплава начинает увеличиваться.

Но при небольшом увеличении температуры пластичность резко уменьшается, и в профиле начинают создаваться трещины металла – термические трещины. Это значит, что эти сплавы прессуются в узком температурном интервале. Профиль с термическими трещинами – это брак, и их возникновение считается сигналом для оператора пресса о понижении затрат. Вследствие этого при прессовании медленно прессованных высокопрочных алюминиевых сплавов прессовщик обязан выдерживать максимально возможные скорости прессования, так как это будет напрямую воздействовать на снятие изделий с пресса.

Технологическая схема изготовления прессованных изделий из алюминиевых сплавов содержит нижеследующие стадии: 1) отливку слитков – сплошных сферических для прессования профилей и прутьев, полых круглых – для труб, сплошных плоских – для панелей; 2) отжиг – гомогенизацию слитков; 3) обточку слитков и проточку отверстий в полых слитках для прессования профилей ответственного предназначения;

4) нагревание полуфабрикатов в высокочастотных или же газовых печах за некоторое время до прессования; 5) прессование; 6) закалку термически упрочняемых сплавов; 7) искусственное старение – для термически упрочняемых сплавов, когда требуется получить наиболее высокие механические свойства.

#### 1.4 Физико–химические основы технологии получения сплавов АМц, АМг6 и Д16

Структура и качества деформированных заготовок во многом обуславливаются качеством слитка. Formой и величиной зерна, а также внутренним строением определяется строение слитка. Зерно алюминиевого твердого раствора выглядит как дендрит, образовавшийся из одного центра кристаллизации, который легко выявляется при макро исследовании. Зерна по все объему слитка могут быть крупными или же мелкими, а по форме равноосными, столбчатыми и веерными. Внутреннее строение зерна определяется формой и размерами только что закристаллизовавшихся ветвей дендрита, а также формой, размерами и расположением интерметаллических соединений. О внутреннем строении зерна нельзя судить по внешнему виду зерна. При различном размере зерна ветви могут быть как тонкими, так и толстыми, а в соответствии с этим интерметаллические соединения – могут быть как мелкими, так и крупными. Чем меньше величина дендритной ячейки и чем мельче интерметаллические соединения, находящиеся в междендритных пространствах, тем будет тоньше внутреннее строение [4]. Степень механических свойств сплавов в литом и термообработанном состоянии складывается главным образом внутренним строением зерна и в наименьшей степени его объемами и формой: чем будет тоньше внутреннее строение, тем будет выше прочность и пластичность.

Величина зерна обуславливается рядом факторов. Зерно становится мелким при низкой температуре литья, при наличии в расплаве тонких взвесей неметаллической природы, при добавлении в сплав добавок тугоплавких металлов, образующих первично кристаллизующиеся мелкокристаллические выделения. Зерно становится крупным при перегревах расплава, больших температурах литья, при отсутствии взвесей в расплаве. При увеличении скорости кристаллизации зерно сначала мелкое, а затем становится более крупным, причем выражается это тем сильнее, чем менее легирован сплав. Предрасположенность к возникновению столбчатой структуры тем больше, чем больше скорость кристаллизации. В случае если на величину зерна влияет огромное число факторов, то на внутреннее строение в основном влияет только скорость охлаждения, чем она выше, тем тоньше внутреннее строение зерна и тем выше прочность и пластичность сплава.

Влияние строения зерна в слитке на конечные свойства заготовки, изготовленных с использованием больших степеней деформации, объясняется тем, собственно, что образовавшиеся при кристаллизации химические соединения при деформации делятся, однако окончательный размер зависит от величины этих соединений в литой структуре. В этом кроется главная причина наследственной зависимости качества заготовок от свойств слитка. Чем меньше уровень деформации, тем данная наследственность ярче проявляется.

Для получения мелкозернистой структуры нужно добиться тонкого внутреннего строения. Такая структура должна сократить склонность сплава к появлению горячих трещин при литье, тем более поверхностных, увеличить пластичность при горячей деформации, а в случае низких степеней деформации улучшить качества готовых заготовок.

Вследствие различия состава жидкости и кристаллизующейся из нее твердой фазы химический состав литого металла по сечению ветвей дендрита неодинаков по причине дендритной ликвации.

Структура алюминиевых сплавов в реальных условиях оказывается неравновесной вследствие процессов, протекающих при кристаллизации слитков и отливок из алюминиевых сплавов. Главные особенности такой литой структуры заключаются в ниже перечисленном:

- 1) Легирующие составляющие и примеси неравномерно распределяются по размеру дендритов твердого раствора. Периферийные зоны дендритных ветвей обогащены веществами, снижающими температуру плавления алюминия (медью, цинком, магнием, кремнием, марганцем) и обеднены веществами, увеличивающими его точку плавления (хромом, цирконием, титаном),
- 2) в литом металле могут присутствовать «лишние» фазы, которых не должно быть при равновесной кристаллизации; в частности, фазы, входящие в неравновесные эвтектики, и первичные интерметаллические включения, не успевшие прореагировать с алюминиевым твердым раствором по перитектической реакции,
- 3) по границам дендритных ячеек располагаются фазы, реагирующие с алюминием по эвтектической реакции, а реагирующие с алюминием по перитектической реакции – в центре зерна.

### 1.5 Термическая обработка слитков

Термическая обработка заготовок и деформированных полуфабрикатов оказывает огромное влияние на структуру и свойства. Итогом разнообразной степени отклонения сплавов от термодинамически равновесного состояния при комнатной температуре является огромное разнообразие структур изготовленных из алюминиевых сплавов после различной термообработки.

Равновесная структура алюминиевых сплавов, включающая легирующих элементов 15 – 18%, представляет собой устойчивый раствор с невысоким содержанием легирующих элементов с включениями интерметаллических фаз  $Al_2Cu$ ,  $Al_2CuMg$ ,  $MgZn_2$ ,  $Mg$ ,  $Si$  и т.д. [6]. Сплавы при этом фазовом составе, имеют невысокую прочность и высокую пластичность. Наиболее неустойчивой при комнатной температуре структурой в алюминиевых сплавах, обладающих фазовыми превращениями в твердом состоянии (термически упрочняемых сплавах), является пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в алюминии. Концентрация таких элементов превышает равновесную в десятки раз. Такие сплавы при подобной структуре также пластичны, но намного прочнее, чем в равновесном состоянии.

Для достижения наибольшей прочности термически упрочняемых сплавов нужно с помощью нагрева получить какую-то предварительную структуру, которая совпадает с исходной стадией распада пересыщенного твердого раствора.

В сплавах, возможно, добиться огромного многообразия структур с помощью термообработки, не обладающих фазовыми превращениями в твердом состоянии, но лишь тогда, когда начальное неравновесное состояние получено или при литье (в процессе неравновесной кристаллизации), или методом деформации.

Для алюминиевых сплавов огромное распространение получили три вида термической обработки: отжиг, закалка и старение, для достижения наибольшей прочности.

Отжиг алюминиевых сплавов осуществляют, когда по определенным причинам возникающая неравновесная структура обуславливает образование нежелательных свойств, чаще всего низкой пластичности. Особенно распространены три варианта неравновесных состояний таких сплавов:

1) неравновесное состояние, присущее литым сплавам. При литье слитной скорости охлаждения сплавов значительно превышают скорости охлаждения, необходимые для равновесной кристаллизации. Присутствие хрупких интерметаллических соединений по границам дендритных ветвей, обуславливают низкую пластичность таких сплавов, и из-за этого возникают трудности их деформации. К высоколегированным высокопрочным сплавам это относится в первую очередь. Неоднородность структуры, свойственная слитку, может, проявляется и после обработки давлением в деформированном изделии.

Рисунок 1.1 – Микроструктура слитка сплава:

1 – дендрит; 2 – междендритная область.

2) неравновесное состояние, вызванное пластической деформацией. Главные особенности структуры деформированных алюминиевых сплавов и причины нестабильности, неустойчивости деформированного металла описаны выше;

3) неравновесное состояние, являющееся итогом последней термообработки. Главное свойство такого состояния – наличие в сплаве пересыщенного (легирующими элементами) твердого раствора на основе алюминия. Между данным неравновесным состоянием и двумя выше рассмотренными есть разница: оно может быть получено только в сплавах, упрочняемых термообработкой, в то время как первые два наблюдаются сплавах без фазовых превращений в твердом состоянии и в сплавах с такими превращениями.

Все выше перечисленные варианты неравновесных структур могут быть устранены отжигом, при этом во всех случаях после отжига увеличивается пластичность. Тем не менее, процессы, происходящие при отжиге литого,



деформированного и прошедшего термообработку материала, различны, а это значит что, нужно выбирать и различные режимы отжига.

В зависимости от ранее рассмотренных видов неравновесных состояний, встречающихся в алюминиевых сплавах, рассматривают три вида отжига:

- 1) гомогенизационный отжиг.
- 2) рекристаллизационный отжиг (полный или неполный) деформированных полуфабрикатов.
- 3) отжиг термически упрочненных сплавов с целью разупрочнения.

Гомогенизация – тип отжига, обширно используемый для деформированных алюминиевых сплавов, для устранения дендритной сегрегации. В технологическом процессе изготовления деформированных заготовок (листов, профилей, штамповок и т. д.) процесс гомогенизации является первой термообработкой. Гомогенизации подвергают слиток с неоднородной термодинамически неустойчивой структурой, в результате чего его структура становится однородной, пластичность увеличивается, что позволяет заметно увеличить дальнейшую обработку давлением (прессование, прокатку) и снизить технологические отходы. Также такая термообработка позволяет повысить свойства деформированных полуфабрикатов.

Главными параметрами режима гомогенизации является температура и время выдержки. Скорость нагрева не значительна.

Коэффициентом диффузии легирующих элементов, увеличивающихся с ростом температур, определяется скорость гомогенизации. Приблизительно можно принять, что с повышением температуры на 40–50°C коэффициенты диффузии увеличиваются на порядок [7].

Выбор температуры гомогенизации сплавов: она должна быть выше температуры полного растворения легирующих элементов в алюминии. Также обязательно, при выборе температуры гомогенизации нужно учитывать наличие неравновесной эвтектики в слитке, температура плавления ее равна  $U_{\text{в}}$ . Если

расплавилась эвтектика, то это означает, что слиток был быстро нагрет до высокой температуры, образовавшаяся жидкость через какое-то время рассосется, так как медь из нее продиффундирует в твердый раствор. При термообработке не допускают нагрев до появления жидкой фазы, так как это может сопровождаться окислением между зерен и образованием пористости, что приводит к большому снижению прочности и пластичности сплава [5].

Принимая во внимание, что гомогенизации подвергают массивные заготовки, межзеренное окисление в которых происходит только в тонком поверхностном слое, в последнее время слитки, для определенных прессованных заготовок, гомогенизируют при температуре выше температуры расплавления неравновесной эвтектики. Такая обработка, получила название высокотемпературная гомогенизация, позволяющая улучшить механические свойства некоторых прессованных заготовок в поперечном направлении.

Выдержка при температуре гомогенизации должна обеспечить полное растворение неравновесных эвтектических включений фазы Al–Cu [14]. Выдержка при определенной температуре должна быть тем больше, чем грубее включения этой фазы, величина которых зависит при литье от скорости кристаллизации. Из этого можно сделать вывод, что время гомогенизации больших слитков должно быть больше, чем мелких. От коэффициента диффузии в алюминии компонентов, содержащихся в растворяемой фазе, зависит выдержка при гомогенизации.

Для алюминиевых сплавов температура выдержки колеблется в пределах от 450 до 540 °C, а выдержка – от 4 до 40 ч [11].

При гомогенизации скорость охлаждения, как правило, не регламентируют, заготовки охлаждают или на воздухе, или вместе с печью. При этом довольно медленном охлаждении растворенные снова из твердого раствора выделяются легирующие элементы в виде вторичных интерметаллических соединений – кристаллов. Впрочем, они значительно меньше имевшихся эвтектических

включений до гомогенизации и наиболее одинаково распределены, в связи с этим пластичность сплава увеличивается.

Таким образом, слитки из алюминиевых сплавов, в состав которых входят не только медь, магний, цинк, кремний, входят еще и марганец, цирконий, титан, и некоторые другие переходные металлы, выдержка которых производится при температуре 450–500° С не является в общем смысле гомогенизацией, так как эта выдержка, оказывая определенное гомогенизирующее действие, приводит вместе к некоторой гетерогенизации структуры. Мелкие частицы марганцевых, хромовых, циркониевых интерметаллических соединений оказывают некоторое влияние на температуру рекристаллизации деформированных полуфабрикатов. При хорошей дисперсности марганцевых (хромовых, циркониевых) интерметаллических соединений, температура рекристаллизации определенных заготовок из ряда алюминиевых сплавов может превышать конечную температуру термообработки. После термообработки в таком случае в готовых заготовках сохраняется нерекристаллизованная структура, обуславливающая огромный прирост прочности.

#### Рисунок 1.2 – Влияние легирующих элементов на температуру рекристаллизации алюминия

Верно, подобранный режим гомогенизации должен создать необходимые условия для полного растворения неравновесных эвтектических включений интерметаллических соединений – меди, магния, кремния, цинка, а также наилучшую степень распада твердого раствора имеющихся в сплаве алюминия переходных металлов. Такой вид термообработки как гомогенизация при слишком высокой температуре или длительной выдержки может вызвать в алюминии коагуляцию продуктов распада твердых растворов, таких как Mn (Cr, Zr) и полностью исключить воздействие таких элементов на свойства готовых полуфабрикатов [8]. Недостаточная гомогенизация или же вовсе полное ее отсутствие сохраняет удержание в твердом растворе некоторой части

переходных металлов, что также приводит к неполному проявлению их полезного действия.

В итоге гомогенизации значительно меняются механические свойства слитка. Вызываемое растворением неравновесных и коагуляцией избыточных фаз, изменение структуры обуславливается значительным увеличением пластических характеристик при комнатной температуре и технологической пластичности при деформации. После гомогенизации при быстром охлаждении увеличивается у сплава и прочность. Гомогенизированные слитки, как правило, требуют наименьших удельных давлений и допускают огромные скорости деформации, чем не гомогенизированные.

После гомогенизации изменение структуры слитка оказывает наследственное влияние на свойства деформированных заготовок. Значительно повышаются такие характеристики как пластичность, ударная вязкость, выносливость. Уровень прочностных характеристик зависит от степени распада твердого раствора в зависимости от выделений соединений алюминия с марганцем, хромом, цирконием и другими тугоплавкими металлами, обладающими низкой растворимостью. Если степень распада на порядок высока, то прочностные характеристики заготовок, полученных с применением высоких степеней деформации, значительно уменьшаются. Гомогенизация оказывает значительно меньшее влияние на уровень прочностных характеристик.

## 1.6 Методы оценки ликвации и степени гомогенности литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов

После проведения гомогенизационного отжига, необходимо провести сравнительный анализ образцов.

По данным полученных результатов по содержанию легирующих компонентов по осям дендритов и в междендритных объемах можно в той или иной форме получить сведения о гомогенности или негомогенности сплава.

Мерой гомогенности  $\gamma$  может служить степень приближения составов локальных объёмов литых сплавов к марочному составу. Измерения содержания легирующих компонентов лучше всего проводить, как показывает опыт, по осям дендритов, которые надёжно выявляются при стандартном травлении для анализа микроструктуры. Дендриты, как правило, обеднены основными легирующими компонентами, которые обычно локализованы в междендритных объёмах.

За величину, характеризующую степень негомогенности литого сплава, принимают величину отклонения состава от марочного  $\Delta = (q_{\text{среднее}} - q_{\text{марочное}}) / q_{\text{марочное}}$ , где  $q_{\text{среднее}}$  и  $q_{\text{марочное}}$  содержание соответствующих легирующих компонентов. Тогда критерий гомогенности можно определить следующим образом:

$$\gamma_i = 1 - \Delta$$

Для совершенного гомогенного сплава значение критерия гомогенности должно приближаться к  $\gamma_i = 1$ .

## 2 ОБЪЕКТ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Объект исследования

Объектами исследования являются образцы деформируемых алюминиевых сплавов АМгб, АМц и Д16 (ГОСТ 4784 – 97), которые были равномерно отобраны по всей длине слитка, изготовленного на предприятии ОАО «Каменск–Уральский металлургический завод».

Химический анализ состава образцов был проведён на предприятии атомно-эмиссионным методом на спектрометре *Spectrolab* по *ASTM E 1251–11* и был повторно проведён на растровом электронном микроскопе *JEOL JSM–6460 ULV* оснащённым энергодисперсионным спектрометром фирмы *Oxford Instruments* для проведения качественного и количественного микрорентгеноспектрального анализа (рисунок 2.1).

Рисунок 2.1 – Растровый электронный микроскоп *JEOL JSM–6460 ULV*

Результаты анализов химического состава приведены в таблицах 2.1; 2.2; 2.3

Таблица 2.1 – Химический состав сплава АМгб на цельной отливке после предварительного отжига

Номер залива	Соотв. требованиям НД	Массовая доля в %								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
1	+	0,09	0,02	0,05	0,7	6,2	–	0,1	0,07	основа
Требование СТП 804.005 – 15	min	–	–	–	0,6	6,0	–	–	0,02	основа
	max	0,4	0,4	0,1	0,8	6,8	–	0,2	0,08	
Требование ГОСТ 4784 – 97	min	–	–	–	0,5	5,8	–	–	0,02	основа
	max	0,4	0,4	0,1	0,8	6,8	–	0,2	0,10	

Таблица 2.2 – Химический состав сплава АМц на цельной отливке после предварительного отжига

Номер залива	Соотв. требованиям НД	Массовая доля в %								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
1	+	0,2	0,4	0,01	1,2	0,05	–	0,02	0,09	основа
Требование СТП 804.005 – 15	min	–	0,3	–	1,0	–	–	–	0,07	основа
	max	0,5	0,5	0,1	1,3	0,2	–	0,10	0,1	
Требование ГОСТ 4784 – 97	min	–	–	–	1,0	–	–	–	–	основа
	max	0,6	0,7	0,2	1,5	0,2	–	0,10	0,1	

Таблица 2.3 – Химический состав сплава Д16 на цельной отливке после предварительного отжига

Номер залива	Соотв. требованиям НД	Массовая доля в %								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
1	+	0,1	0,18	4,4	0,6	1,4	<0,01	0,09	0,07	основа
Требование СТП 804.005 – 15	min	–	–	4,0	0,6	1,4	–	–	–	основа
	max	0,4	0,50	4,9	0,9	1,8	0,10	0,25	0,1	
Требование ГОСТ 4784 – 97	min	–	–	3,8	0,30	1,2	–	–	–	основа
	max	0,5	0,5	4,9	0,9	1,8	0,10	0,25	0,15	

## 2.2 Пробоподготовка

Образцы, выбранные при пробоотборе были подвержены этапу пробоподготовки, включающей в себя следующие стадии:

1) на отрезном станке *Delta Abrasimet* с водяным охлаждением (рисунок 2.2) образцы разрезались на фрагменты.

Рисунок 2.2 – Отрезной станок *Delta Abrasimet*.

2) на прессе для горячей запрессовки *SimpliMet 1000* изготовленные фрагменты запрессовывались в пластмассовые таблетки (рисунок 2.3).

3) далее образцы, запрессованные в пластмассу на полуавтоматической шлифовально-полировальной машине *EcoMet 250 + AutoMet 250* (рисунок 2.4), были отшлифованы и отполированы.

Таким образом, были изготовлены микрошлифы, готовые для дальнейших исследований.

Рисунок 2.3 – Пресс для горячей запрессовки *SimpliMet 1000* и запрессованный образец.

Рисунок 2.4 – Полуавтоматическая шлифовально-полировальная машина *EcoMet 250+AutoMet 250* и образцы подвергаемые обработке.

## 2.3 Микроструктурные исследования

На оптическом инвертированном металлографическом микроскопе *Axio Observer* (Рисунок 2.5), оснащенный программно-аппаратным комплексом для анализа изображений *Thixomet*, проводилось исследование микроструктуры образцов.

Вначале проводилось исследование полированных микрошлифов, а затем в состоянии после травления. Травление поверхности микрошлифов с целью



выявления микроструктуры металла проводилось в реактиве Келлера, который представляет собой 2 мл плавиковой кислоты HF (48 %); 3 мл соляной кислоты HCl; 190 мл воды H<sub>2</sub>O.

Рисунок 2.5 – Металлографический микроскоп *Axio Observer*.

#### 2.4 Проведение гомогенизационного отжига и определение микротвердости образцов

Для проведения гомогенизационного отжига, было назначены девять режимов гомогенизации, которые проводились в печи ПМ–1,0–7 (рисунок 2.6) при 500 °С для сплавов АМг6 и Д16 и 555 °С для сплава АМц в течение 30 минут; 1; 1,5; 2; 3; 4; 6; 8 и 12 часов. После отжига на образцах было проведено исследование макро– и микротвердости на микротвердомере FM–800 (рисунок 2.7), позволяющего проводить измерения по методу Виккерса.

Рисунок 2.6 – Электропечь муфельная лабораторная ПМ–1,0–7.

Рисунок 2.7. Микротвердомер FM – 800.

## 3 РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### 3.1 Исследование микроструктуры образцов

При исследовании структуры образцов после предварительного отжига на металлографическом микроскопе была выявлена ярко выраженная дендритная структура, которая характерна для всех представленных выше литых алюминиевых сплавов (рисунок 3.1 – 3.3).

Рис.3.1. Микроструктуры литого образца сплава АМг6, х200.

Рис.3.2. Микроструктура литого образца сплава АМц, х200.

Рис.3.3. Микроструктура литого образца сплава Д16, х200.

Легирующие элементы, присутствующие в сплаве Д16, такие как Cu, Mn, Mg взаимодействуют с алюминием, входя как твердый раствор, так и образуя хим. соединения  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{MnAl}_6$ ,  $\text{FeAl}_3$ , а также взаимодействуют между собой, образуя соединения  $\text{Mg}_2\text{MnAl}_6\text{FeAl}_3$  (S фаза),  $\text{Cu}_2\text{FeAl}$  и др.

Структура сплава АМц состоит из  $\alpha$ -твердого раствора марганца в алюминии и вторичных выделений фазы  $\text{MnAl}$ . В присутствии железа вместо  $\text{MnAl}$  образуется сложная фаза  $(\text{MnFe})\text{Al}$ , практически нерастворимая в алюминии, поэтому сплав АМц и упрочняется термической обработкой. Сплавы АМг (магналии) относятся к системе Al – Mg. Магний образует с алюминием  $\alpha$ -твердый раствор и в области концентраций от 1,4 до 17,4% Mg происходит выделение вторичной  $\beta$ -фазы ( $\text{MgAl}$ ).

После нагрева данных сплавов до температуры выше сольвуса и выдержке при этой температуре, т.е. проведя гомогенизационный отжиг данных сплавов при температурах 500, 555<sup>0</sup>С и временем выдержки 0,5; 1; 1,5; 2; 3; 4; 6; 8 и 12

часов. Гомогенизационный отжиг привел к тому, что включения в данных сплавах растворились, в сплаве Д16 выравнилась концентрация меди по сечению дендритных ячеек и сплавы приобрели более гомогенную однофазную структуру, что видно из рисунка 3.4 – 3.6 (б–к).

Так же можно сделать вывод о том, как влияет выдержка на структуру слитков. Чем дольше время выдержки, тем внутрикристаллическая ликвация (химическая неоднородность сплава) становится меньше.

На рисунках 3.4–3.6 представлены микроструктуры литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов полученных в процессе длительного гомогенизационного отжига.

На рис 3.4 представлено изменение структуры сплава АМг6 после гомогенизационного отжига различной длительности.

- |                       |                   |
|-----------------------|-------------------|
| а) исходное состояние | б) отжиг 30 минут |
| д) отжиг 2 часа       | е) отжиг 3 часа   |
| ж) отжиг 4 часа       | з) отжиг 6 часов  |
| и) отжиг 8 часов      | к) отжиг 12 часов |

Рис.3.4. Микроструктуры литого образца сплава АМг6, после гомогенизационного отжига различной длительности, х200.

- |                |                  |
|----------------|------------------|
| в) отжиг 1 час | г) отжиг 1,5 час |
|----------------|------------------|

На рис.3.5 представлено трансформирование структуры сплава АМц в процессе гомогенизационного отжига различной длительности

- |                       |                   |
|-----------------------|-------------------|
| а) исходное состояние | б) отжиг 30 минут |
|-----------------------|-------------------|

в) отжиг 1 час

г) отжиг 1,5 часа

д) отжиг 2 часа

е) отжиг 3 часа

ж) отжиг 4 часа

з) отжиг 6 часов

и) отжиг 8 часов

к) отжиг 12 часов

Рис.3.5. Микроструктура литого образца сплава АМц после гомогенизационного отжига различной длительности, х200.

На рис 3.6. Представлено изменение структуры сплава Д16 в процессе гомогенизационного отжига различной длительности

а) исходное состояние

б) отжиг 30 минут

в) отжиг 1 час

г) отжиг 1,5 часа

- |                  |                   |
|------------------|-------------------|
| д) отжиг 2 часа  | е) отжиг 3 часа   |
| ж) отжиг 4 часа  | з) отжиг 6 часов  |
| и) отжиг 8 часов | к) отжиг 12 часов |

Рис.3.6. Микроструктура литого образца сплава Д16 после гомогенизационного отжига различной длительности, х200.

### 3.2 Определение макро– и микротвердости локальных объемов литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов

Для определения макро– и микротвердости локальных объемов литых алюминиевых сплавов были проведены систематические исследования на микротвердомере FM–800, позволяющего проводить измерения по методу Виккерса. Для определения числа твердости по Виккерсу производилось измерение диагоналей полученного отпечатка (измерения проводились на мониторе компьютера).

На рисунках 3.7, 3.8 и 3.9 показаны отпечатки индентора микротвердомера в теле зерна и полученное число макротвердости по Виккерсу. Аналогичным образом были исследованы 3 участка.

Результаты измерения макротвердости после гомогенизационного отжига различной длительности представлены в таблицах 3.1, 3.2, 3.3.

Рис. 3.7. Участок измерения макротвердости сплава АМц, х200.

Таблица 3.1. Результаты измерения макротвердости сплава АМц после гомогенизации по указанным режимам

Время выдержки при гомогенизации, час	Результаты измерения макротвердости HV (500г)			среднее
	1	2	3	
Исходный образец	45,2	45,1	44,9	<b>45,1</b>
0,5	46,5	44,4	47,1	<b>46</b>
1	47,7	48,3	46,8	<b>47,6</b>
1,5	46,9	47,8	49,3	<b>48</b>
2	45,6	48,1	48,2	<b>47,3</b>
3	45,2	44,3	44,7	<b>44,7</b>
4	46,2	44,1	46,2	<b>45,5</b>
6	47,5	48,9	47,8	<b>48</b>
8	44,1	44,3	44	<b>44,1</b>
12	45,4	44,5	45,7	<b>45,2</b>

Рис. 3.8. Участок измерения макротвердости сплава АМг6, x200.

Таблица 3.2. Результаты измерения макротвердости сплава АМг6 после гомогенизации по указанным режимам

Время выдержки при гомогенизации, час	Результаты измерения макротвердости HV (500г)			среднее
	1	2	3	
Исходный образец	91,3	93,3	90,5	<b>91,7</b>
0,5	95	94,5	98,5	<b>96</b>

1	96,5	95,8	97,5	<b>96,6</b>
1,5	96,2	97,1	96,1	<b>96,5</b>
2	99,2	98,5	101	<b>99,5</b>
3	99	101	99,3	<b>99,7</b>
4	101	100	101	<b>100,6</b>
6	101	100	105	<b>102</b>
8	100	103	104,5	<b>102,5</b>
12	102	105	104	<b>103,6</b>

Рис. 3.9. Участок измерения макротвердости сплава Д16, х200.

Таблица 3.3. Результаты измерения макротвердости сплава Д16 после гомогенизации по указанным режимам

Время выдержки при гомогенизации, час	Результаты измерения макротвердости HV (500г)			среднее
	1	2	3	
Исходный образец	98,6	107	98	<b>101,2</b>
0,5	126	115	127	<b>122,6</b>
1	125	132	135	<b>130,6</b>
1,5	132	138	130	<b>133,3</b>
2	130	139	131	<b>133,3</b>
3	132	135	134	<b>133,6</b>
4	140	143	146	<b>143</b>
6	141	145	145	<b>143,6</b>
8	144	153	146	<b>147,6</b>
12	145	150	149	<b>148</b>

Из данных представленных в таблицах 3.1 – 3.3, можно сделать выводы о том, как влияет гомогенизация на твердость сплавов. В сплаве АМц после отжига наблюдается незначительное увеличение твердости так как происходит диффузия марганца по границам дендритов. В сплаве АМгб твердость также увеличилась после отжига, что связано с диффузией марганца и магния. В сплаве Д16 наблюдается значительное увеличение твердости. Данное изменение твердости связано с выравниванием состава по объему сплава и влиянием эффекта твердо растворного упрочнения для всего сплава, учитывая, что в литых структурах примеси или легирующие элементы локализуются на междендритных границах.

На рисунках 4, 4.1 и 4.2 показаны отпечатки индентора микротвердомера в теле зерна и полученное число микротвердости по Виккерсу. Аналогичным образом были исследованы 10 участков.

Результаты измерения микротвердости гомогенизированных при различном времени выдержки образцов приведены в таблицах 3.4, 3.5, 3.6.

Рис. 4. Участок измерения микротвердости сплава АМц, x200.



Таблица 3.4. Результаты измерения микротвердости сплава АМц после гомогенизации по указанным режимам

Время выдержки при гомогенизации, час	Результаты измерения микротвердости HV (50г)										среднее
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Исходный образец	60,7	55,5	52,8	53,4	60,5	63,1	63,1	63,8	54,4	60,7	<b>58,8</b>
0,5	50,6	57,4	53,5	51	52,7	52	50,6	50,1	53,5	45,6	<b>51,7</b>
1	54,1	54,8	35,5	44,9	54,5	44,7	54,5	55,9	51,3	45,1	<b>49,5</b>
1,5	49,7	49,9	49,5	49,5	53,5	56,4	55,2	58,6	46,8	48,9	<b>51,8</b>
2	41,3	51,6	50,6	47,5	46,1	54,2	44,9	52,4	54,5	53,5	<b>50</b>
3	43,5	46,2	45,8	46	49,6	52,8	50,9	46,5	49,1	53,6	<b>48,4</b>
4	55,3	56,8	54,4	51,6	47,4	52,4	62,6	49,5	54,6	55,2	<b>54</b>
6	46,3	48,4	55,8	60,3	49,1	39,7	43,2	49,3	47,4	59,3	<b>49,9</b>
8	53,6	49,9	45,3	49,9	52,2	55,7	37,9	47,8	75,9	49,7	<b>51,8</b>
12	47,2	51	48	57,1	53,3	48,4	37,4	49,8	49,4	49,4	<b>49,1</b>

Эффект изменения т.е. уменьшения микротвердости может быть связано с выравниванием структуры в результате диффузии Mn с границ дендритов.

Рис. 4.1. Участок измерения микротвердости сплава АМгб, x200.

Таблица 3.5. Результаты измерения микротвердости сплава АМгб после гомогенизации по указанным режимам

Время	Результаты измерения микротвердости HV (50г)	среднее
-------	--	---------

выдержки при гомогенизации, час	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Исходный образец	107	108	93,6	104	109	94,9	73,3	108	102	110	<b>101</b>
0,5	112	114	105	113	97,8	123	106	113	106	111	<b>110</b>
1	112	89	103	102	106	102	102	99,1	99	110	<b>102</b>
1,5	113	104	102	100	98,3	102	104	101	106	107	<b>103</b>
2	101	103	107	100	104	106	102	104	107	105	<b>104</b>
3	108	118	104	106	117	100	99,9	103	114	109	<b>108</b>
4	116	108	113	114	115	120	115	116	100	100	<b>111</b>
6	125	113	131	57,9	115	118	114	117	109	109	<b>111</b>
8	108	116	117	118	111	111	116	108	100	110	<b>112</b>
12	116	127	111	125	96	126	116	122	108	112	<b>116</b>

Увеличение микротвердости связано с выравниванием состава по всему объему структуры в результате диффузии Mn, Mg на границах дендритов.

Рис. 4.2. Участок измерения микротвердости сплава Д16, х200.

Таблица 3.6. Результаты измерения микротвердости сплава Д16 после гомогенизации по указанным режимам

Время выдержки при гомогенизации, час	Результаты измерения микротвердости HV (50г)										среднее
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Исходный образец	119	105	112	118	93	103	123	117	99	110	<b>110</b>
0,5	122	126	125	118	106	104	140	127	127	118	<b>121</b>
1	118	142	140	133	126	122	114	108	134	139	<b>128</b>
1,5	139	137	127	132	141	154	139	136	147	137	<b>138</b>
2	136	142	137	132	139	145	142	136	145	135	<b>139</b>
3	138	152	144	149	142	145	136	140	156	141	<b>144</b>
4	163	164	156	155	150	158	150	162	151	169	<b>158</b>
6	151	144	149	150	136	184	142	155	152	154	<b>151</b>
8	157	157	152	151	177	178	151	159	156	156	<b>159</b>
12	149	152	152	157	146	157	171	157	150	151	<b>154</b>

Увеличение микротвердости связано с выравниванием состава по всему объему сплава так как легирующие элементы Mg, Mn, Cu локализуются на междендритных границах.

Из полученных данных (табл. 3.1 – 3.6) видно, что до гомогенизации твердость слитков была ниже, чем после проведения процесса, кроме сплава АМц (табл.3.4). Понижение твердости сплава АМц может быть связано с тем, что происходит диффузия Mn на границах дендритов. Повышение твердости у сплавов АМгб и Д16 связано с тем, что изменение структуры, вызываемое растворением неравновесных и коагуляцией избыточных фаз, обуславливают значительное повышение твердости.

На значения твердости большое влияние оказывает содержание основных легирующих элементов, таких как медь, магний и марганец. Медь при добавлении ее до 6,5 % повышает прочность и твердость алюминиевых сплавов, как термически обработанных, так и не термически обработанных. Добавление ее также улучшает обрабатываемость сплавов за счет увеличения твердости матрицы. С другой стороны, медь, как правило, снижает коррозионную стойкость алюминия.

Введение марганца до 1,5 % также повышает твердость и упрочняет сплавы с помощью механизмов упрочнения твердого раствора и дисперсионного упрочнения, а также увеличивает коррозионную стойкость сплавов.

Магний (Mg) обеспечивает существенное повышение и улучшение характеристик алюминия. Он придает хорошую коррозионную стойкость и свариваемость, и хорошую твердость. При добавлении кремния, он объединяется с магнием, образуя упрочняющую фазу  $Mg_2Si$ , которая обеспечивает высокую твердость.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе исследована степень гомогенности литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов АМц, АМгб и Д16 в процессе гомогенизационного отжига, на основании чего можно сделать несколько выводов:

1) Микротвердость сплава АМц после отжига уменьшилась, что может быть связано с выравниванием структуры в результате диффузии марганца по границам дендритов.

2) Увеличение микротвердости сплава АМгб после гомогенизационного отжига связано с выравниванием состава по всему объему так как легирующие элементы (марганец и магний) локализуются на междендритных границах.

3) В сплаве Д16 наблюдается значительное увеличение твердости. Данное изменение твердости связано с выравниванием состава по объему сплава и влиянием эффекта твердорастворного упрочнения для всего сплава, учитывая, что в литых структурах примеси или легирующие элементы локализуются на междендритных границах.

4) Измерение микротвердости может служить в качестве параметра который характеризует степень гомогенности литых заготовок деформируемых алюминиевых сплавов.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
2. Новиков И.И., Золоторевский В.С. Дендритная ликвация в сплавах. М.: Наука, 1966. 155 с.
3. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А., Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 1999. — 416 с.
4. Гуляев А.П. Металловедение. - М.: Металлургия, 1986. 544 с.
5. Бродова И.Г., Поленц И.В., Есин В.О. Закономерности формирования литой структуры переохлаждённых сплавов Al-Ti. // ФММ. 1992. №1. - С.84-89.
6. C.-H. Chang, S.-L. Lee, J.-C. Lin, et al., Effect of Ag content and heat treatment on the stress corrosion of Al-4.6Cu-0.3Mg alloy, Mater. Chem. Phys. 91 (2005) 454-462.
7. D. Xiao, J. Wang, K. Chen, et al., J. Mater, Superplastic deformation of a heat resistant Al; Cu; Mg; Ag, Process. Technol. 209 (2009) 3300—3305.
8. N.Ünlü, B.M. Gamble, G.J. Shiflet, et al., Microstructural evolution of Al-Cu-Mg-Ag alloy during homogenization, Metall. Mater. Trans. A 34 (2003) 2757-2769.
9. Плавка и литье алюминиевых сплавов: Справ, изд. / М. Б. Альтман, А.Д. Андреев, Г. А. Балахонцев и др. 2-е изд., перераб. и доп. - М.: Металлургия, 1983. 352 с.
10. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами.- М.: Металлургия, 1975.- 248 с.
11. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. - М.: Металлургия, 1986, 82 с.
12. Y. Birol, Impact of homogenization on recrystallization of a supersaturated

Al-Mn alloy, Scripta Mater. 60 (2009) 5-8.

13. Y Wu, J.Xiong, R. Lai, et al., The microstructure evolution of an Al-Mg-Si-Mn-Cu-Ce alloy during homogenization, J.Alloys Compd. 475 (2009) 332-338.

14. J.Zhang, R. Zuo, Y. Chen, et al., The microstructure evolution during homogenization of a  $\tau$ -type Mg-Zn-Al alloy, J. Alloys Compd. 448 (2008) 316-320.

15. Золоторевский В.С. Структура и прочность литых алюминиевых сплавов. - М Metallургия, 1981. 192 с.

16. Fayomi, O. S. I., Popoola, A. P. I., & Udoeye, N. E. (2017). Effect of Alloying Element on the Integrity and Functionality of Aluminium-Based Alloy. Aluminium Alloys - Recent Trends in Processing, Characterization, Mechanical Behavior and Applications. doi:10.5772/intechopen.71399.

16. R. S. Rana, Rajesh Purohit, and S Das. Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites. International Journal of Scientific and Research Publications, Volume 2, Issue 6, June 2012 .

17. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, J.E. Hatch, Ed., American Society for Metals, 1984