

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Институт цветных металлов и материаловедения
институт
Металловедение и термическая обработка металлов им. В. С. Биронта
кафедра

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
В.П. Жереб
подпись инициалы, фамилия
« _____ » _____ 2020 г.

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных
переходными металлами

тема

22.04.02 «Металлургия»

код и наименование направления

22.04.02.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

код и наименование магистерской программы

Руководитель _____
подпись, дата

Доцент, канд. техн. наук
должность, ученая степень

Е.С. Лопатина
инициалы, фамилия

Выпускник _____
подпись, дата

А.А. Голято
инициалы, фамилия

Рецензент _____
подпись, дата

Руководитель лаб. ООО «Русал ИТЦ»
должность, ученая степень

И.В. Герасимов
инициалы, фамилия

Красноярск 2020

Продолжение титульного листа МД по теме: Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных переходными металлами.

Консультанты по
разделам:

Литературный обзор

наименование раздела

подпись, дата

Е.С. Лопатина

инициалы, фамилия

Методическая часть

наименование раздела

подпись, дата

Е.С. Лопатина

инициалы, фамилия

Экспериментальная часть

наименование раздела

подпись, дата

Е.С. Лопатина

инициалы, фамилия

Нормоконтролер

подпись, дата

Е.С. Лопатина

инициалы, фамилия

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Институт цветных металлов и материаловедения

институт

Металловедение и термическая обработка металлов им. В. С. Биронта

кафедра

УТВЕРЖДАЮ

Заведующий кафедрой

В.П. Жереб

подпись инициалы, фамилия

« _____ » _____ 2020 г.

Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных
переходными металлами

наименование ВКР (МД)

22.04.02 «Металлургия»

наименование темы, код и наименование специальности (специализации), направления,

22.04.02.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

магистерской программы

Научный руководитель/

руководитель _____

подпись, дата

Доцент, канд. техн. наук

должность, ученая степень

Е.С. Лопатина

инициалы, фамилия

Выпускник

подпись, дата

А.А. Голято

инициалы, фамилия

Рецензент

подпись, дата

Руководитель лаборатории

должность, ученая степень

И.В. Герасимов

инициалы, фамилия

Красноярск 2020

Реферат

Выпускная квалификационная работа в виде магистерской диссертации по теме «Исследование структуры и свойств полуфабрикатов из алюминиевых сплавов» содержит 73 страниц текстового документа, 30 использованных источников, 28 рисунков, 12 таблиц.

СПЛАВ СИСТЕМЫ AL-MG, ЛЕГИРОВАНИЕ, СКАНДИЙ, ПЕРЕХОДНЫЕ МЕТАЛЛЫ, ПРОКАТКА, РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ, МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.

Объекты исследования – деформируемые полуфабрикаты из алюминиевых сплавов системы Al-Mg (опытные сплавы № 0-4 легированные скандием и цирконием).

Цель магистерской диссертации:

исследовать влияние легирования переходными металлами на структуру и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов.

Задачи исследования:

- исследовать изменение структуры в зависимости от химического состава опытных сплавов в деформированном состоянии;
- определить влияние термической обработки на структуру опытных сплавов;
- провести анализ механических свойств опытных сплавов;
- определить влияние легирования переходными металлами на структуру и свойства алюминиевых сплавов системы Al-Mg.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	7
1 Литературный обзор	
1.1 Общие сведения о сплавах системы Al-Mg.....	8
1.2 Влияние основных легирующих элементов.....	14
1.3 Фазовый состав и структура промышленных алюминиевых сплавов системы Al-Mg.....	18
1.4 Механические и технологические свойства промышленных сплавов системы Al-Mg.....	26
1.5 Влияние переходных металлов Sc и Zr на сплавы системы Al-Mg.....	30
1.6 Коррозионная стойкость промышленных сплавов системы Al-Mg.....	36
1.7 Выводы.....	37
1.8 Постановка цели и задачи исследования.....	39
2 Методическая часть	
2.1 Описание изучаемых материалов....	Ошибка! Закладка не определена.
2.2 Подготовка микрошлифов.....	Ошибка! Закладка не определена.
2.3 Микроструктурный анализ.....	Ошибка! Закладка не определена.
2.4 Количественная металлография.....	Ошибка! Закладка не определена.
2.5 Испытания на механические свойства.....	Ошибка! Закладка не определена.
2.6 Термическая обработка.....	Ошибка! Закладка не определена.
2.7 Описание методов математической обработки экспериментальных данных.....	Ошибка! Закладка не определена.
3 Экспериментальная часть.....	Ошибка! Закладка не определена.
3.1 Исследование структуры листов опытных сплавов в деформированном состоянии.....	Ошибка! Закладка не определена.
3.2 Исследование структуры и свойств холоднодеформированных полуфабрикатов после термической обработки.....	56
Заключение.....	64
Список литературы.....	65
Приложение А.....	68

ВВЕДЕНИЕ

Алюминий находится на первом месте среди металлов и на третьем месте среди элементов которые можно встретить в земной коре.

Приблизительно около 8 % всей массы земной коры составляет именно этот металл. В природе алюминий встречается в связанной виде в форме горных пород, минералов. Алюминиевые сплавы делятся на два типа деформируемые и литейные. Одни из основных требований ко всем деформируемым материалам является их высокая пластичность при высоких или нормальных температурах, которая обеспечивает возможность горячей обработки давлением;

Сплавы на базе системы Al-Mg называют магналиями. Магний является основным легирующим элементом в Al-Mg сплавах. По объему производства магналии занимают первое место среди деформируемых алюминиевых сплавов. Недостаток магналиев – сравнительно низкий предел текучести. После холодной деформации имеют высокую прочность и пластичность, а так же высокую коррозионную стойкость и хорошую свариваемость, но не упрочняются термической обработкой; для повышения прочности в эти сплавы вводят Sc, Zr. Исходя из мирового опыта, сплавы со скандием имеют высокий уровень механических свойств и повышенную коррозионную стойкость, кроме того сварные соединения этих сплавов не подвергаются коррозии и имеют самую высокую прочность.

Применение сплавов со скандием в настоящее время сдерживается их сравнительно высокой стоимостью. Однако необходимость снижения массы и металлоемкости конструкций позволяет прогнозировать их широкое применение в недалеком будущем. Высокий уровень свойств сплавов со скандием имеет преимущество над всеми остальными сплавами в авиа- и судостроении. В связи с этим актуальной задачей для развития этого направления в дальнейшем является получение сплавов с минимальным содержанием скандия, что позволит снизить себестоимость, повысить прочностные свойства и расширить рынок сбыта.

1 Литературный обзор

1.1 Общие сведения о сплавах системы Al-Mg

Магний является основным легирующим элементом в Al-Mg сплавах которые после холодной деформации имеют высокую прочность и пластичность, а так же высокую коррозионную стойкость и хорошую свариваемость.

Уровень механических свойств определяется, в основном содержанием магния, которое для разных марок сплавов, входящих в ГОСТ 4784 меняется от 1,8-6,8% (сплавы типа АМг2, АМг3, АМг5, АМг6). При более высоком содержании Mg существенно снижается коррозионная стойкость. При таком содержании магния упрочнение, достигается за счет термообработки невелико, поэтому сплавы применяются в отожженном или нагартованном состоянии [1].

Сплавы на базе системы Al-Mg называют магналиями (АМг1...АМг6, в таблице 1.1). Цифры 1-6 в марке обозначают среднее содержание магния в сплаве. Чем выше содержание магния, тем прочнее магналий. Во все составы деформируемых магналиев входит Mn в количествах от 0,2 до 0,8 % , который нейтрализует вредное влияние железа и повышает коррозионную стойкость. Так же для нейтрализации вредного влияния железа применяют хром (0,1-0,2 %). Бериллий в количестве 0,0002.. .0,005 % вводят в магналии для уменьшения окисления при литье, сварке плавлением и горячей обработке давлением (бериллий образует на поверхности защитную оксидную пленку). Отличительные особенности магналиев является высокая коррозионная стойкость, пластичность и вязкость, хорошая свариваемость. Это термически не упрочняемые сплавы, однако при высоких концентрациях магния (10-12%) за счет растворного значения упрочнения σ_B в закаленном состоянии достигает 350-400 МПа. Предел текучести у магналиев не высок.

Таблица 1.1 – Состав термически не упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg [2]

Марка сплава			Содержание, %								Плотность Кг/см
Буквенная	Цифровая	ISO 209-1	Mg	Mn	Fe,	Si,	Cu	Cr	Zn	Ti	
АМг1	1510	AlMg1 5005	0,50- 1,1	0,20	0,70	0,30	0,20	0,10	0,25	-	2,69
АМг2	1520	AlMg2 5251	1,8-2,6	0,1-0,6	0,50	0,40	0,15	0,05	0,15	0,15	2,69
АМг3	1530	-	3,2-3,8	0,3-0,6	0,5	0,5- 0,8	0,10	0,05	0,20	0,10	2,66
АМг4	1540	AlMg4 5086	3,5-4,5	0,20- 0,70	0,50	0,40	0,10	0,05- 0,25	0,25	0,15	2,66
АМг5	1550	-	4,8-5,8	0,3-0,8	0,50	0,50	0,10	-	0,20	0,02- 0,10	2,65
АМг6	1550	-	5,8-6,8	0,3-0,8	0,40	0,4	0,10	-	0,20	0,02- 0,10	2,64

Деформируемые сплавы

Деформируемые сплавы предназначены для получения полуфабрикатов и изделий путём пластической обработки давлением. Деформируемые магниевые сплавы выпускаются в виде разнообразных полуфабрикатов – листов, прутков, профилей, плит, штамповок, и т.д. К видам обработки давлением относятся: прокатка, волочение, ковка, прессование, штамповка.

Деформируемые сплавы содержат от 1–6% магния, а так же добавки дисперсоидообразующих переходных металлов (обычно это марганец и хром). С увеличением содержания магния прочность магниевых сплавов растёт, поэтому самым прочным из них является сплав АМг6, который в среднем содержит 6,3 % магния [1].

Одни из основных требований ко всем деформируемым материалам является их высокая пластичность при высоких или нормальных температурах, которая обеспечивает возможность горячей обработки

давлением; высокая пластичность при нормальных температурах дает возможность упрочнения за счёт холодной деформации [1].

Химический состав стандартных деформируемых алюминиевых сплавов определяются ГОСТ 4784-94. Почти все они образованы на основе твердых растворов алюминия с элементами, имеющими переменную растворимость в зависимости от температуры.

Такой тип твердых растворов создает предпосылки для упрочнения за счет термической обработки, эффективность которой зависит от степени легированности твердого раствора и критерия растворимости. В зависимости от последних деформируемых сплавы можно разделить на 2 группы:

Не термически упрочняемые, к которым относятся: технический алюминий, сплавы системы Al-Mg, Al-Mn, изделия из которых поставляют в основном в отожженном состоянии или после некоторого упрочнения путем холодной деформации;

Упрочняемые за счет термообработки (закалки старения) и в таком состоянии применяются в конструкциях. При выборе условий эксплуатации для них необходимо учитывать разупрочнение, получаемое при повышенных температурах [1].

Термически неупрочняемые сплавы не подвергают закалке и старению. Прочность таких сплавов повышают в первую очередь за счет образования твердого раствора замещения при легировании. Эффект твердорастворного упрочнения тем больше, чем больше разница в атомных диаметрах алюминия и растворенного элемента и выше концентрация этого элемента в твердом растворе. Оба эти фактора, определяющие искаженность решетки раствора, т. е. затруднение скольжения дислокаций, обуславливают возможность достичь наибольшего твердорастворного упрочнения в сплавах системы Al-Mg.

В литом состоянии в сплаве AlMg6 по границам дендритных ячеек алюминиевого раствора находятся включения β -фазы (Mg_5Al_8) из вырожденной эвтектики. По содержанию магния сплав AlMg6 находится далеко влево от точки предельной растворимости при эвтектической

температуре и, следовательно, эвтектика в нем образуется из-за дендритной ликвации. В деформированных полуфабрикатах фаза β отсутствует, так как она полностью переходит в алюминиевый твердый раствор во время гомогенизации слитков при 500 °С. Примеси кремния и железа образуют труднорастворимые фазы Mg_2Si , $(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$ и др.

Достоинства магналиев – это высокая стойкость против коррозии, в том числе в морской атмосфере, и хорошая свариваемость. В сочетании со средней прочностью эти качества определяют широкое использование магналиев для изготовления сварных конструкций разнообразного назначения, в том числе ответственных конструкций в авиакосмической технике и судостроении. По объему производства магналии занимают первое место среди деформируемых алюминиевых сплавов. Недостаток магналиев – сравнительно низкий предел текучести. Его повышают, используя нагартовку при холодной деформации. Магналии непригодны для работы при повышенных температурах из-за низкой теплопрочности.

К термически неупрочняемым относится и сплав АМц (таблица 1.1). В микроструктуре полуфабрикатов сплава АМгб могут присутствовать следующие фазы кристаллизационного происхождения: слитке по границам дендритных ячеек расположены частицы $(Mn, Fe)Al_6$ и $(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$ и Mg_2Si . Большая часть Mn входит в состав алюминия, а также присутствует в виде вторичных выделений фазы Al_8Mg_5 . Последние в основном располагаются по границам. Хотя растворимость марганца в алюминии в твердом состоянии резко уменьшается и при закалке легко получить пересыщенный твердый раствор, его распад при последующем нагреве не приводит к дисперсионному твердению, так как выделения алюминида марганца недостаточно дисперсны. Сплав АМц коррозионно стоек, хорошо сваривается, но имеет невысокую прочность. Из него изготавливают малонагруженные изделия – сварные бензобаки, маслопроводы [3].

Литейные сплавы

Типичные представители этой группы – сплавы АМгбл и АМг10, содержащие в среднем 6 и 10% Mg и малые добавки титана, циркония и бериллия (буквой «л» в конце марки АМгбл этот литейный сплав отличается от деформируемого магналия АМгб).

Литейные свойства алюминиево-магниевых сплавов, особенно горячеломкость и жидкотекучесть, заметно выше, чем у алюминиево-медных. Именно благодаря относительно невысокой склонности к образованию горячих трещин они хорошо свариваются аргоно-дуговой сваркой плавлением

Однако их склонность к образованию рассеянной пористости (из-за широкого интервала кристаллизации) и высокая окисляемость при плавке затрудняют получение качественных герметичных отливок, свободных от неметаллических (оксидных) включений.

Для улучшения литейных свойств в некоторые сплавы Al—Mg вводят до 1,7 % Si. Это приводит к образованию эвтектики (Al) + Mg₂Si, улучшающей структуру магналиев в твердожидком состоянии. Однако кристаллы Mg₂Si эвтектического происхождения имеют неблагоприятную морфологию и заметно снижают механические свойства, особенно характеристики пластичности и вязкости [5].

Малые добавки титана и циркония модифицируют литую структуру. Кроме того, эти элементы частично входят в твердый раствор, обуславливая твердорастворное упрочнение. Добавка бериллия, образующая плотную и прочную оксидную пленку, предохраняет сплавы с высоким содержанием магния от окисления при плавке, литье и термообработке.

По стойкости против общей коррозии, в том числе в морской воде, сплавы на основе системы Al – Mg значительно превосходят все другие литейные алюминиевые сплавы, что и определяет области их применения. Однако следует учитывать, что нагрев сплава АМг10 выше 80 °С приводит к

выделению по границам зерен тонких пленок β -фазы, обуславливающих склонность к межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию. Органические недостатки сплавов на базе системы Al-Mg – плохие литейные свойства из-за широкого интервала кристаллизации, достигающего 100-120 °С, и очень низкая теплопрочность. Так, при 300 °С предел 100 часовой прочности сплава АМг10 в 2 раза меньше, чем силумина АК8МЗч и в 7 раз меньше, чем жаропрочного сплава АМ4,5Кд. Для длительной работы при повышенной температуре сплавы Al-Mg непригодны [3].

Таблица 1.2 – Номинальный химический состав промышленных алюминиевых сплавов серии 5xxx (система Al-Mg) [4]

Номинальный химический состав, вес. %									
Деформируемые сплавы									
5xxx	Mg	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn
(Mg)	0.2- 5.6	0.08- 0.7	0.05- 0.20	0.05- 0.35	0.03- 1.4	0.10- 0.7	0.03- 0.05	0.03- 0.35	0.05- 2.8
Литейные сплавы									
5xx.x	1.4- 10.6	0.10- 2.2	0.10- 0.25	0.25	0.05- 0.6	0.10- 1.3	0.05- 0.4	0.05- 0.30	0.05- 0.20
(Mg)									

Магналии имеют повышенную чувствительность к концентрации примеси железа, которая возрастает с увеличением концентрации магния. Для наиболее ответственных отливок требования по примеси железа (наряду с кремнием) очень строги, в некоторых марках допускается не более 0,05 % Fe. Это связано с вредным влиянием Fe-содержащих фаз не только на механические свойства, но и на коррозионную стойкость. Марганец, который входит в состав многих магналиев, частично нейтрализует отрицательное влияние железа [5].

1.2 Влияние основных легирующих элементов

В сплавах рассматриваемой группы, кроме магния, могут присутствовать (в качестве добавок или примесей) марганец, хром, кремний, железо, медь, цинк, титан, цирконий, бериллий.

Магний при его концентрации до 5...6 % образует при кристаллизации незначительное количество эвтектической фазы Al_8Mg_5 , т.е. он и в литом состоянии в основном находится в алюминиевой матрице.

Поскольку магний является эффективным твердорастворным упрочнителем, его концентрацию для достижения максимальной прочности целесообразно поддерживать на верхнем пределе. При этом литейные свойства с ростом содержания магния должны немного повышаться, а коррозионная стойкость, особенно под напряжением, наоборот, снижаться. При нагреве под закалку фаза Al_8Mg_5 полностью растворяется в (Al), что приводит к повышению как прочности, так и пластичности.

Из-за особенности вторичных выделений фазы Al_8Mg_5 старение к двойным магналиям неприменимо, поэтому их обычно используют в состоянии Т4. Уже в процессе естественного старения (и особенно при нагреве) происходит образование вторичных выделений фазы Al_8Mg_5 , преимущественно по границам зерен и субзерен. С ростом концентрации магния этот процесс ускоряется, что может приводить к формированию сплошных зернограницных прожилок. В связи с этим промышленные литейные сплавы содержат не более 11...12 % Mg, а деформируемые – не более 6...7 % Mg (т.е. заметно меньше предельной растворимости Mg в (Al))

Марганец часто используют в магналиях в количестве до 1 %. При низком содержании примесей Fe и Si этот элемент может полностью входить в состав (Al). Это способствует значительному твердорастворному упрочнению в литом состоянии и образованию дисперсоидов при гомогенизационном отжиге. При наличии железа и кремния, как правило, образуется фаза $Al_{15}(Fe,Mn)_2Si_3$ в виде скелетообразных включений эвтектического происхождения, что выводит часть марганца из алюминиевой

матрицы [5]

Хром вводят преимущественно в деформируемые сплавы в количестве до 0,35 % для образования Cr-содержащих дисперсоидов, которые еще более эффективно по сравнению с Mn-содержащими препятствуют рекристаллизации, что приводит к повышению прочности.

Кремний, связывая магний в фазу Mg_2Si , сильно снижает пластичность материала а так же повышает литейные свойства, что нашло отражение в составах небольшого числа промышленных сплавов (например АМг5К), в которых его содержание может достигать 1,5...2 %. В присутствии железа и марганца возможно образование и других фаз, в частности Al_8Fe_2Si и $Al_{15}(Fe,Mn)_2Si_3$. Концентрация кремния в (Al) незначительна, что не позволяет использовать старение для упрочнения за счет вторичных выделений фаз β' и $\beta''(Mg_2Si)$. В классических магниях, особенно в литейных (типа АМгбл и АМг10), предельно допустимая концентрация примеси кремния строго ограничена.

Железо в магниях без марганца и кремния образует фазу Al_3Fe , иглообразные включения которой сильно снижают механические свойства. В присутствии этих элементов наиболее вероятно образование фазы $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, имеющей более благоприятную скелетообразную морфологию [5].

В сплавах ответственного назначения предельно допустимая концентрация примеси железа строго ограничена (в сплаве АМгбл допускается не более 0,05 %). Наоборот, в сплавах, предназначенных для получения фасонных отливок методом литья под давлением, в том числе и с высоким содержанием магния (АМг11), допускается существенно большее содержание железа, примерно до 1 %.

Если использовать такие сплавы при литье в землю, то можно ожидать появления грубых первичных кристаллов фазы Al_3Fe . Очевидно, что механические свойства в этом случае будут очень низкими.

Медь в большинстве магниев является вредной примесью, поскольку

образует при неравновесной кристаллизации фазу Al_6Mg_4Cu , снижающую пластичность и коррозионные свойства. Концентрация меди в литом (Al) невелика, а ее отрицательное влияние на пластичность значительно. Как легирующий элемент медь (в количестве до ~1 %) присутствует в составе некоторых сплавов (например, АМг4К1). Деформируемые магналии обычно допускают не более 0,1 %[5].

Цинк присутствует в составе некоторых сплавов на основе системы Al-Mg, делая их термически упрочняемыми за счет выделений фазы $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ (например, ВАЛ11). Однако такие сплавы вряд ли стоит относить к магналиям. В большинстве промышленных марок концентрация цинка строго ограничена.

Магналии часто легируют малыми добавками Ti, Zr и Вe. Цирконий и титан используются как модификаторы зерна (Al), а бериллий – для предохранения от окисления при плавке и высокотемпературной термообработке. На фазовый состав эти элементы практически не оказывают влияния.

В процессе нагрева под закалку, которая является основным видом термической обработки литейных магналиев ответственного назначения, эвтектическая фаза Al_8Mg_5 легко растворяется в (Al), что повышает в нем концентрацию магния. Это обеспечивает улучшение механических и коррозионных свойств. В присутствии других малорастворимых в (Al) добавок и примесей в структуре закаленных магналиев остаются такие фазы кристаллизационного происхождения, как Mg_2Si , Al_3Fe , $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ и др.

Все они отрицательно сказываются на эксплуатационных характеристиках отливок. Поскольку вышерассмотренные элементы могут присутствовать в магналиях в различных соотношениях, для анализа их влияния на фазовый состав целесообразно использовать многокомпонентные диаграммы состояния [5].

Пределы растворимости основных легирующих элементов согласно

данным международного информационного общества по материалам (ASM International) приведены в таблице 1.3.

Таблица 1.3– Пределы растворимости основных легирующих элементов в бинарных системах алюминия [4]

Элемент	Температура, °C	В жидком состоянии		В твердом состоянии	
		вес. %	ат. %	вес. %	ат. %
Mg	450	35.0	37.34	14.9	16.26
Fe	655	1.87	0.91	0.052	0.025
Cr	660	0.41	0.21	0.77	0.40
Mn	660	1.95	0.97	1.25	0.62
Be	645	0.87	2.56	0.063	0.188
Ni	640	6.12	2.91	0.05	0.023
Si	580	12.6	12.16	1.65	1.59
Sc	660	0.52	0.31	0.38	0.23
Zr	660	0.11	0.033	0.28	0.085

Магналии часто легируют малыми добавками Титана, Циркония и Бериллия. Цирконий и Титан используются как модификаторы зерна (Al), а бериллий – для предохранения от окисления при плавке на высокотемпературной термической обработки.

1.3 Фазовый состав и структура промышленных алюминиевых сплавов системы Al-Mg

Фазовый состав почти всех магналиев (а так же АМг6) при низком содержании примесей Fe и Si может быть проанализирован с использованием изотермических и политермических сечений диаграммы состояния системы Al-Mg-Mn (Рис.1.4) из этого следует, что в сплаве АМг6 фаза концентрация магния до 17 % эвтектическая реакция с образованием фазы Al_8Mg_5 (Al_3Mg_2) должна полностью раствориться в (Al) при 300 С°, так же при низких температурах в сплавах с меньшим содержанием магния.

Количественные данные по фазовому составу сплава АМг6 при типичном содержании примесей Si и Fe в таблицах ниже

Таблица 1.4 – Фазовый состав сплава АМг6 при 440 С°[5]

Фаза	$Q_v, \%$	$Q_v, \%$	Химический состав, % масс.					
			Al	Mg	Mn	Fe	Si	Ti
(Al)	96,42	96,78	93,77	6,14	0,04	0,0008	0,001	0,005
Mg_2Si	0,41	0,59	0,00	63,38	0,00	0,00	36,62	0,00
$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$	3,18	2,63	73,72	0,08	17,61	7,85	0,00	0,00
Сплав	100	100	Осн.	6,20	0,60	0,25	0,15	0,05

Таблица 1.5 – Фазовый состав алюминиевой матрицы сплава АМг6 при 200 С°[5]

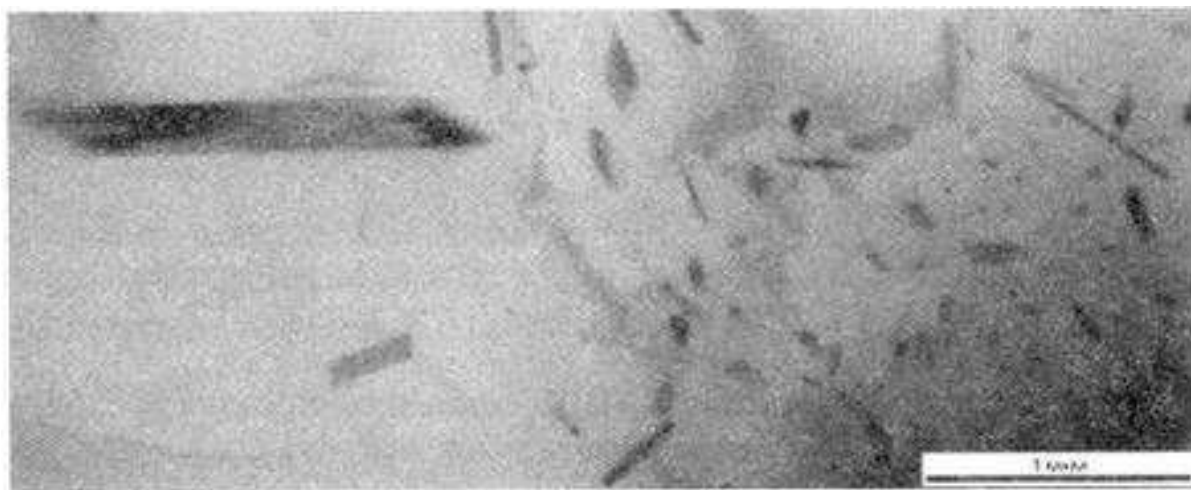
Фаза	$Q_v, \%$	$Q_v, \%$	Химический состав, % масс.					
			Al	Mg	Mn	Fe	Si	Ti
(Al)	91,16	89,54	96,69	3,30	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Al_6Mn	0,16	0,13	74,41	0,24	24,85	0,50	0,00	0,00
Al_3Mg_2	8,68	10,32	63,94	36,06	0,00	0,00	0,00	0,00
$(Al)_s$	100	100	93,77	6,14	0,04	0,0008	0,001	0,005

Из таблицы 1.4 следует, что суммарная объемная доля эвтектических включений фаз после гомогенизации составляет более 3%, это Mg_2Si и $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$. В алюминиевой матрице при 200 °С количество вторичных выделений фазы Al_8Mg_5 превышает 10 % объемной доли. В сплаве АМг6

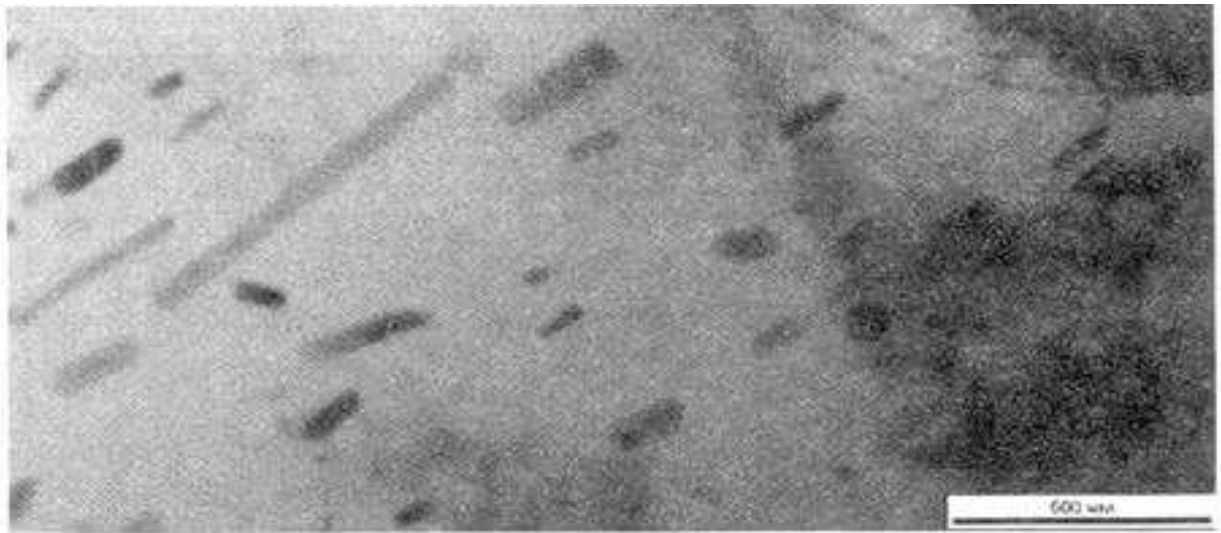
избыточной фазой кристаллизационного происхождения является $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, в которой растворено 2 % Cr.

Деформируемые магналии (в частности, АМгб) в неравновесных условиях заканчивают кристаллизацию при 450 С°. При этом интервал кристаллизации весьма широк.

В литой микроструктуре деформируемых магналиев (рис.1.1 и 1.2), кроме прожилок фазы Al_8Mg_5 , выделяются скелетообразные частицы фазы $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. В процессе деформации эти частицы дробятся и часто выстраиваются в виде строчек. Тонкая структура полуфабрикатов выделяет значительное количество дисперсоидов, размеры которых могут достигать 1мкм.

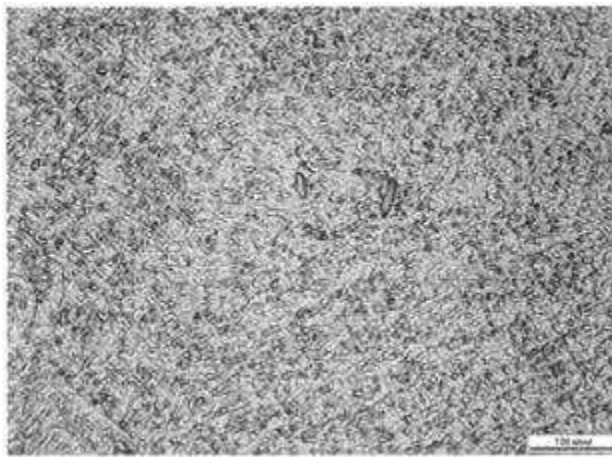


а

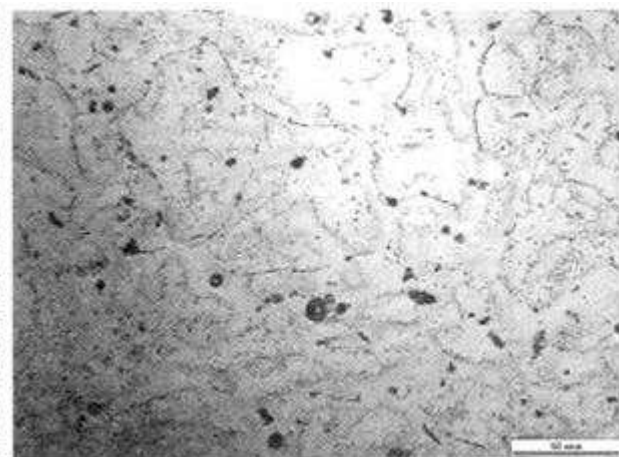


б

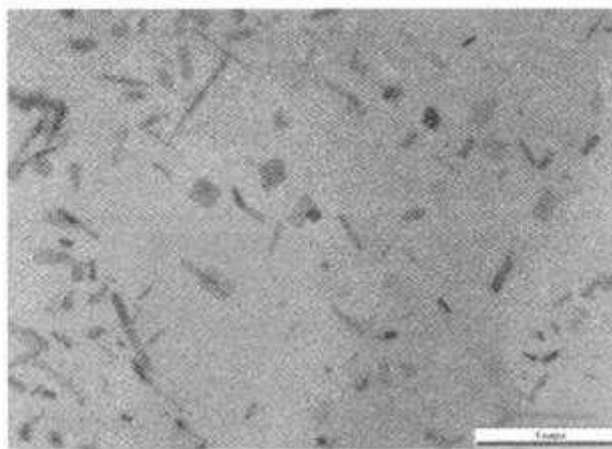
Рисунок –1.1 Микроструктура сплава АМг6, ПЭМ: а – гомогенизированный слиток, б – горячекатаный лист [5]



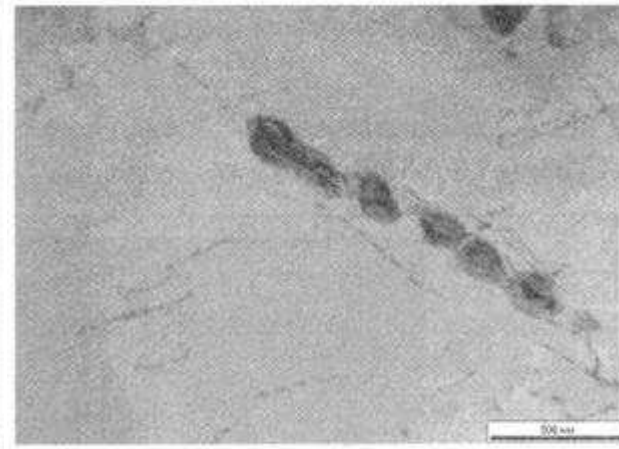
а



б



в



г

Рисунок 1.2 – Микроструктура сплава АМг6 с добавкой хрома: а – литой

слиток, б, в – гомогенизированный слиток, г – горячекатаный лист [5].

Система Al-Mg. Как видно из фазовой диаграммы Al-Mg (рисунок 1.3), при магния до 17 % эвтектическая реакция с образованием фазы Al_8Mg_5 (Al_3Mg_2) идти не должна. Но в реальных условиях она может протекать в большинстве промышленных сплавов, содержащих более ~3...4 % Mg из-за неравновесных условий кристаллизации.

В сплавах с 4,5... 13 % Mg после закалки из однофазной области возможен распад пересыщенного (Al). Однако этот распад не вызывает существенного дисперсионного твердения, и поэтому операцию старения к этим сплавам не применяют, хотя закаленные сплавы с > 7...8 % Mg проявляют заметную склонность к естественному старению. После длительного (несколько лет) вылеживания при комнатной температуре электронно-микроскопически фиксируется выделение частиц метастабильной β' -фазы.

Это вызывает упрочнение и резкое снижение пластичности, а при эксплуатации под нагрузкой приводит к замедленному разрушению, в коррозионной среде – к коррозии под напряжением.

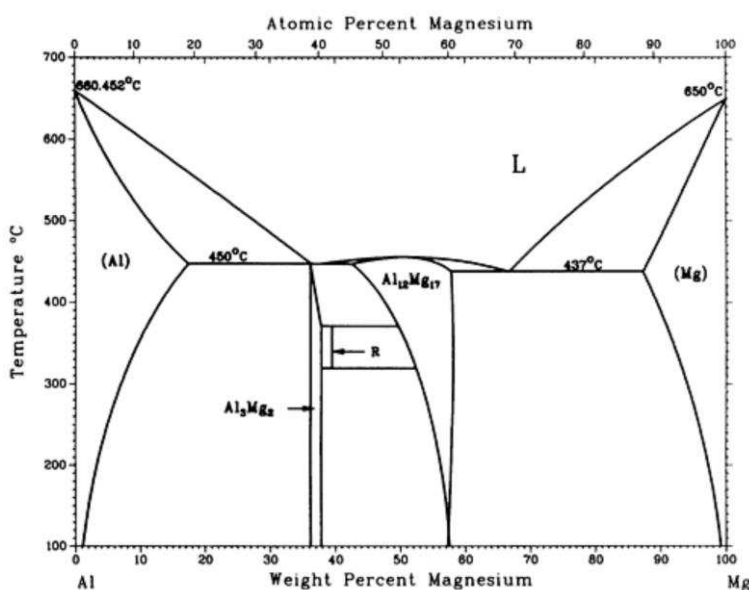


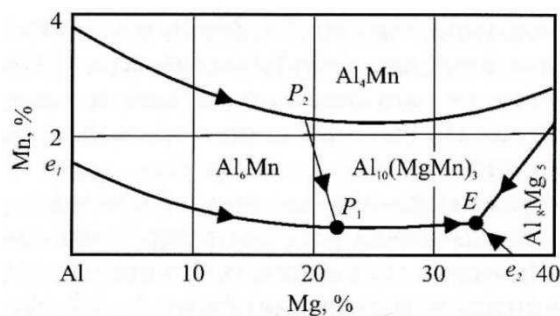
Рисунок 1.3 – Бинарная диаграмма состояния Al-Mg [3]

Система Al-Mg-Mn. Диаграмма состояния системы Al-Mg-Mn позволяет проанализировать фазовый состав большинства магналиев ввиду того, что они часто содержат марганец в случае высокой чистоты по примесям железа и кремния. Она также необходима для анализа более сложных диаграмм с участием Mg и Mn.

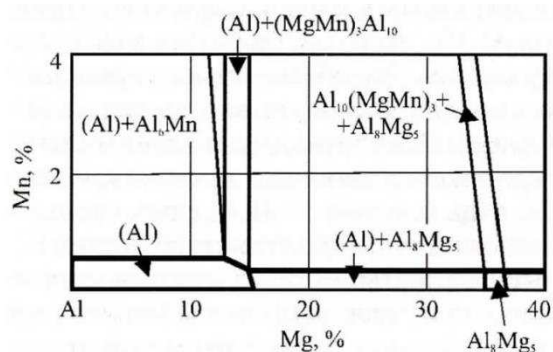
В алюминиевом угле системы Al-Mg-Mn(рисунок 1.4) в равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фазы Al_6Mn , Al_8Mg_5 (фазе Al_8Mg_5 часто приписывают формулу Al_3Mg_2) и тройное соединение $Al_{10}(MgMn)_3$ или $Al_{10}Mg_2Mn$.

Тройное соединение образуется по перетектическим реакциям.

Растворимость марганца в алюминии снижается при введении магния. Так, при 597 °С введение 2 % Mg снижает растворимость марганца в алюминии с 0,96 до 0,8 %. Максимальная растворимость магния в алюминии также снижается в присутствии марганца: наибольшая растворимость в тройной системе составляет 14 % Mg, в отличие от 17, 4 % Mg в двойной системе. Растворимость магния в фазе Al_6Mn и марганца в фазе Al_8Mg_5 очень мала.



а



б

Реакция	Точка или линия на рис. 7.1, а	Состав жидкости, %		T, °C
		Mg	Mn	
$L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{10}(MgMn)_3$	P_1	22*	<0,5*	510*
$L \rightarrow (Al) + Al_8Mg_5 + Al_{10}(MgMn)_3$	E	33	0,1...0,2	437
$L \rightarrow (Al) + Al_6Mn$	$e_1 - P_1$	—	—	658...510
$L \rightarrow (Al) + Al_{10}(MgMn)_3$	$P_1 - E$	—	—	510...437
$L \rightarrow (Al) + Al_8Mg_5$	$e_2 - E$	—	—	450...437
$L \rightarrow (Al) + Al_8Mg_5 + Al_6Mn^{**}$		28,3	1,0	437

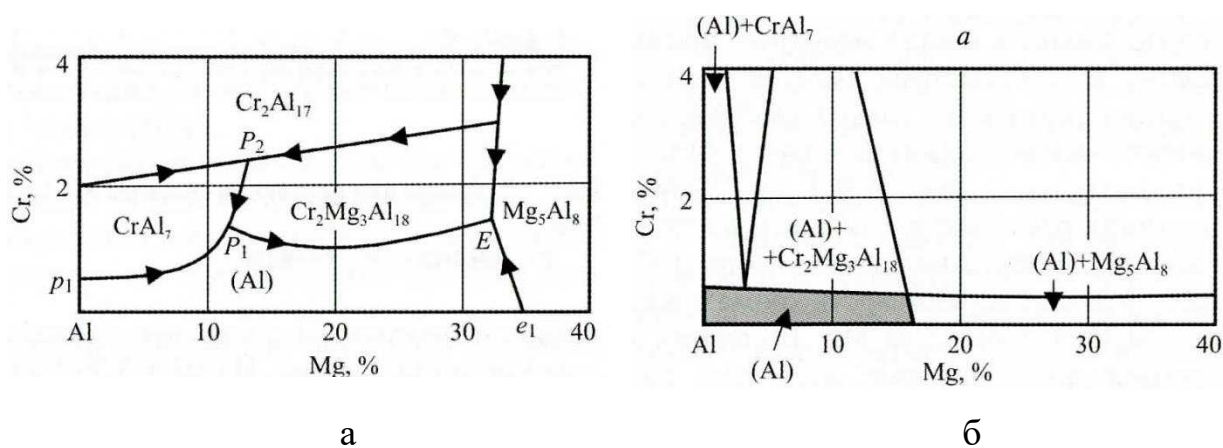
В

Рисунок 1.4 – Диаграмма состояния Al-Mg-Mn:

а – ликвидус; б – солидус; в – нон- и моновариантные реакции в системе с участием (Al) [5].

Система Al-Mg-Cr. Хром входит в состав многих промышленных деформируемых сплавов данной группы, поэтому эта тройная диаграмма заслуживает определенного внимания. В равновесии с (Al), кроме фаз Al_7Cr и Al_8Mg_5 , может находиться тройное соединение $Al_{18}Cr_2Mg_3$ [5].

Проекция ликвидуса в области алюминиевого угла, приведенная на рисунке 1.3, показывает, что концентрационная граница появления первичных алюминидов с ростом содержания магния сдвигается в сторону больших концентраций хрома. Это, по мнению автора [5], представляется маловероятным, так как противоречит экспериментальным данным по структуре магналиев.



Реакция	Точка или линия на рис. 7.2, а	Состав жидкости, %		T, °C
		Mg	Cr	
$L + Al_7Cr \rightarrow (Al) + Al_{18}Cr_2Mg_3$	P_1	12,8	1,7	633
$L \rightarrow (Al) + Al_8Mg_5 + Al_{18}Cr_2Mg_3$	E	31,1	1,7	437
$L + Al_7Cr \rightarrow (Al)^1$	$p_1 - P_1$	—	—	658...633
$L \rightarrow (Al) + Al_{18}Cr_2Mg_3$	$P_1 - E$	—	—	633...437
$L \rightarrow (Al) + Al_8Mg_5$	$e_2 - E$	—	—	450...437

В

Рисунок 1.5 – Диаграмма состояния Al-Mg-Cr:

а – ликвидус; б – солидус; в – нон- и моновариантные реакции в системе с участием (Al)

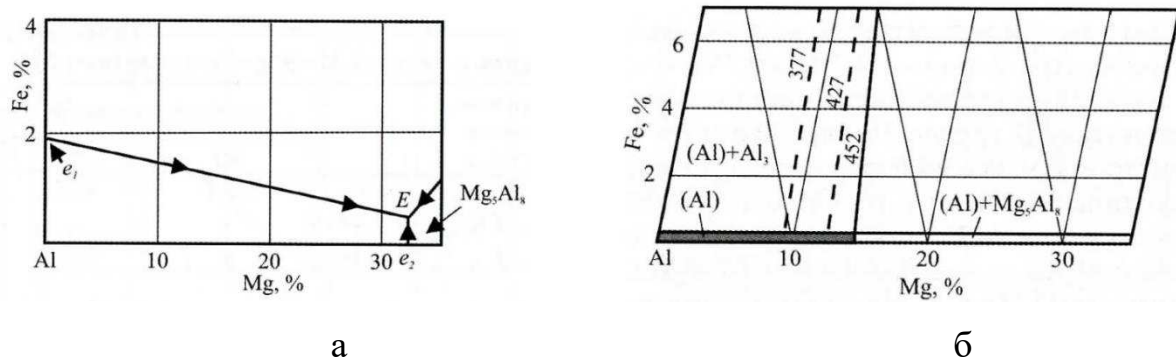
Система Al-Mg-Fe. Анализ данной диаграммы состояния позволяет проследить влияние примеси железа на фазовый состав магналиев при низком содержании кремния, марганца и других возможных элементов (рисунок 1.6).

В тройной системе Al-Fe-Mg отсутствуют тройные соединения. В равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся двойные фазы Al_3Fe и Al_8Mg_5 . В алюминиевом углу этой системы имеет место единственное нонвариантное эвтектическое превращение при 445 °C. Образующаяся эвтектика имеет полностью вырожденное строение [5].

Растворимость магния в Al_3Fe и железа в Al_8Mg_5 пренебрежимо мала. Растворимость железа в твердом алюминии при введении магния несколько снижается. Железо же существенно снижает растворимость магния в

алюминии, которая составляет 14,1 % Mg при температуре тройной эвтектики

Увеличение скорости охлаждения резко усиливает тенденцию к вырождению тройной эвтектики. При этом крупные кристаллы Al_3Fe могут образовываться при низких концентрациях железа, а соединение Al_8Mg_5 кристаллизуется уже при 2-3 % Mg.[5]



Реакция	T, °C	Точка/линия на диаграмме
$L \rightarrow (Al) + Al_3Fe + Al_8Mg_5$	445	<i>E</i>
$L \rightarrow (Al) + Al_3Fe$	655...445	<i>e1-E</i>
$L \rightarrow (Al) + Al_8Mg_5$	450...445	<i>e2-E</i>

В

Рисунок 1.6 – Диаграмма состояния Al-Mg-Fe [5]:

а – ликвидус; б – солидус; в – нон- и моновариантные реакции в системе с участием (Al)

Основные фазовые составляющие сплавов системы Al-Mg серии 5xxx и их характеристики приведены в таблице 1.4 и 1.5 соответственно.

Таблица 1.6 – фазовые составляющие сплавов серии 5xxx согласно

данным ASM International [4]

Сплав	Литое состояние	Термически обработанное состояние
Деформируемые сплавы		
5xxx (Mg), Al-Mn-Mg-Cr, Al-Mn-Mg-Cr, Al-Mn-Mg, Al-Mg	Mg ₂ Si, Al ₁₈ Mg ₃ Cr ₂ , Al ₆ Mn	Mg ₂ Si, Al ₃ Ni
Литейные сплавы		
5xx.x (Mg), Al-Mg	Mg ₂ Si, Al ₁₆ (FeMn), Al ₁₃ Mg ₂ , Al ₁₈ Mg ₃ Cr ₂	Mg ₂ Si, Al ₁₆ (FeMn), Al ₁₃ Mg ₂ , Al ₁₈ Mg ₃ Cr ₂

1.4 Механические и технологические свойства промышленных сплавов системы Al-Mg

Механические свойства деформируемых сплавов Al-Mg сильно зависят от содержания Mg, Mn, Cr, степени деформации, температуры, температуры отжига и других технологических факторов. АМг6 в состоянии Н имеет достаточно высокую прочность ($\sigma_B \sim 400$ МПа и выше) однако после отжига сильно снижается. Магналии, содержащие меньшее количество магния, имеют промежуточный уровень свойств между АМг6 и АМц. (таблица 1.6)

Таблица 1.7 – Механические свойства деформируемых магналиев в виде листов 2 мм [2].

Сплав	Состояние ¹	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМг2	М	165	–	18
	Н	265	215	4
АМг3	М	195	100	15
	Н2	245	195	7
АМг5	М	275	145	15
АМг6	М	315	155	15

Увеличение содержания магния в сплавах типа магналий повышает

временное сопротивление и особенно предел текучести. Наиболее интенсивный подъем наблюдается при увеличении магния с 1 до 6%. Относительное удлинение с возрастанием содержания магния до 4 % несколько снижается, а затем медленно повышается. Подобным же образом изменяются параметры, определяющие технологическую пластичность листового материала из этих сплавов(рисунок 1.7) [6].

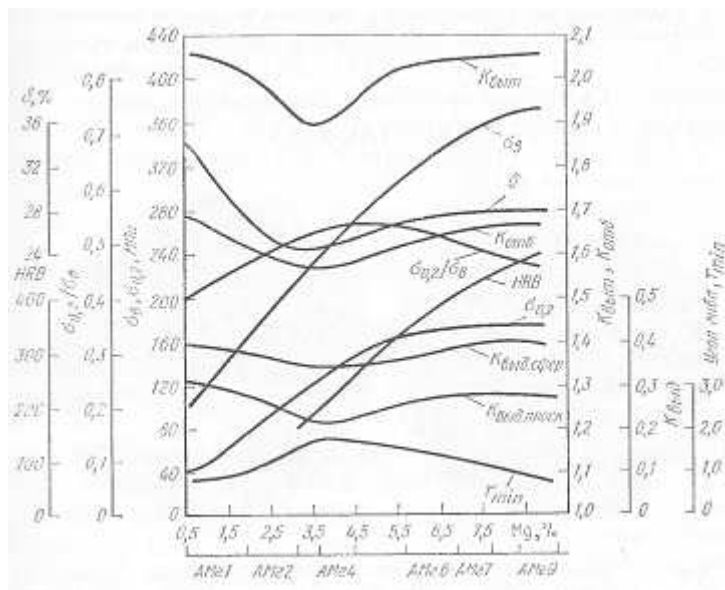


Рисунок 1.7 – Влияние магния на технологическую пластичность сплавов типа магниевых [6]

Полуфабрикаты из этих сплавов имеют относительно невысокие прочностные характеристики (по сравнению с термически упрочняемыми сплавами), но высокую пластичность. Все они характеризуются высокой коррозионной стойкостью, особенно в условиях морской атмосферы, хорошо свариваются плавлением, в том числе аргоно-дуговым способом.

Алюминиево-магниевые сплавы дополнительно упрочняют холодной деформацией. По этой причине листы, плиты, трубы и некоторые виды профилей выпускаются не только в отожженном, но и нагартованном состоянии.

Холодная деформация повышает временное сопротивление и особенно

резко предел текучести; пластичность при этом снижается. Нагартовка (до 35%) не уменьшает высокой коррозионной стойкости материала и хорошей его свариваемости. Необходимо учитывать, что зона около шва имеет свойства, близкие к свойствам отожженного материала [6].

Влияние магния на основные механические свойства магниевых сплавов приведено на рисунке 1.7.

Большое влияние на свойства сплавов системы Al-Mg оказывают ничтожно малые количества натрия (тысячные доли процента). Натрий может переходить в металл при плавке из криолитсодержащих флюсов. Растворимость натрия в жидком и твердом алюминии практически равна нулю. При кристаллизации натрия оттесняется растущими ветвями дендритов алюминия в междендритные пространства, которые сильно обогащаются натрием. На границах дендритов возникают прослойки из чистого натрия с температурой плавления 96 °С. Поэтому сплавы типа АМг, загрязненные натрием, оказываются склонными к горячеломкости.

Натрий можно нейтрализовать кремнием, который образует тройное соединение $Al_xSi_yNa_z$ с достаточно высокой точкой неинвариантного равновесия с сопутствующими фазами, однако в сплавах с большим содержанием магния нет свободного кремния, он связан в соединение Mg_2Si . Поэтому сплавы системы Al-Mg наиболее чувствительны к примеси натрия. При изготовлении полуфабрикатов ответственного назначения, например, листов из сплава АМг6, содержание Na в сплаве ограничивается (< 0,0006%).

Ценность сплавов системы Al-Mg определяется сочетанием удовлетворительной прочности, высокой пластичности (таблица 1.8).

Таблица 1.8 – Типичные механические свойства сплавов системы Al-Mg [7]

Сплав	Обработка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ	σ_{-1} , МПа,
АМг2М	Отжиг	200	100	23	45	110
АМг2Н2	Неполный отжиг	250	200	10	60	135
ЛМг3М	Отжиг	220	110	20	50	-
АМг5М	"	300	150	20	65	-
АМг6М	"	350	170	20	70	130
АМг6Н	Нагартовка на 20 %	390	300	10	-	-
АМг6НПП*	" 30 %	430	350	8	*	-

* Нагартованный повышенной прочности (ПП).

Недостаток сплавов системы Al-Mg – относительно низкий предел текучести. Чтобы повысить его, сплавы АМг5, особенно АМг6, все чаще подвергают холодной деформации на 20-30 %.

Увеличение степени холодной деформации при нагартовке выше 30 % приводит к дальнейшему росту прочностных характеристик. Однако на практике столь высокие степени деформации пока не применяют, потому что они приводят к понижению пластичности и нестабильности механических и коррозионных свойств.

Сплав АМг6, в котором содержится до 6,8 % Mg, в некоторых случаях обнаруживает определенную склонность к коррозии под напряжением (после длительных низкотемпературных, при 60-150 °С, нагревов). Уменьшение скорости охлаждения при отжиге снижает эту склонность. Поэтому скорость охлаждения при отжиге сплава АМг6, хотя и не влияет на механические свойства, должна быть относительно (на воздухе).

Алюминиево-магниевые сплавы отличаются высокой вибрационной стойкостью. Так, сплав АМг2 в отожженном состоянии при испытании на базе

5-10 циклов, имеет предел выносливости близкий к значению для дуралюмина (Al-Mn).

В последние годы ВИЛСом совместно с ИМЕТ им. Байкова и рядом других научно-исследовательских институтов разработана новая группа сплавов на основе системы Al-Mg, содержащих добавку скандия. Относительно малая добавка скандия в Al-Mg-сплавах позволяет резко увеличить их прочностные характеристики [7].

1.5 Влияние переходных металлов Sc и Zr на сплавы системы Al-Mg

Переходные металлы по растворимости в Al можно разделить на две группы:

ПМ1, имеющий относительно высокую растворимость (десятые доли процента или более).

ПМ2, плохо растворимые в (Al) и образующие фазы эвтектического или первичного происхождения. С увеличением скорости кристаллизации растворимость ПМ1 в (Al) существенно возрастает, и растворимость ПМ2 изменяется незначительно, но фазы кристаллизации измельчаются и точка эвтектики смещается до более высокого содержания ПМ2. Во время нагревания при 200 ... 600 ° C, может происходить выделение вторичных алюминидов, содержащих ПМ1, может происходить из (Al). Улучшение жаростойкости по сравнению со стандартными алюминиевыми сплавами достигается в основном за счет большой объемной доли дисперсных алюминидов, содержащих переходные металлы обоих типов (ПМ1 и ПМ2) [5].

Использование известных принципов легирования жаропрочных алюминиевых сплавов, получаемых методами порошковой металлургии применительно к литейным сплавам, на структурном уровне можно сформулировать как создание композиции, позволяющей одновременно сочетать:

1) алюминиевую матрицу, легированную ПМ1, положительно влияющими на жаропрочность и обеспечивающими достаточно высокий

уровень механических свойств при комнатной температуре:

2) эвтектическую фазу, содержащую ПМ2, которая должна обеспечить высокий уровень жаропрочности и обычных механических свойств:

3) минимальный интервал кристаллизации для обеспечения максимального уровня литейных свойств и дисперсного строения второй фазы эвтектики;

4) максимально высокий солидус для обеспечения высокой жаропрочности. В целях достижения наилучших экономических показателей к этим основным требованиям следует добавить несколько дополнительных:

отсутствие или минимальное содержание дорогих и дефицитных элементов; простая термообработка (в частности, отсутствие операции закалки); возможность многократного переплава без ухудшения свойств. Большинство вышеуказанных требований в принципе могут быть удовлетворены при использовании композиций типа А-ПМ1-ПМ2 при следующих условиях:

1) ПМ1 - один или несколько элементов, которые в значительном количестве входят в (Al) при кристаллизации и обеспечивают упрочнение при высокотемпературном старении (гетерогенизационном отжиге) за счет образования вторичных алюминидов (дисперсоидов);

2) ПМ2 один или несколько элементов, которые образуют с алюминием диаграмму состояния Эвтектического типа с высокой эвтектической температурой;

3) ПМ1 и ПМ2 не образуют между собой фаз, по крайней мере, при требуемых концентрациях [5].

Алюминиевые сплавы с добавкой скандия относятся к новому классу дисперсионно-твердеющих сплавов. Основной эффект связанный с этой добавкой, заключается в существенном повышении прочностных характеристик. Как правило, скандий вводят совместно с цирконием, но фундаментальные вопросы упрочнения исследованы наиболее полно на двоинных сплавах (Al-Sc) [5].

В состаренном состоянии скандии присутствует в виде дисперстных частиц фазы Al_3Sc (L1) с размером менее 10 нм, являющихся продуктами распада твердого раствора скандия в алюминии, образующегося при кристаллизации. Отличительной чертой этих частиц является очень близкое значение параметра решетки к параметру решетки чистого алюминия. Кроме степени пересыщенности, существенное влияние на процесс распада пересыщенного скандием алюминиевого твердого раствора оказывает температура отжига и его продолжительность. С повышением температуры отжига размер частиц увеличивается, с другой стороны, с увеличением концентрации скандия в (Al) возрастает плотность выделений фазы ($L1_2$), а также уменьшается их размер [5].

В системе Al-Sc возможно протекание распада пересыщенного Твердого раствора двух видов: 1) прерывистый распад; 2) непрерывный распад (зародышеобразование и их дальнейший рост). Прерывистый распад наиболее часто наблюдается в двойных сплавах- системы Al-Sc, иногда его называют ячеистым распадом и Описывают как распад пересыщенного твердого раствора α по движущейся границе. Движущей силой миграции границы зерна является свободная энергия, которая освобождается при распаде. По мере продвижения границы она оставляет за собой характерный веерообразный след из частиц. Движущая сила прерывистого распада возрастает по мере увеличения пересыщенности алюминиевого твердого раствора [8].

Наиболее часто прерывистый распад отмечался в сплавах с содержанием скандия более 0,4%, с меньшим содержанием скандия возможно протекание подобного распада.

Частицы Al_3Sc , образовавшиеся в результате прерывистого распада по своей природе являются грубыми и неоднородно распределены, что приводит к незначительному упрочнению сплава. Кроме того, такой распад приводит к уменьшению концентрации Sc внутри алюминиевой матрицы, снижая эффект от непрерывного распада. Поэтому прерывистый распад принято считать нежелательным.

Непрерывный распад - это процесс распада пересыщенного твердого раствора, для которого характерны следующие стадии: стадия зародышеобразования, стадия роста и стадия огрубления.

Следует отметить, что стабильная фаза Al_3Sc при распаде сразу выделяется из пересыщенного алюминиевого твердого раствора без каких-либо промежуточных выделений метастабильных соединений. Гомогенное зарождение преобладает при больших концентрациях скандия и при низких температурах старения, а гетерогенное наоборот.

Образование когерентных, равномерно распределенных дисперсоидов фазы Al_3Sc происходит в сплавах с 0,2-0,5 % Sc при температурах до 350 °С.

Упрочнение с помощью частиц при комнатной температуре может происходить по двум механизмам. Первый механизм перерезания, который работает для маленьких частиц и зависит от следующих факторов: химического состава, когерентности, модуля упругости, модуля несоответствия и вклада в упрочнение антифазной границы. Второй механизм Орована, при котором дислокации оставляют петли вокруг частиц. Этот механизм работает для относительно крупных частиц.

В общих чертах влияние циркония на структуру и упрочнение алюминия схоже с поведением сплавов системы Al-Sc, за исключением важных особенностей:

- 1) высокая температура ликвидуса сплавов с добавкой циркония
- 2) относительно более низкий коэффициент диффузии циркония в алюминии. Кроме того, в отличие от добавки скандия распад пересыщенного цирконием алюминиевого твердого раствора идет с образованием метастабильной фазы Al_3Zr с такой же кристаллической решеткой $L1_2$, как и у фазы Al_3Zr [5].

На эффект упрочнения сплавов системы Al-Zr существенное влияние может оказывать температура приготовления расплава. При снижении температуры литья наблюдается уменьшение прироста твердости после термообработки, что связано с появлением первичных кристаллов фазы Al_3Zr ,

которые имеют грубую иглообразную морфологию, а главное концентрацию циркония в алюминиевом твердом растворе.

Zr заменяет в Sc 1/3 мест в решетке, образуя при этом метастабильную фазу Al_3Zr . Считается, что благодаря медленной диффузии Zr в алюминиевой решетке Zr может дополнительно стабилизировать частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr})$, он предотвращает огрубление частиц, при этом возрастает плотность гомогенно распределенных выделений [5].

Частиц фазы $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr})$, образовавшихся при температуре 475 °C, в которой установлено, что сердцевина этих частиц состоит из Al_3Sc , а оболочка содержит примерно одинаковые количества циркония и скандия.

Такая модель предполагает, что цирконий начинает входить в растущие частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, когда практически половина скандия из пересыщенного твердого раствора уже выделилась в виде частиц.

Как было отмечено выше, цирконий в основном находится в центре зерен и дендритных ячеек. Распределение скандия в сплавах системы Al-Zr-Sc более равномерное и слегка возрастает на границах. Скандий обладает значительно большей скоростью диффузии, чем цирконий, и поэтому быстрее реагирует на термическую обработку. Поэтому у сплавов системы Al-Zr-Sc происходит смещение всех кинетических процессов в сторону меньших времен по сравнению со сплавами системы Al-Zr [5].

Проводили исследование на слитках двойных Al-Zr, Al-Sc и тройных Al-Zr-Sc сплавов, полученных при разных скоростях охлаждения после кристаллизации. Анализ структуры всех экспериментальных сплавов показал отсутствие первичных кристаллов, что не гарантирует, как будет показано ниже, полную растворимость циркония и скандия в алюминиевом твердом растворе [5].

Изучение процессов распада пересыщенного твердого раствора проводили путем измерения твердости при ступенчатом режиме нагрева сплавов со скандием в интервале от 250 до 640 °C, а без него от 300 до 640 °C с выдержкой 3 ч на каждой ступени. Из полученных кривых твердости следует,

что наилучший эффект дисперсионного твердения для сплавов системы Al-Sc наблюдается в интервале 250-350 °С, а для сплавов систем Al-Zr и Al-Zr-Sc 350- 450 °С. Кроме того, следует отметить более быстрое упрочнение тройных Al-Zr-Sc сплавов по сравнению с двойными Al-Zr в интервале 300...350°С. Это особенно заметно при сравнении композиций Al-0,4% Zr и Al-0,4 % Zr-0,1 % Sc, где продуктами распада являются дисперсоиды Al_3Zr и $Al_3(Sc,Zr)$ соответственно. Такая разница в скорости упрочнения связана с тем, что атомы скандия обладают большей диффузионной подвижностью, чем атомы циркония, поэтому при распаде пересыщенного алюминиевого твердого раствора они образуют предвыделения (кластеры), которые являются центрами для последующего образования фазы $Al_3(Sc,Zr)$. Кроме того, периферийная часть выделений $Al_3(Sc,Zr)$ обогащена цирконием, что делает сплавы системы Al-Zr-Sc более устойчивыми к высокотемпературному нагреву (до 430 С) по сравнению с двойными сплавами Al-Sc[9] .

Цирконий давно известен как хороший антирекристаллизатор. В исходных слитках промышленных алюминиевых деформируемых сплавов он присутствует в виде вторичных выделений фазы Al_3Zr , образующихся в результате гомогенизационного отжига. При использовании более простой технологии получения деформированных полуфабрикатов алюминиевых сплавов (в отсутствие гомогенизационного отжига) заранее трудно предсказать эффект от влияния циркония.

Поэтому на первом этапе было исследовано влияние режимов отжига на структуру и механические свойства холоднокатаных листов, полученных из литых слитков (без предварительного отжига) двойных алюминиевых сплавов . Исследование проводилось на холоднокатаных листах, полученных со степенью деформации $\varepsilon = 90\%$ [5].

Изучение процессов распада и рекристаллизации проводили путем измерения твердости и исследования зеренной структуры при ступенчатом режиме нагрева от 300 до 500°С. Цирконий, как было показано выше, незначи

тельно упрочняет алюминий в литом состоянии. Однако уже после первой ступени отжига влияние циркония проявляется очень заметно, нелегированный алюминий, как и следовало ожидать, сильно разупрочнился, что объясняется полным прохождением рекристаллизации уже при 300 С [5].

1.6 Коррозионная стойкость промышленных сплавов системы Al-Mg

Коррозионные процессы отрицательно влияют на надежность и долговечность деталей и конструкций из алюминиевых сплавов. В результате воздействия агрессивных сред возможно возникновение наиболее опасного вида коррозии – коррозии под напряжением. Опасность такого вида коррозии заключается в неожиданном разрушении деталей из-за одновременного воздействия коррозионной среды и растягивающих напряжений.

Высокая стойкость алюминиево-магниевых сплавов к коррозии объясняется образованием на поверхности плохо растворимой оксидной пленки.

Сегодня сплавы из алюминия, используемые в судостроении, в 100 раз медленнее, чем сталь, поддаются коррозии. В течение первого года эксплуатации сталь покрывается коррозией со скоростью 12 см в год, в то время как алюминий – со скоростью 1 мм в год. Поэтому суда из алюминия не требуют такого ухода, как суда из стали, что сказывается на стоимости их содержания.

Алюминий и его сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью в различных средах. Однако, в связи с синтезом новых сплавов и внедрением их в технику, а также расширением масштаба применения алюминия и сплавов на его основе, особенно в агрессивных средах, вопросы коррозионностойкости алюминия и его сплавов требуют дополнительного изучения [10].

Как показали исследования, легирование алюминия скандием смещает его электродный потенциал в положительную область. Так, если у алюминия электродный потенциал за 1 ч выдержки составляет – 1,04 В, то у металла,

легированного 2.0% скандием, он составляет – 0.810 В. При этом добавки скандия в пределах его растворимости (0,01-0,05%) в твёрдом алюминии сильно влияют на его электродный потенциал.

Легирование алюминия магнием и скандием смещает потенциалы свободной коррозии, полной пассивации и питтингообразования в отрицательную область [11].

В работе [12] указывается, что коррозия металлов протекает с кристаллических и структурных несовершенств и что в основном коррозия протекает на специфических кристаллических участках, которые обладают повышенной энергией и таким образом переходят в раствор более легко. Кристаллические несовершенства могут порождаться наличием инородных атомов с диаметром, отличающимся от диаметра атомов основы, которая их размещает при внедрении. Кроме того, границы зерен твердых растворов представляют собой область стыка двух кристаллических решеток различной ориентации, более того, это области скопления неметаллических включений, которые способны сделать границы зерен областью, благоприятствующей коррозии [13,14]. Именно на этих участках в основном происходит локальное активирование пассивных поверхностей, приводящее к развитию питтинговой коррозии. Питтинги могут возникать вблизи неметаллических включений различной природы, хотя последние могут сильно отличаться между собой по активности.

Согласно данным международного информационного общества по материалам (ASM International) [15], сплавы серии 5xxx характеризуются хорошей свариваемостью и сопротивлением коррозии в морской атмосфере. Однако необходимо ограничивать рабочие температуры ввиду склонности сплавов с высоким содержанием магния (свыше 3,5 %) к коррозионному растрескиванию под напряжением.

1.7 Выводы

Во все составы деформируемых магналиев входит Mn в количествах от

0,2 до 0,8 % , который нейтрализует вредное влияние железа и повышает коррозионную стойкость. Так же для нейтрализации вредного влияния железа применяют хром (0,1-0,2 %). Бериллий в количестве 0,0002.. .0,005 % вводят в магналии для уменьшения окисления при литье, сварке плавлением и горячей обработке давлением (бериллий образует на поверхности защитную оксидную пленку). Отличительные особенности магналиев является высокая коррозионная стойкость, пластичность и вязкость, хорошая свариваемость.

Недостаток магналиев – сравнительно низкий предел текучести. Его повышают, используя нагартовку при холодной деформации. Магналии непригодны для работы при повышенных температурах из-за низкой теплопрочности.

Алюминиево-магниевые сплавы дополнительно упрочняют холодной деформацией. По этой причине листы, плиты, трубы и некоторые виды профилей выпускаются не только в отожженном, но и нагартованном состоянии.

Холодная деформация повышает временное сопротивление и особенно резко предел текучести; пластичность при этом снижается. Нагартовка (до 35%) не уменьшает высокой коррозионной стойкости материала и хорошей его свариваемости.

Алюминиевые сплавы с добавкой скандия относятся к новому классу дисперсионно-твердеющих сплавов. Основной эффект добавления скандия существенно повышает прочностные характеристики. Как правило, скандий вводят совместно с цирконием, но фундаментальные вопросы упрочнения исследованы наиболее полно на двоинных сплавах (Al-Sc)

На эффект упрочнения сплавов системы Al-Zr существенное влияние может оказывать температура приготовления расплава. При снижении температуры литья наблюдается уменьшение прироста твердости после термообработки, что связано с появлением первичных кристаллов фазы Al_3Zr , которые имеют грубую иглообразную форму, а главную концентрацию циркония в алюминиевом твердом растворе.

1.8 Постановка цели и задач исследования

Цель магистерской диссертации:

исследовать влияние легирования переходными металлами на структуру и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов.

Задачи исследования:

- исследовать изменение структуры в зависимости от химического состава опытных сплавов в деформированном состоянии;
- определить влияние термической обработки на структуру опытных сплавов;
- провести анализ механических свойств опытных сплавов;
- определить влияние легирования переходными металлами на структуру и свойства алюминиевых сплавов системы Al-Mg.

Изъяты стр 40-64, т.к. имеются технические данные, имеющие потенциальную с коммерческую ценность.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Шеметьев, Г.Ф. Алюминиевые сплавы : составы, свойства, применение : учебное пособие / Г.Ф. Шеметьев. – Санкт-Петербург : Академия, 2014. – 76 с.
2. ГОСТ 4784-97 Алюминий и алюминиевые деформируемые сплавы.
3. Металловедение, термообработка и рентгенография: Учебник для вузов. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. – М: «МИСИС», 1994. – 480 с.
4. Елагин В. И., Захаров В. В., Павленко С. Г., Ростова Т. Д. Влияние добавки циркония на старение сплавов Al-Sc // Физика металлов и металловедение. 1985. Т. 60, вып. 1. С. 97-100.
5. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов: моногр. / Н.А.Белов – М. : Изд. Дом МИСиС, 2011. – 511 с.
6. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. / Алиев С. Г., Альтман М. Б., Амбарцумян С.М. и др. 2-е изд., перераб. и доп. – Металлургия, 1984. 582 с.
7. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов. Учебник для вузов / Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: « МИСиС», 1999. – 416 с.
8. Дриц, М. Е. Влияние дисперсности выделений фазы Al_3Sc на рекристаллизацию сплавов Al-Sc. / М. Е. Дриц Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков
9. Филатов, Ю. А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al-Mg / Ю. А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2015. – № 2. – С. 19–22.
10. Бадурдинов, С. Т., Ганиев, И. Н., Бердиев, А. Э. Потенциодинамическое исследование сплава АК12, легированного скандием, в среде электролита NaCl / С.Т. Бадурдинов // Доклады академии наук республики таджикистан. – 2011. – т. 54. – №6. – С. 485–488.
11. Нарзиев, Б. Ш., Баротов, Р. О. Потенциодинамическое исследование

низколегированных электротехнических сплавов. / Б. Ш. Нарзиев // Доклады академии наук республики Таджикистан. – 2008. – т. 51. – № 10. – С. 759–764.

12. Захаров, В. В. Перспективы применения алюминиевых сплавов со скандием в промышленности / В. В. Захаров, В. И. Елагин, Ю. А. Филатов, Т. Д. Ростова, Л. И. Панасюгина, И. А. Фисенко // Технология легких сплавов. – 2006. – № 4. – С. 20–27.

13. Филатов, Ю. А. Различные подходы к реализации упрочняющего эффекта от добавки скандия в деформируемых сплавах на основе системы Al–Mg–Sc. / Ю. А. Филатов // ВИЛС: Технология легких сплавов. – 2009. – №3. – С. 42–45.

14. Автократова, Е. В. Формирование ультрамелкозернистой структуры и механические свойства алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Sc. / Е. В. Автократова // Диссертация на соискание ученой степени к.т.н. – Уфа – 2008. – С. 167.

15. Properties and selection – nonferrous alloys and special-purpose materials, Vol. 2, ASM International Handbook Committee, ASM International, Metals handbook, 1990. – 3470 с.

16. МР 1-31/26-84 Приготовление микрошлифов из алюминиевых сплавов и титановых сплавов с применением механического полирования

17. МР 21-31-85 Выявление макро- микроструктуры алюминия и его сплавов методом химического травления

18. ГОСТ 1497–84 Металлы. Методы испытаний на растяжение.

19. Воробьёв, К. Г. Исследование влияния параметров деформации на механические свойства алюминиевых и магниевых сплавов / К. Г. Воробьёв, Э. Бее, О.М. Кузьмина, В.А. Гринкевич, В.Н. Данченко // Новые решения в современных технологиях. – 2009. – № 31. – С. 70–74.

20. Дриц, М. Е. Влияние дисперсности выделений фазы Al₃Sc на рекристаллизацию сплавов Al–Sc. / М. Е. Дриц Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков, Л.Б. Бер // Цветная металлургия/ Известия ВУЗов. – 1985. – № 4. – С. 80–83.

21. Золоторевский, В. С. Механические свойства металлов / В. С.

Золоторевский // *Металлургия*. – 1983. – 352 с.

22. Мондольфо, Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов./ Л. Ф. Мондольфо// Под редакцией И. Н. Фридляндера. – М.: *Металлургия*. – 1979. –С. 639.

23. ГОСТ 9.021-74 Единая система защиты от коррозии и старения. Алюминий и сплавы алюминиевые. Методы ускоренных испытаний на межкристаллитную коррозию.

25. Елагин В. И., Захаров В. В., Павленко С. Г., Ростова Т. Д. Влияние добавки циркония на старение сплавов Al-Sc // *Физика металлов и металловедение*. 1985. Т. 60, вып. 1. С. 97-100.

26. Fuller, C. B. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part II coarsening of Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) precipitates / C. B. Fuller, D. N. Seidman // *Acta Materialia*. – 2005. – V. 53. – № 20. – P. 5415–5428.

26. Филатов, Ю. А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al-Mg / Ю. А. Филатов // *Технология легких сплавов*. – 2015. – № 2. – С. 19–22.

27. Автократова, Е. В. Формирование ультрамелкозернистой структуры и механические свойства алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc : автореф. дис. канд. технич. наук : 05.02.01, / Автократова Елена Владимировна. – Уфа, 2008. – 21 с.

28. Palmer D.J. Corrosion begins at the grain boundary // *Corrosion Engineering*. 1973. V.52. - № 3. - P.56-59.

29. *Metallography and Microstructures*, Vol. 9, ASM Handbook, ASM International, 2004. – 2733 с.

30. Solidification characteristics of aluminum alloys. Volume 1, wrought alloys. Jermart Backerud, etc. - Copyright, 1990.

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Институт цветных металлов и материаловедения
институт
Металловедение и термическая обработка металлов им. В. С. Биронта
кафедра

УТВЕРЖДАЮ

Заведующий кафедрой

В.П. Жереб

подпись

инициалы, фамилия

«26»

июня

2020 г.

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных
переходными металлами

тема

22.04.02 «Металлургия»

код и наименование направления

22.04.02.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

код и наименование магистерской программы

Руководитель

Лопатина
подпись, дата

23.06.2020

Доцент, канд. техн. наук

должность, ученая степень

Е.С. Лопатина

инициалы, фамилия

Выпускник

Афанасов
подпись, дата

23.06.2020

А.А. Голято

инициалы, фамилия

Рецензент

Герасимов
подпись, дата

26.06.2020

Руководитель лаб. ООО «Русал ИТЦ»

должность, ученая степень

И.В. Герасимов


инициалы, фамилия

Красноярск 2020

Продолжение титульного листа МД по теме: Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных переходными металлами.

Консультанты по
разделам:

Литературный обзор
наименование раздела

 23.06.2020
подпись, дата

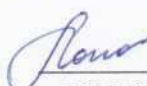
Е.С. Лопатина
инициалы, фамилия

Методическая часть
наименование раздела

 23.06.2020
подпись, дата

Е.С. Лопатина
инициалы, фамилия

Экспериментальная часть
наименование раздела

 23.06.2020
подпись, дата

Е.С. Лопатина
инициалы, фамилия

Нормоконтролер

 23.06.2020
подпись, дата

Е.С. Лопатина
инициалы, фамилия

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Институт цветных металлов и материаловедения
институт
Металловедение и термическая обработка металлов им. В. С. Биронта
кафедра

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
В.П. Жереб
подпись / инициалы, фамилия
« 26 / » июня 2020 г.

Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных
переходными металлами
наименование ВКР (МД)

22.04.02 «Металлургия»
наименование темы, код и наименование специальности (специализации), направления,

22.04.02.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»
магистерской программы

Научный руководитель/
руководитель Лопатина 23.06.2020 Доцент, канд. техн. наук
подпись, дата должность, ученая степень

Е.С. Лопатина
инициалы, фамилия

Выпускник Голято 23.06.2020
подпись, дата

А.А. Голято
инициалы, фамилия

Рецензент Герасимов 26.06.2020 Руководитель лаборатории
подпись, дата должность, ученая степень

И.В. Герасимов
инициалы, фамилия

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Институт цветных металлов и материаловедения
институт
Металловедение и термическая обработка металлов им. В. С. Биронта
кафедра

УТВЕРЖДАЮ

Заведующий кафедрой

В.П. Жереб
подпись инициалы, фамилия

« 17 » февраль 2020 г.

ЗАДАНИЕ
НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ
в форме магистерской диссертации

Студенту Голято Алексею Александровичу
фамилия, имя, отчество

Группа: ЦМ18-27М Направление (специальность): 22.04.02 «Металлургия»
номер код наименование

Тема выпускной квалификационной работы: Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных переходными металлами

Утверждена приказом по университету № 2354/с от 17.02.2020

Руководитель ВКР: Е.С.Лопатина, доцент, канд. техн. наук, СФУ
инициалы, фамилия, должность, ученое звание и место работы

Исходные данные для ВКР: Обзор литературы, образцы опытных сплавов системы Al-Mg.

Перечень разделов ВКР: Литературный обзор, методическая часть, экспериментальная часть.

Перечень графического материала: Микроструктуры, таблицы, электронные изображения и результаты МРСА

Руководитель ВКР

Лопатина
подпись

Е.С. Лопатина
инициалы, фамилия

Задание принял к исполнению

Голято
подпись

А.А. Голято
подпись, инициалы и фамилия студента

« 17 » февраль 2020 г.