Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Цыденов Кирилл Андреевич

Обоснование состава и режима деформационно-термической обработки сплавов системы Al–Cu–Mn, не требующих закалки и выплавляемых на основе вторичного сырья

Специальность 2.6.1 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель доктор технических наук, профессор Белов Николай Александрович

Москва – 2025

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы

Стремление к энергоэффективности, лёгкости и экологичности техники подталкивает современную промышленность к революции в материаловедении. Тяжёлые металлы, такие как железо и медь, постепенно уступают место алюминию, чья низкая плотность и широкое распространение в природе делают его идеальным кандидатом для создания более лёгких и экологичных машин. Это обусловлено необходимостью сокращения углеродного следа и повышения общей эффективности использования ресурсов. Вторичная переработка алюминиевых сплавов стала важным источником для удовлетворения растущих потребностей алюминия. Более того, при вторичной переработке алюминиевых сплавов в атмосферу выбрасывается приблизительно в 20 раз меньше CO₂ чем при первичном производстве алюминия. Алюминиевые сплавы на основе системы Al-Cu-Mn (АЛТЭК) могут стать основой для сплавов нового поколения благодаря высокой технологичности при обработке давлением, повышенной прочности и термостойкости.

Одной из самых больших проблем при переработке алюминия является накопление примесных элементов, которые могут вызвать резкое ухудшение механических свойств (прочности, пластичности и усталостных свойств). Практически все марочные алюминиевые сплавы, как литейные (ГОСТ 1583–93), так и деформируемые (ГОСТ 4784-2019), содержат в своем составе в качестве легирующих элементов медь, магний, кремний, цинк, марганец, реже железо. Последний элемент чаще является вредной примесью. При этом и другие вышеперечисленные элементы, там, где они не входят в состав сплава, также являются нежелательными и часто требуют строго ограничения.

Примером являются деформируемые сплавы типа 1201 (AA2219), в которых легирующими компонентами являются только медь и марганец. Для таких сплавов содержание Fe, Si, Mg, Zn обычно ограничено 0.1 масс.%. Из-за низких допустимых пределов содержания примесных элементов такие сплавы, как правило, готовят на первичном сырье. Особо следует отметить роль железа, поскольку его растворимость в твердом растворе алюминия (далее (Al)) очень мала. Данный элемент входит в состав различных интерметаллидных фаз, таких как Al₁₅(FeMn)₃SiCu₂, Al₆(FeMn), Al₃Fe, Al₇Cu₂Fe и других, в зависимости от состава сплава и скорости охлаждении. Наиболее желательной из них является фаза Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, поскольку ее частицы обладают относительно благоприятной морфологией.

Ранее было представлено обоснование возможности создания нового поколения высокотехнологичных деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al-Cu-

Мп (АЛТЭК), которые обладают повышенной прочностью и термостойкостью. Эти свойства достигаются за счет присутствия дисперсоидов соединения Al₂₀Cu₂Mn₃ в структуре сплавов в количестве 7-8 об.%. В отличии от марочных сплавов 2xxx серии сплавы типа АЛТЭК не требуют высокотемпературной термообработки для образования дисперсоидов. Это становится возможным благодаря низкой диффузии Mn в (Al) при высоких температурах, из-за чего большая его часть (примерно 1.5% при скорости охлаждения 10-20 К/с) остается в твердом растворе при литье.

Учитывая вышесказанное, представляется актуальным комплексное изучение эволюции фазового состава, структуры и свойств сплавов системы Al-Cu-Mn вследствие их совместного и раздельного легирования элементами, такими как Mg и Zn, которые содержатся во многих алюминиевых сплавах (2ххх и 7ххх серии) и позволяют достигнуть высоких прочностных свойств. Также с учетом современных тенденций по снижению выбросов парниковых газов становится важным рассмотрение возможности изготовления предложенных сплавов на основе вторичного сырья с содержанием до 0,5 мас. % железа и кремния (основными примесями в марочных сплавах). Такое исследование позволит создать научную базу для разработки новых перспективных деформируемых сплавов, производство которых возможно с использованием вторичного сырья.

Цель работы

Обоснование состава и разработка режима деформационно-термической обработки (без закалки) сплавов на основе Al-Cu-Mn, выплавляемых на основе вторичного сырья, для получения листового проката повышенной прочности.

Для реализации данной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Провести расчетно-экспериментальный анализ фазового состава сплавов системы Al-Cu-Mn-Mg-Zn-Fe-Si, содержащих 2%Cu и 1.5%Mn, при равновесной и неравновесной кристаллизации;

2. Изучить формирование структуры сплавов указанной системы при литье и деформационно-термической обработки (без использования закалки);

3. Изучить распределения элементов между (Al) и фазами кристаллизационного происхождения в слитках и листовом прокате сплавов указанной системы легирования

4. Обосновать выбор составов, обеспечивающих в отожженных листах временное сопротивление более 300 МПа при содержании Mg, Zn, Fe, Si до 3 масс. % (в сумме)

5. Провести сравнение механических свойств выбранного вторичного сплава (АЛТЭК-В) с марочным сплавом 2ххх серии;

3

6. Подобрать режим сварки трением с перемешиванием (СТП), сохраняющий временное сопротивление на уровне основного материала.

Научная новизна

1. Показано, что в листовых полуфабрикатах сплавов системы Al-Cu-Mn-Mg-Zn-Fe-Si, содержащих 2%Cu и 1.5%Mn, можно реализовать структуру, в которой железо и кремний (до 0,5 мас.%) полностью связаны в компактные частицы фазы Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂, магний и цинк (до 1 мас.%) полностью входят в твердый раствор алюминия, а основное количество меди и марганца связаны в фазу Al₂₀Cu₂Mn₃, которая выделяется в виде дисперсоидов размером до 100 нм.

2. На примере модельных сплавов, содержащих1.5-2%Cu, 1.5-2%Mn, установлено, что магний в количестве до 1% включительно полностью остается в (Al), обеспечивая твердорастворное упрочнение. Это позволяет повысить прочность сплавов типа АЛТЭК (на 10-15%) без создания структурной дестабилизации при повышенных температурах вплоть до 400 °C. Легирование цинком не оказывает значительного влияния на прочность.

3. Показано, что совместное добавление Fe, Si, Mg и Zn в количестве около 3% к сплаву Al–2%Cu–1,5%Mn не снижает механические свойства отожженных деформируемых полуфабрикатов. Из этого вытекает принципиальная возможность использования для его приготовления разнообразного вторичного сырья, различных групп сплавов, в частности, 6xxx, 2xxx и 7xxx серий.

4. Равномерное распределение Fe-содержащих фаз в структуре холоднокатаных листов способствует сохранению вязкого мелкоямочного механизма разрушения в углублениях, что позволяет поддерживать пластичность на уровне "чистых" сплавов.

5. На примере сплавов Al-2%Cu-2%Mn(Si, Zr) и Al-1,8%Cu-1,5%Mn-0,5%Mg-1,5%Zn(Fe, Si) показана возможность получения неразъёмных соединений с помощью СТП, с прочностью близкой к прочности основного материала с сохранением термостойкости.

Практическая значимость

1. Предложена технология деформационно-термической обработки сплавов Al-2%Cu-1,5%Mn-1%Mg-1%Zn и Al-2%Cu-1,5%Mn-1%Mg-1%Zn-0,5%Fe-0,4%Si-0,25%Zr, включающая горячую и холодную прокатку, для получения деформированных полуфабрикатов, обладающих временным сопротивлением выше 340 МПа.

2. Предложены составы деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al-2%Cu-1,5%Mn (Mg, Zn, Fe, Si), не требующие гомогенизации и закалки, производство которого возможно с использованием вторичного сырья. Разработан способ получения

холоднокатаных листов из вторичного алюминиевого сплава и получен патент (№2826055 03.09.2024).

3. Предложен режим обработки трением с перемешиванием, который позволяет получить неразрывные соединения листовых горячекатаных заготовок толщиной 4 мм из сплава Al-1,8%Cu-1,5%Mn-0,5%Mg-1,5%Zn-0,4%Fe-0,4%Si.

Положения, выносимые на защиту

1. Особенности формирования структуры (включая фазовый состав и морфологию избыточных фаз) в слитках сплавов системы Al-2%Cu-1,5%Mn-Mg,-Zn-Fe-Si).

2. Закономерности распределения элементов между (Al) и фазами кристаллизационного происхождения в слитках и листовом прокате сплавов указанной системы.

3. Эволюция структуры в сплавах указанной системы легирования, содержащих Mg, Zn, Fe, Si (до 3 масс. % в сумме) в процессе деформационно-термической обработки.

 Обоснование составов сплавов типа АЛТЭК, выплавляемых на основе вторичного сырья (АЛТЭК-В), не требующих закалки и обладающих временным сопротивлением более 300 МПа в отожжённых листах.

5. Обоснование подбора параметров сварки трением с перемешиванием при соединении горячекатаных листов сплавов Al-2%Cu-2%Mn-0,4%Si-0,25%Zr и Al-1,8%Cu-1,5%Mn-0,5%Mg-1,5%Zn-0,4%Fe-0,4%Si.

Апробация работы

Основные положения и результаты диссертационной работы были представлены на следующих конференциях: 77-е Дни Науки, 2022, Москва, НИТУ «МИСИС»; VI Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2022», 2022, Магнитогорск, МГТУ имени Г.И. Носова; XIX Международный форум-конкурс студентов и Молодых ученых «Актуальные проблемы недропользования», 2023 Санкт-Петербург, СПбГУ; VII Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2023», 2023, Магнитогорск, МГТУ имени Г. И. Носова; V Международная школа-конференция «Перспективные высокоэнтропийные материалы», 2023, Санкт-Петербург, СПбГМТУ; VIII Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2024», 2024, Магнитогорск, МГТУ имени Г. И. Носова; XII Международный конгресс «Цветные металлы и минералы», 2024, Красноярск, МВДЦ «Сибирь». 23-я Международная конференция «Новые тенденции рационального использования вторичных ресурсов и проблемы экологии», Москва, 2024

Публикации

По теме исследования опубликовано 11 работ в изданиях, входящих в базы данных Web of Science (Core Collection)/Scopus и перечень ВАК.

Достоверность научных результатов

О достоверности и надежности полученных результатов свидетельствует хорошая корреляция между результатами математического моделирования в программе Thermo-Calc и физическим экспериментом, который выполнялся с использованием современного аналитического и испытательного оборудования. Все испытания проводились согласно рекомендациям действующих ГОСТов. О надежности результатов свидетельствует повторяемость результатов, их сопоставимость с литературными источниками, а также публикации в реферируемых научных изданиях и представления полученных данных на тематических конференциях. Текст диссертации и автореферата проверен на отсутствие плагиата с помощью программы "Антиплагиат" (<u>http://antiplagiat.ru</u>).

Личный вклад автора

Диссертация является законченной научной работой, в которой обобщены результаты исследований, полученные лично автором и в соавторстве. Автору работы принадлежит основная роль в получении и обработке экспериментальных данных, анализе и обобщении результатов. Обсуждение и интерпретация полученных результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Основные положения и выводы диссертационной работы сформулированы автором.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, шести глав, общих выводов, списка публикаций по теме диссертации, а также списка литературы из 191 источников. Работа изложена на 182 страницах, содержит 109 рисунок и 38 таблицы.

Работа выполнена в рамках грантов российского научного фонда (РНФ) № 20-19-00249 и № 20-19-00249-П.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе представлен аналитический обзор литературы. Были рассмотрены высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы, в основном внимание было сконцентрировано на сплавах, которые относятся к 2XXX серии и легированы такими элементами как медь и магний. В технологическом процессе изготовления этих сплавов присутствуют операции гомогенизация и закалка. Рассмотрены механизмы упрочнения алюминиевых деформируемых сплавов. Подробно описан механизм упрочнение вторичными выделениями, который является основным для сплавов 2XXX серии. Рассмотрена проблема стабильности сплавов данной серии при температурах выше 250 °C.

Рассмотрена технология получения неразъёмных соединений алюминиевых сплавов при помощи сварки трением с перемешиванием (СТП). Установлены принципы подбора режима сварки. Описаны разные вариации инструментов и установок для СТП (с водяным охлаждением, с дополнительной обработкой ультразвуком в процессе сварки и т. д.).

Рассмотрены наиболее результативные способы повышения термостойкости алюминиевых сплавов, которые основаны на микролегировании редкоземельными или переходными элементами, что может привести к образованию структуры $L1_2$ Al₃X, выделяющейся в матрице α -Al. Осажденная фаза этой структуры образует когерентную границу раздела с алюминиевой матрицей, образовавшаяся дисперсионная фазы Al₃X обладает превосходной стабильностью при температурах выше 300 °C. Также рассмотрена возможность повышения термостойкости алюминиевых сплавов 2ххх серии путем микролегирования различными элементами для стабилизации упрочняющих метастабильных θ' выделений. Помимо этого, были рассмотрены термостойкие сплавы типа АЛТЕК (системы Al-Cu-Mn-(Zr, Sc)), технологический процесс производства которых не требует операций гомогенизации и закалки, что значительно упрощает получение деформированных полуфабрикатов.

Далее рассмотрена вторичная переработка деформируемых алюминиевых сплавов, описано какие сложности сопутствуют этому процессу для сплавов разных серий. Описано каким образом меняется фазовый состав вторичных сплавов и как это влияет на механические свойства. Рассмотрена причина появления смешанного лома, проблема переработки которого является актуальной на сегодняшний день.

Также представлены диаграммы состояния систем Al-Cu-Mn, Al-Cu-Mn-Mg, Al-Cu-Mn-Fe, Al-Cu-Mn-Si, на основе которых был осуществлён предварительный выбор составов экспериментальных сплавов для данной работы.

Во второй главе представлены материалы и методики исследований. Объектами исследования являлись сплавы систем Al-Cu-Mn-(Mg, Zn, Fe, Si, Zr). За основу экспериментальных сплавов были взяты сплавы типа АЛТЭК, которые относятся к системе Al-Cu-Mn и содержат 1,5-2% меди и марганца. На основании этой системы были получены базовые сплавы для сравнения. Составы всех экспериментальных сплавов представлены в таблице 1.

Плавку производили в электропечах сопротивления при температуре расплава 750-800 °C (для сплавов без Zr) и 850 °C (для сплава 6S). В качестве основы были использовали алюминий марки A85 (для сплавов В – BFMZ, 0Mg, 0.5Mg, 1Mg), A99(для сплавов 1D, 2D) (ГОСТ 11069-2001), и переплавленный баночный лом марки NM-1(для сплава 6S). В качестве шихтовых материалов использовали медь марки M1 (ГОСТ 859-2001) марганцевую лигатуру Al–20% Mn (ГОСТ 53777-2010), лигатуру с железом Al-9%Fe, магний марки Mg99, кремний марки KP0 и цинк Zn99. Плоские слитки с размерами 10х40х180 мм (состояние 10F) (сплавы В – BFMZ), 20х140х180 мм (состояние 20F) (сплавы 6S, 0Mg, 0.5Mg, 1Mg, AMS), 40х140х180 мм (состояние 40F) (сплавы 1D, 2D, 1B, 2B) получали литьем в графитовые изложницы.

Таблица 1. Составы экспериментальных сплавов

	Концентрация, вес. %, расчет (факт)									
N⁰	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Si	Zr			
Базовые сплавы										
1B	2(1,92)	2(1,95)	<0,1(0,03)	<0,1(0,02)	<0,15 (0,11)	<0,15 (0,08)	-			
2B	2(1,96)	2(1,91)	<0,1(0,02)	<0,1(0,02)	<0,15 (0,03)	0,4 (0,36)	0,2(0,17)			
Основные сплавы (1-ая серия)										
В	2 (2,06)	1,5 (1,66)	<0,1(0,03)	<0,1(0,03)	<0,15 (0,11)	<0,05 (0,08)	-			
BM	2 (2,1)	1,5 (1,65)	1(1,09)	<0,1(0,002)	<0,15 (0,12)	<0,05 (0,08)	-			
B2M	2 (1,98)	1,5 (1,64)	2(2,09)	<0,1(0,008)	<0,15 (0,11)	<0,05 (0,07)	-			
BZ	2 (2)	1,5 (1,72)	<0,1(0,02)	1 (1,1)	<0,15 (0,12)	<0,05 (0,07)	-			
B2Z	2 (1,89)	1,5 (1,63)	<0,1(0,01)	2 (2,12)	<0,15 (0,12)	<0,05 (0,07)	-			
BMZ	2 (2,07)	1,5 (1,6)	1 (1,02)	1 (1,11)	<0,15 (0,13)	<0,05 (0,08)	-			
BF	2 (2,24)	1,5 (1,67)	<0,1(0,02)	<0,1(0,03)	0,4 (0,49)	0,4 (0,43)	-			
BFM	2 (2,21)	1,5 (1,54)	1 (1,25)	<0,1(0,02)	0,4 (0,48)	0,4 (0,37)	-			
BF2M	2 (2,25)	1,5 (1,45)	2 (2,37)	<0,1(0,01)	0,4 (0,46)	0,4 (0,3)	-			
BFZ	2 (2,1)	1,5 (1,58)	<0,1(0,03)	1 (0,98)	0,4 (0,5)	0,4 (0,4)	-			
BF2Z	2 (2,23)	1,5 (1,53)	<0,1(0,07)	2 (2,05)	0,4 (0,53)	0,4 (0,4)	-			
BFMZ	2 (2,25)	1,5 (1,47)	1 (1,22)	1 (1,06)	0,4 (0,52)	0,4 (0,39)	-			
Дополнительные сплавы (2-ая серия)										
6S	2(2,07)	1,5(1,63)	1(1,1)	1(1,15)	0,5(0,49)	0,5(0,35)	0,25(0,26)			
1D	2(2,08)	1,4(1,66)	0,8(0,92)	0,8(0,85)	<0,1(0,06)	<0,1(0,07)	-			
2D	2(2,09)	1,4(1,45)	0,8(0,95)	0,8(0,84)	<0,1(0,06)	<0,1(0,07)	-			
0Mg	1,5(1,41)	1,5(1,51)	0(0,01)	1(0,57)	<0,1(0,03)	<0,1(0,04)	-			
0,5Mg	1,5(1,31)	1,5(1,42)	0,5(0,49)	1(1,31)	<0,1(0,03)	<0,1(0,04)	-			
1Mg	1,5(1,28)	1,5(1,37)	1(1,05)	1(0,99)	<0,1(0,03)	<0,1(0,04)	-			
AMS	1,8(1,79)	1,5(1,45)	0,5(0,54)	1,5(1,6)	0,4(0,36)	0,4(0,36)	-			
2219	6,3(6,27)	0,3(0,3)	<0,1(0,03)	<0,1(0,02)	<0,1(0,05)	<0,01	0,15(0,2)			

Далее слитки подвергали горячей прокатке при температуре 400 °C (B – BFMZ) и 450 °C (6S, 1D, 2D, 0Mg, 0.5Mg, 1Mg) до толщины 2 мм(состояние 2HR)(B – BFMZ, 6S), 4 мм

(состояние 4HR)(1D, 2D, 0Mg, 0.5Mg, 1Mg, 1B, 2B). Горячекатаные листы подвергались холодной прокатке до толщины 0,5 мм (состояние 0,5CR) (В – BFMZ, 6S), 1 мм (состояние 1CR) (1D, 2D, 0Mg, 0.5Mg, 1Mg). Технологические схемы получения холоднокатаных листов показаны на рисунке 1.



Рисунок 1. Технологическая схема получения сплавов типа АЛТЭК(а) и сплава 2219(б)

Из горячекатаных и холоднокатаных листов некоторых экспериментальных сплавов (1В, 2В, AMS) были вырезаны карточки, которые были соединены на установке «AccuStir 1004 фирмы GTC» методом двухсторонней СТП (1В, 2В) и обработаны односторонней ОТП (AMS).

Измерения твердости производились на расстоянии до 20 мм от центра шлифа в обе стороны, с шагом 1 мм в поперечном сечении листа до и после отжига с помощью твердомера DUROLINE MH-6, в соответствии с рисунком 16, по шкале Виккерса при нагрузке 1 кгс и времени выдержки 10 с.

Структурные изменения и электропроводность литых образцов и листов толщиной 2 мм после каждого режима отжига оценивалась посредством измерения величины удельной электропроводности с помощью вихретокового структуроскопа ВЭ-26НП в соответствии с рисунком 4. Методика проведения измерений регламентирована ГОСТ 27333-87. Механические свойства горячекатаных и холоднокатаных листов и листов после соединённых СТП после отжигов определяли при помощи разрывной машины Z250 Zwick/Roell ГОСТ 10446-80 (при скорости растяжения 5 мм/мин). Расчетная длина образцов составляла 100 мм, а ширина 10 мм.

Микроструктуру образцов, вырезанных из слитков и листов, изучали на световом (CM) и электронном сканирующем (CЭМ) микроскопах: Axio Observer MAT и SEM, TESCAN VEGA 3 соответственно. Микроскоп TESCAN VEGA 3, укомплектованный энергодисперсионной приставкой-микроанализатором OXFORD (MPCA) и программным обеспечением AzTec, также использовался для определения химического состава на микроучастках. Для приготовления шлифов использовали как механическую, так и электролитическую полировку.

В третьей главе представлены результаты анализа фазового состава сплавов Al-Cu-Mn-(Mg, Zn, Fe, Si). На первом этапе с использованием программы Thermo-Calc были рассчитаны политермические сечения системы Al–Cu–Mn–Fe–Si–Mg–Zn при постоянных концентрациях меди (2%) и марганца (1.5%). Магний оказывает определенное влияние на фазовый состав базового сплава. Можно отметить подавление образования фазы Al₂Cu при концентрации магния выше 0,4% и образования фаз Mg₂Si и S при концентрациях магния от 0,4% и 1% соответственно.

Кроме того, магний значительно снижает температуру равновесного солидуса (T_S). Политермические сечения с переменной концентрацией железа и кремния (рис. 2) показывают существенное усложнение фазового состава при добавлении этих элементов в базовые сплавы.

	680	Δ_3			700				
	1	A-5	2		А	\-3	1		
	640		3		650		2		
	600-	5	4				3		
	7 6	~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~		600 8 6 5 4					
	560 - Ts		8						
	10			0^{550-9} 7 11					
	520-		9						
	480								
	480		11						
	440 -		12	450 - 21					
	16	_	15 14 13	15					
	* 0 0 2	0.4	0.6 0.8 1	400 20 19 776 14 13					
	a 0 0,2	0,4 Fe.	wt.%	$6 \qquad 0 \qquad 0,2 \qquad 0,4 \qquad 0,6 \qquad 0,8 \qquad 1$					
a 16, wi. 70					0	01,	WVC. 70		
1									
1	L	9	(Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀	1	L	12	(Al), Al ₁₅ , Mg ₂		
1 2	L L, Al ₆	9 10	(Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀	1 2	L L, Al ₆	12 13	(Al), Al ₁₅ , Mg ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂		
1 2 3	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆	9 10 11	(Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇	1 2 3	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅	12 13 14	(Al), Al ₁₅ , Mg ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂ , Al ₂₀		
1 2 3 4	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅	9 10 11 12	(Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇	1 2 3 4	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ L, (Al), Al ₁₅	12 13 14 15	(Al), Al ₁₅ , Mg ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂₀		
1 2 3 4 5	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ ,Al ₂₀	9 10 11 12 13	(Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ , S	1 2 3 4 5	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ L, (Al), Al ₁₅ L, (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀	12 13 14 15 16	(Al), Al ₁₅ , Mg ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂₀ , S		
$ \begin{array}{c} 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \end{array} $	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀	9 10 11 12 13 14	(Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ , S (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , S	$ \begin{array}{r} 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \end{array} $	$\begin{array}{c} L\\ L, Al_6\\ L, (Al), Al_6, Al_{15}\\ L, (Al), Al_{15}\\ L, (Al), Al_{15}, Al_{20}\\ L, (Al), Al_{15}, Al_{20}, \end{array}$	12 13 14 15 16 17	(Al), Al ₁₅ , Mg ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Mg ₂ , Al ₂₀ , S (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , S		
$ \begin{array}{c} 1\\ 2\\ 3\\ 4\\ 5\\ 6 \end{array} $	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀	9 10 11 12 13 14	(Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ , S (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , S	1 2 3 4 5 6	$\begin{array}{c} L\\ L, Al_6\\ L, (Al), Al_6, Al_{15}\\ L, (Al), Al_{15}\\ L, (Al), Al_{15}, Al_{20}\\ L, (Al), Al_{15}, Al_{20}, \\ Al_6\end{array}$	12 13 14 15 16 17	$\begin{array}{c} (Al),Al_{15},Mg_2\\ (Al),Al_{15},Mg_2,Al_2\\ (Al),Al_{15},Mg_2,Al_2,Al_{20}\\ (Al),Al_{15},Mg_2,Al_{20}\\ (Al),Al_{15},Mg_2,Al_{20},S\\ (Al),Al_{15},Al_{20},S \end{array}$		
1 2 3 4 5 6 7	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅	9 10 11 12 13 14 15	(Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , Al ₇ , S (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , S (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ , S, Mg ₂	1 2 3 4 5 6 7	$\begin{array}{c} L\\ L, Al_6\\ L, (Al), Al_6, Al_{15}\\ L, (Al), Al_{15}\\ L, (Al), Al_{15}, Al_{20}\\ L, (Al), Al_{15}, Al_{20}\\ L, (Al), Al_{15}, Al_{20}, \\ Al_6\\ (Al), Al_{15}, Al_6\end{array}$	12 13 14 15 16 17 18	$\begin{array}{c} (Al), Al_{15}, Mg_2 \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_2 \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_2, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_{20}, S \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S \\ \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_7 \end{array}$		
1 2 3 4 5 6 7 8	$\begin{tabular}{lllllllllllllllllllllllllllllllllll$	9 10 11 12 13 14 15 16	$\begin{array}{c} (Al), Al_{6}, Al_{15}, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20} \\ (Al), Al_{6}, Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7}, S \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S, Mg_{2} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Mg_{2} \end{array}$	1 2 3 4 5 6 7 8	$\begin{tabular}{lllllllllllllllllllllllllllllllllll$	12 13 14 15 16 17 18 19	$\begin{array}{c} (Al), Al_{15}, Mg_2 \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_2 \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_2, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_{20}, S \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_7 \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S, Al_7 \end{array}$		
1 2 3 4 5 6 7 8 06	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅ (Al), Al ₆ , Al ₁₅	9 10 11 12 13 14 15 16	$\begin{array}{c} (Al), Al_{6}, Al_{15}, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20} \\ (Al), Al_{6}, Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7}, S \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S \\ \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S, Mg_{2} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Mg_{2} \end{array}$	1 2 3 4 5 6 7 8 9	$\begin{tabular}{lllllllllllllllllllllllllllllllllll$	12 13 14 15 16 17 18 19 20	$\begin{array}{c} (Al), Al_{15}, Mg_2 \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_2 \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_2, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Mg_2, Al_{20}, S \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S \\ \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_7 \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S, Al_7 \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_7, Al_6 \\ \end{array}$		
1 2 3 4 5 6 7 8 06 Ale	L L, Al ₆ L, (Al), Al ₆ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ L, (Al), Al ₆ , Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅ , Al ₂₀ L, (Al), Al ₁₅ (Al), Al ₆ , Al ₁₅ означение фаз: $-Al_6(Mn,Fe)$, Al ₁₅ —Al	9 10 11 12 13 14 15 16	$\begin{array}{c} (Al), Al_{6}, Al_{15}, Al_{20} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20} \\ (Al), Al_{6}, Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Al_{7}, S \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S \\ \hline \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, S, Mg_{2} \\ (Al), Al_{15}, Al_{20}, Mg_{2} \\ \end{array}$	1 2 3 4 5 6 7 7 8 9 10	$\begin{tabular}{lllllllllllllllllllllllllllllllllll$	12 13 14 15 16 17 18 19 20 21	$\begin{array}{c} (Al),Al_{15},Mg_2\\ (Al),Al_{15},Mg_2,Al_2\\ (Al),Al_{15},Mg_2,Al_2,Al_{20}\\ (Al),Al_{15},Mg_2,Al_{20}\\ (Al),Al_{15},Mg_2,Al_{20},S\\ (Al),Al_{15},Al_{20},S\\ (Al),Al_{15},Al_{20},S\\ (Al),Al_{15},Al_{20},Al_7\\ (Al),Al_{15},Al_{20},S,Al_7\\ (Al),Al_{15},Al_{20},Al_7,Al_6\\ (Al),Al_{20},Al_7,Al_6\\ \end{array}$		

Рис.2. Политермические сечение системы Al-Cu-Mn-Fe-Si-Mg-Zn при 2%Cu, 1,5%Mn,

1% Mg и 1% Zn: а) при 0,4% Si, б) при 0,4% F

Как известно, в условиях неравновесной кристаллизации полное затвердевание может завершаться при более низких температурах по сравнению с T_s , что можно оценить по модели Sheil-Gulliver. Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз от температуры, рассчитанные по данной модели для экспериментальных сплавов приведены на рис. 3. Из рис.3а следует, что в сплаве В кристаллизация должная окончиться при 547 ⁰C с образованием фазы Al₂Cu. В сплаве ВF неравновесный солидус (T_{NS}) намного ниже, что обусловлено присутствием в его составе кремния, приводящего к образованию эвтектики (Al)+Al₂Cu+Si. Наличие магния в сплаве BMZ также сильно снижает T_{NS} , что обусловлено образованием фазы S (рис. 36) в составе эвтектики (Al)+Al₂Cu+S. В сплаве BFMZ, содержащим оба элемента (Mg и Si) вместо S-фазы, образуется фаза Mg₂Si, а последней фаза Al₂Cu (рис.3г), вероятно, в составе многофазной эвтектики. Также следует отметить, что в Fe-содержащих сплавах BF и BFMZ фаза Al₆(Fe, Mn) кристаллизуется первично, а далее происходит образование фазы Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ в результате эвтектической реакции.



Рис.3. Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для экспериментальных сплавов (см. табл.2): а) В б) ВF в) BMZ г) BFMZ

Предполагая, что после отжига при 400 0 С возможно формирование фазового состава, близкого к равновесному, был проведен расчет изотермических разрезов рассматриваемой системы при данной температуре. Добавление магния и цинка (по 1%) в базовый сплав не меняет его фазовый состав, в котором кроме (Al) должна присутствовать единственная избыточная фаза Al₂₀Cu₂Mn₃. Из этого следует, что в сплаве BMZ данные элементы должны быть полностью растворены в (Al). При повышении концентрации магния более 1,2% в сплаве BMZ следует ожидать появления S-фазы. Фазовый состав сплава BF сложнее, поскольку расчет показывает наличие фазы Al₁₅, содержащей Fe, Mn и Si, а также Al₂Cu.Фазовый состав наиболее легированного сплава BFMZ вытекает из изотермических разрезов, согласно которым в нем должны присутствовать фазы Al₂₀, Mg₂Si, S и Al₁₅. Также следует отметить, что в сплаве BFMZ одновременное снижение концентрации железа и кремния вплоть до 0,1% не повлечет за собой изменение фазового состава так же, как и изменение концентрации магния до 0,5%.

Таблица 2. Расчетные параметры фазового состава экспериментальных сплавов при 400 °С

Доля фаз ² , масс.%						Концентрация в (Al), масс.%						Ts^3 ,
(Al)	Al_2	S	Al ₂₀	Al ₁₅	Mg ₂ Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Fe	Si	⁰ C
91.8	-	-	7.23	0.96	-	1.04	-	-	0.06	< 0.01	< 0.01	610
91	0.72	-	3.06	5.18	-	1.47	-	-	0.05	< 0.01	< 0.01	600
92	-	-	6.9	1.05	-	1.06	1.1	1.2	0.05	< 0.01	< 0.01	580
90.8	-	1.38	3.36	4.3	0.19	1.22	0.95	1.17	0.05	< 0.01	0.01	565
	(Al) 91.8 91 92 90.8	$\begin{array}{c c c c c c c c c c c c c c c c c c c $	Доля фа (Al) Al ₂ S 91.8 - - 91 0.72 - 92 - - 90.8 - 1.38	Доля фаз ² , масс (Al) Al ₂ S Al ₂₀ 91.8 - - 7.23 91 0.72 - 3.06 92 - - 6.9 90.8 - 1.38 3.36	Доля фаз ² , масс.% (Al) Al ₂ S Al ₂₀ Al ₁₅ 91.8 - - 7.23 0.96 91 0.72 - 3.06 5.18 92 - - 6.9 1.05 90.8 - 1.38 3.36 4.3	Доля фаз ² , масс.% (Al) Al ₂ S Al ₂₀ Al ₁₅ Mg ₂ Si 91.8 - - 7.23 0.96 - 91 0.72 - 3.06 5.18 - 92 - - 6.9 1.05 - 90.8 - 1.38 3.36 4.3 0.19	Доля фаз ² , масс.% (Al) Al ₂ S Al ₂₀ Al ₁₅ Mg ₂ Si Cu 91.8 - - 7.23 0.96 - 1.04 91 0.72 - 3.06 5.18 - 1.47 92 - - 6.9 1.05 - 1.06 90.8 - 1.38 3.36 4.3 0.19 1.22	Доля фаз ² , масс.% Конц (Al) Al ₂ S Al ₂₀ Al ₁₅ Mg ₂ Si Cu Mg 91.8 - - 7.23 0.96 - 1.04 - 91 0.72 - 3.06 5.18 - 1.47 - 92 - - 6.9 1.05 - 1.06 1.1 90.8 - 1.38 3.36 4.3 0.19 1.22 0.95	Доля ϕas^2 , масс.% Концентраци (Al) Al ₂ S Al ₂₀ Al ₁₅ Mg ₂ Si Cu Mg Zn 91.8 - - 7.23 0.96 - 1.04 - - 91 0.72 - 3.06 5.18 - 1.47 - - 92 - - 6.9 1.05 - 1.06 1.1 1.2 90.8 - 1.38 3.36 4.3 0.19 1.22 0.95 1.17	Доля фаз ² , масс.%Концентрация в (Al),(Al)Al2SAl20Al15Mg2SiCuMgZnMn91.87.230.96-1.040.06910.72-3.065.18-1.470.05926.91.05-1.061.11.20.0590.8-1.383.364.30.191.220.951.170.05	Доля фаз ² , масс.% Концентрация в (Al), масс.% (Al) Al ₂ S Al ₂₀ Al ₁₅ Mg ₂ Si Cu Mg Zn Mn Fe 91.8 - - 7.23 0.96 - 1.04 - - 0.06 <0.01	Доля фаз ² , масс.% Концентрация в (Al), масс.% (Al) Al ₂ S Al ₂₀ Al ₁₅ Mg ₂ Si Cu Mg Zn Mn Fe Si 91.8 - - 7.23 0.96 - 1.04 - - 0.06 <0.01

¹состав см. в табл.1, обозначение фаз см. на рис.1,2,6,³равновесный солидус

Из табл.2 вытекает, что в сплавах BF и BFMZ доля фазы Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ в 4-5 раз больше по сравнению со сплавами В и BMZ.

Расчет состава (Al) показывает полное растворение в нем Mg и Zn (в сплавах BMZ и BFMZ), в то время как концентрации Mn, Fe и Si пренебрежимо малы. Концентрация меди

в (Al) несколько меньше, чем ее концентрация в сплаве, поскольку этот элемент также связан в фазу Al₂₀Cu₂Mn₃.

<u>В четвертой главе</u> рассмотрено влияние концентрации Mg, Zn, Fe и Si на структуру и механические свойства базового сплава Al-2%Cu-1,5%Mn. Анализ микроструктуры слитков (10F) был сосредоточен на морфологии избыточных фаз (рис. 4), их идентификации и определении состава твердого раствора алюминия. В то же время было принято во внимание, что формирование структур слитка в производственных условиях всегда происходит при неравновесной кристаллизации, и фазовый состав часто сильно отличается от равновесного.



Рис. 4. Микроструктура экспериментальных сплавов в слитках (10F), SEM: (**a**) B, (**б**) BM, (**b**) BZ, (**г**) BMZ, (**д**) BF, (**e**) BFM, (**ж**) BFZ, (**3**) BFMZ.

Общей особенностью структур всех экспериментальных сплавов было наличие небольших количеств частиц Си-содержащей фазы, которые образовались в результате неравновесного затвердевания. В сплавах, не содержащих Mg, образовались фазы Al₂Cu (рис. 4 а, в, д, ж), тогда как в сплавах с 1% Mg также были обнаружены частицы фазы Al₂CuMg (рис. 4 б, г, е, з). В сплавах серии В количество Fe-содержащих фаз было небольшим (рис. 4 а-г). Преимущественно были обнаружены частицы фазы Al₆(Mn, Fe), но некоторые частицы, были идентифицированы как Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ из-за содержания Si.

Бездефектные листы были получены методом горячей прокатки. Анализ микроструктуры горячекатаных листов показал, что частицы железосодержащей фазы, образовавшиеся при литье (рис. 4), остались после прокатки из-за низкой растворимости железа в (Al). Следует отметить, что произошло значительное улучшение морфологии частиц кристаллизационного происхождения из-за их фрагментации при деформации. Этот эффект был наиболее выражен в структурах сплавов серии ВF. Компактная (почти шаровидная) морфология эвтектических частиц, образующихся в результате горячей прокатки, обеспечивает получение высококачественных холоднокатаных листов толщиной 0,5 мм (степень обжатия 75%).

Поскольку в структуре горячекатаных листов все ещё присутствовали Сu–содержащие частицы эвтектического происхождения, они были обнаружены в структуре даже после холодной прокатки наряду с Fe-содержащими фазами (рис. 5). Морфология частиц кристаллизационного происхождения улучшилась за счет их фрагментации при деформации. После отжига при 400°С, когда было достигнуто состояние, близкое к равновесному, количество частиц Cu- и Mg-содержащих фаз уменьшилось, как показано при сравнении микроструктур, показанных на рис. 4 а-г и рис. 5 а-г. Поскольку растворимость Fe в (Al) очень низкая, количество Fe-содержащих частиц изменяется незначительно. Компактная морфология этих частиц и их равномерное распределение позволяют оценить структуру сплавов серии BF как благоприятную (рис. 5 д-з).



Рис. 5. Микроструктура экспериментальных сплавов в холоднокатаных листах после отжига при 400°С (0,5CR400): (**a**) B, (**б**) BM, (**b**) BZ, (**г**) BMZ, (**д**) BF, (**e**) BFM, (**ж**) BFZ, (**3**) BFMZ.

В таблице 3 представлены данные испытаний на растяжение холоднокатаных листов в исходном состоянии (0,5 CR) и после отжига при 400°C (0,5CR400). Результаты показывают, что в состоянии 0,5CR добавление магния значительно увеличивает предел прочности при растяжении и предел текучести, в то время как влияние цинка незначительно. Относительное удлинение всех сплавов в этом состоянии было низким (в пределах 0,3–2,3%), что может быть связано с высокой плотностью дислокаций. Однако более показательным

является состояние 0,5 CR400, когда формируется относительно стабильная структура. Отжиг повышает пластичность всех сплавов примерно до одинакового уровня (5,8-9,6%) и снижает прочностные свойства. Однако степень этого снижения варьируется в довольно широких пределах.

Сплав	Состояние	UTS, МПа	YS, MΠa	El, %
В	0.5CR	345	338	0.6
	0.5CR400	304	226	7.1
BM	0.5CR	411	408	0.3
	0.5CR400	352	277	6.4
BZ	0.5CR	342	328	1.3
	0.5CR400	303	226	7.7
BMZ	0.5CR	422	417	1.6
	0.5CR400	358	280	6.0
BF	0.5CR	333	309	2.3
	0.5CR400	276	189	5.8
BFM	0.5CR	403	397	1.3
	0.5CR400	311	209	7.8
BFZ	0.5CR	358	335	2.0
	0.5CR400	273	180	9.6
BFMZ	0.5CR	442	438	0.5
	0.5CR400	322	202	7.3
Средние откл	онения	±15	±10	±1.2

Таблица 3 Механические свойства холоднокатаных листов (0,5 мм).

<u>В пятой главе</u> был проведен выбор режима деформационно-термической обработки. В данной главе представлены результаты изучения микроструктур, механических и физических свойств на примере слитков размером 20x140x180 и 40x140x180 мм, которые позволяют моделировать производственный процесс и подбирать таким образом параметры деформационно-термической обработки.

<u>Сплавы 1D и 2D.</u> В данном разделе представлены результаты первого эксперимента по подбору режима деформационно-термической обработки на примере слитка размерами 40x140x180 мм.

Анализ микроструктура слитков размером 40x140мм (рисунок 6 а, б), что фазовый состав практически не отличается от слитков первой серии экспериментальных сплавов с похожим составом несмотря на значительную разницу в размерах и как следствие более низкую скорость кристаллизации. Таким образом фазовый состава данных слитков имеет более соответствующую корреляцию с расчетными зависимостями T-Q отображенными в 3 главе.



Рис. 6. Микроструктура слитков (а, б) и горячекатаных листов (в, г) сплавов 1D(а, в) и 2D(б, г)

Бездефектные листы 5 мм экспериментальных сплавов 1D, 2D были получены методом горячей прокатки. В сплаве 2D присутствуют фазы Al₂Cu и Al₂CuMg образовавшиеся при литье (рис. 6 б), которые остались и после прокатки (рис. 6 в, г), также видны довольно крупные частицы фазы Al₆Mn. Количество частиц Al₂Cu и Al₂CuMg незначительно уменьшилось, поскольку магний и медь частично растворились в (Al) при нагревании при 450 °C (до и во время прокатки). Следует отметить, что морфологии частиц кристаллизационного происхождения практически не изменилась при деформации в сплаве 2D.

Значительная разница по твердости между режимами наблюдается только в холоднокатаном состоянии. Также происходит рост твердости с увеличением температуры отжига, это происходит из-за того, что при повышении температуры увеличивается концентрация меди и магния в твердом растворе алюминия. Характеристики холоднокатаных листов, полученных по обоим режимам при температуре отжига 400 °C практически, не изменяются при снижении скорости охлаждения. Однако, при повышении температуры отжига до 500 °C разница механических характеристик становиться значительной и составляет: ~100 МПа и ~50 МПа для предела прочности и предела текучести соответственно. Этот эффект более подробно рассмотрен на примере сплавов 0Mg, 0.5Mg, 1Mg в следующем разделе данной главы.

<u>Сплавы 0Mg, 0.5Mg, 1Mg.</u> В данном разделе будут рассмотрены сплавы Al-1,5Cu-1,5Mn с различным содержанием магния и цинка. Также будет подробно рассмотрено влияние скорости охлаждения после отжигов при разных температурах на механические характеристики холоднокатаных листов.

Литая микроструктура всех 3 сплавов выглядит примерно одинаковой: равномерно распределенные в алюминиевой матрице включения компактной формы (рис. 7). По данным MPCA она идентифицируется следующим образом: в базовом сплаве (Al)+Al₂Cu. а в сплавах 0,5Mg и 1Mg – (Al)+Al₂Cu+ Al₂CuMg (S). Следует отметить, что почти все

количество марганца, магния и цинка находится в составе (Al), а концентрация меди в (Al), несколько меньше. Количество Fe-содержащих фаз незначительно, что обусловлено низким содержанием железа в сплавах.



Рис. 7. Микроструктуры экспериментальных сплавов в слитках (F), CЭM: a, б) 0Mg, в, г) 0.5Mg, д, е) 1Mg

<u>Микроструктура горчекатаных и холоднокатаных листов</u>. Горячая прокатка мало сказвается на микроструктуре, хотя ее температура выше сольвуса. Кроме того, в структуре горячекатаных листов начинается формирование Mn-содержащих наноразмерных дисперсоидов, что обусловлено частичным распадом (Al). Холодная прокатка не оказывает влияния на фазовый состав, отмечается лишь дробление эвтектических включений. С другой стороны, отжиг приводит почти к полному растворению последних. Оставшиеся небольшие частицы представляют собой Fe- содержащие фазы, преимущественно Al₆(Fe,Mn).

<u>Испытания на разрыв.</u> Из результатов определения механических свойств отожжоных холоднокатаных листов, следует, что максимальная прочность всех трех сплавов достигается после отжига при 400 °C (CR400A). При этом повышение скорости охлаждения после отжига (CR400B). мало сказывается на прочностных свойствах, но снижает пластичность в сплавах 0,5Mg и 1Mg. Предположительно это может быть связано с тем, что при охлаждении в печи из-за длительной выдержки образцов при температурах ниже сольвуса происходит более равномерное выделение стабильной S-фазы (Al₂CuMg) из (Al) по сравнению с ускоренным охлаждением. Для более точного определения причин данного явления требуются дополнительные исследования с использование просвечивающей электронной микроскопии.

В состоянии CR400A сплавы с добавками Mg и Zn прочнее базового сплава примерно на 25% и не уступают ему по пластичности.

Повышение температуры отжига до 450 °C (CR450A) приводит к сильному разупрочнению при некотором росте пластичности. Снижение прочности обусловлено

формированием рекристаллизованной структуры, что можно связать с уменьшением количества дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃, которые являются эффективными антирекристаллизаторами. На примере сплава 0,5Mg было также подтверждено незначительное влияние на прочность повышенной скорости охлаждения после отжига при 450 °C (CR450B). Механические свойства после отжига при 500 °C (CR500A) примерно такие, как и после отжига при 450 °C. Следует отметить, что упрочняющий эффект от добавки магния сохраняется во всех состояниях.

Таким образом, из полученных данных следует, что совместное добавление Mg и Zn в различных соотношениях к базовому сплаву Al–1,5%Cu–1,5%Mn позволяет заметно повысить прочностные свойства отожженных холоднокатаных листов даже при медленном охлаждении, которое соизмеримо с охлаждением рулонов в условиях промышленного производства.

<u>Сплав 6S.</u> Анализ микроструктуры слитков сплава 6S (таблица 1), приведенных на рисунке 8 (а, б), показывает, что фазовый состав практически не отличается от слитков первой серии экспериментальных сплавов BFM, BFMZ с похожим составом (рис. 4 е и 4 з) несмотря на значительную разницу в размерах и как следствие более низкую скорость кристаллизации. Таким образом фазовый состав слитков данного сплава имеет более соответствующую корреляцию с расчетными зависимостями T-Q отображенными в 3 главе (рис. 3 г)



Рис. 8. Микроструктура слитка сплава 6S

Структура слитка сплава 6S характеризуется наличие эвтектических включений фазы Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ скелетообразной формы и фазы Al₂CuMg в виде прожилок (рис.8 а, б). Цинк и цирконий при этом полностью находятся в составе алюминиевого твердого раствора (далее (Al)). В последнем даже находится большая часть марганца и значительная часть меди и магния. Концентрации железа и кремния в (Al) пренебрежимо малы.

Бездефектные листы толщиной 2 мм сплава 6S были получены методом горячей прокатки. Анализ микроструктуры горячекатаных листов показал, что частицы железосодержащей фазы, образовавшиеся при литье (рис. 8 а, б), остались после прокатки (рис. 8 в, г) из-за низкой растворимости железа в (Al). Количество частиц Al₂Cu и Al₂CuMg незначительно уменьшилось, поскольку магний и медь частично растворились в (Al) при нагревании при 450 °C (до и во время прокатки). Следует отметить, что произошло значительное улучшение морфологии частиц кристаллизационного происхождения из-за их фрагментации при деформации. Можно заметить, что распад твердого раствора и выделение дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ начинает происходить уже во время горячей прокатки (рис. 8 в) однако степень его не велика. При отжиге 400 °C 3 часа (рис. 8 г) мелкими точками видны выделившиеся дисперсоиды, но фазы кристаллизационного происхождения все еще присутствуют в том объеме, в котором они были после горячей прокатки. Изображениями ПЭМ подтверждается наличие дисперсоидов размер которых составляет 100-200 нм после отжига при температуре 400 °C и 200-800 нм после отжига 500 °C.

<u>Механические свойства.</u> По зависимостям твердости горячекатаных и холоднокатаных листов от температуры ступенчатого отжига от 300 до 500 °C с шагом 50 °C видно, что в исходном состоянии присутствует значительная разница в 16 HV, которая уменьшается начиная с первой ступени отжига вплоть до 400 °C, где происходит выравнивание значений твердости холоднокатаных и горячекатаных листов. При дальнейших ступенях отжига происходит значительное снижение твердости листов в обоих состояниях, что объясняется протекание процесса рекристаллизации.

Испытания на растяжение горячекатаных и холоднокатаных листов проводились после 3-х часовых отжигов при температурах 400, 450 и 500 °C. Временное сопротивление ($\sigma_{\rm B}$) после всех вариантов отжига была практически на одном уровне (около 350 МПа). Предел текучести ($\sigma_{0,2}$) с ростом температуры отжига снизился, а относительное удлинение (δ), наоборот повысилось. Сплав 6S проявил достаточно высокую технологичность и при холодной прокатке. Из исходных горячекатаных листов были успешно получены холоднокатаные листы толщиной до 0,5 мм включительно.

<u>Сплав AMS.</u> В данном разделе будут рассмотрены результаты изучения микроструктуры и механических свойств сплава AMS с целевым составом Al-1,8%Cu-1,5%Mn-0,5%Mg-1,5%Zn-0,4%Fe-0,4%Si. Также в данном разделе будет проведено сравнение микроструктуры и механических характеристик данного сплава со сплавом близким по составу к марочному сплаву 2219 (ГОСТ...).

<u>Микроструктура.</u> Фазовый состав сплава AMS (таблица 1), практически не отличается как от слитков первой серии экспериментальных сплавов BFM, BFMZ с похожим составом (рис. 4 е и 4 з) несмотря на значительную разницу в размерах и как следствие более низкую скорость кристаллизации, так и от фазового состава слитков сплава 6S (рис. 8 а, б).



Рис. 9 Микроструктура слитков (а-в) и горячекатаных листов (д, е) сплава AMS (а, д) и сплава 2219 (б, в, е); расчет зависимости массовой доли твердых фаз от температуры для сплава AMS (г)

В целом фазовый состав слитка данного сплава имеет довольно точную корреляцию с расчетными зависимостями T-Q отображенными в 3 главе (рис. 3 г).

Поскольку составы сплавов 6S и BFMZ имеют значительные отличия, от сплава AMS для него был проведен расчет зависимости массовой доли твердых фаз от температуры (рис. 9 г). Согласно этому расчету видно, что из-за уменьшения концентрации магния доля фазы Mg₂Si значительно снижается.

Согласно данным MPCA, практически весь марганец, магний и цинк входят в состав твердого раствора сплава AMS, растворимость кремния и железа в (Al) пренебрежимо малы. В слитках сплава AMS обнаружены фазы: Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂, Al₂Cu, Al₆(Fe, Mn), Al₂CuMg. При этом фаза Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ преобладает по количеству над фазой Al₆(Fe, Mn) в отличии от сплава 6S, где наблюдается обратная ситуация.

Анализ микроструктура слитков сплава 2219 (таблица 1), приведенных на рисунке 16(б), показывает, что при литье данного сплава образуется только одна эвтектическая фаза Al₂Cu, которая занимает довольно большой объем. Поэтому слитки сплавов 2219 требуют проведения операции гомогенизации, что значительно усложняет технологический процесс производства полуфабрикатов из данного сплава. На рисунке 9 (в) представлена микроструктура слитка сплава 2219 после проведения гомогенизационного отжига при температуре 540 °C в течение 6 часов (2219-Г), видно, что из-за относительно высокой диффузии меди при повышенных температурах, в процессе остывания слитка после гомогенизации, происходит частичный распад твердого раствора с образованием вторичных выделений θ – фазы (Al₂Cu)

Бездефектные листы обоих сплавов были получены методом горячей прокатки. Анализ микроструктуры горячекатаных листов сплава AMS показал, что частицы железосодержащих фаз, образовавшихся при литье (рис. 9 а), остались после прокатки (рис. 9 д) и практически не поменял свою форму в отличии от сплава 6S (рис. 8 в). Это связано с более низкой степенью деформации (80% против 90%) и более благоприятной морфологией фаз.

Анализ микроструктуры горячекатаных листов сплава 2219 показал, что после прокатки (рис. 9 е) увеличились количество и размер фазы Al₂Cu, по сравнению со слитком после гомогенизации (рис. 9 в). Это связано с распадом твердого раствора во время горячей прокатки, что подтверждают данные MPCA по составу алюминиевой матрицы, согласно которым концентрация меди горячекатаных листов снизилась до 2,8%.

<u>Физические свойства.</u> На рисунке 10(а) представлены результаты измерений твердости обоих сплавов до и после отжига 400 °C в течение 3 часов. Видно, что в исходном состоянии (горячекатаном для сплава AMS и T6 для сплава 2219 (таблица)) сплав 2219 значительно превосходит сплав AMS по твердости, однако после отжига картина меняется кардинально, твердость листов сплава 2219 падает более чем в два раза, в то время как этот показатель в сплава AMS снижается лишь на ~10%. Также если обратить внимание на рисунок 10(б), становится видно, что электросопротивление сплава AMS практически не изменяется до и после отжига, в то время как у сплава 2219 наблюдается снижение этого показателя. Такие результаты измерений твердости и электропроводности говорят о значительно большей термической стабильности сплава AMS в сравнении с марочным сплавом 2219.





Следующим этапом сравнения двух сплавов стали испытания на одноосное растяжение после отжига 400 °C в течение 3 часов, для подтверждения термической стабильности экспериментального сплава и подтверждении его превосходства в этом свойстве над марочным сплавом 2219. Из результатов представлены на рисунке 10(в), видно, что механические свойства полученных листов сплава 2219 в состоянии Т6 находятся на высоком уровне и соответствуют характеристикам марочного сплава.

Далее были получены механические характеристики листов сплавов AMS и 2219-Т6 после отжига. Данные испытаний приведены на рисунке 10(г), видно, что механические характеристики марочного сплава 2219-Т6 после отжига, при температуре 400 С в течение 3 часов, значительно снижаются и становятся несколько ниже, чем у экспериментального сплава после аналогичной обработки. Это наравне с твердостью и электросопротивлением говорит об более высокой термической стабильности сплава AMS по сравнению с высоко-прочным марочным сплавом 2219.

<u>Способ получения холоднокатаных листов.</u> На базе данных, описанным в предыдущих главах и разделах, был обоснован и запатентован способ получения холоднокатаных листов алюминиевого сплава типа АЛТЭК, выплавляемого на основе вторичного сырья.

Изобретение относится к области металлургии, в частности к деформируемым материалам на основе алюминия, и может быть использовано при получении листового проката из вторичного сырья, предназначенного для работы в широком диапазоне температур, до 400 °C. В частности, листовой прокат может быть использован для получения изделий конструкционного назначения, от которых требуется сочетание достаточной прочности, термостойкости и невысокой цены. Среди них элементы кузова легковых автомобилей, цистерны, железнодорожные вагоны для перевозки сыпучих грузов и т. д.

<u>В шестой главе</u> представлены результаты подбора режима обработки и сварки трением с перемешиванием горячекатаных листов сплавов 1В, 2В и AMS.

22

<u>Твердость горячекатаных листов после ОТП и СТП.</u> Зависимости твердости по длине сварных соединений показывают небольшое снижение в зоне шва, которое не пре-

вышает 15% и 20 % для СТП и ОТП соответсвенно, как показано на рисунке 11(а, в). Это говорит о том, что в зоне термического влияния значительного разупрочне-



а, в - без термообработки, б, г - после 3-часового отжига при 400 ⁰C. Рисунок 11. Изменение твердости вдоль сварных соединений, полученных по режиму 1В-W(а, б) 2В-W(в, г)

ния не происходит, в отличии от термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Зависимости твердости по длине соединений после отжига при 400 ⁰C в течение 3 часов выглядят примерно также, в соответствии с рисунком 11 (б, г).

Результаты испытаний на разрыв до и после СТП.

На рисунке 12 представлены результаты испытаний на растяжение горячекатаных листов до и после СТП, из которых следует, что прочность (ов) соединений составляет практически 100 % от прочности исходных листов. При этом пластичность существенно возрастает, а предел текучести снижается. Изменение механических свойств после обработки СТП можно объяснить формированием в зоне шва (а именно в здесь произошло разрушение) ультрамелкозернистой рекристаллизованной структуры. С одной стороны, некоторое разупрочнение в зоне шва, как показано на рисунке



Рисунок 12. Результаты испытаний на растяжение горячекатаных листов до и после СТП.

11, приводит к началу пластической деформации именно в этом месте. С другой стороны, высокая пластичность, обусловленная наличием такой структуры, приводит к значительному деформационному упрочнению (разница между значениями σ_в и σ_т заметно возрастает по сравнению с исходным состоянием), что характерно для экспериментальных сплавов данного типа.

Из полученных результатов следует, что применение метода СТП для получения соединений листового проката экспериментальных сплавов системы Al–Cu–Mn (Si, Zr) с высоким содержанием Mn-содержащих дисперсоидов, перспективно и заслуживает дальнейшего изучения. <u>Обработка трением с перемешиванием сплава AMS.</u> В данном разделе представлены результаты исследований по применению обработки трением с перемешиванием к горячекатаным листам сплава AMS, состав которого был обоснован при помощи расчетных и экспериментальных методов в 3, 4 и 5 главе.

Микроструктура листов после ОТП. На рисунке 13(а) изображена структура горяче-

катаного листа сплава AMS после отжига 400 °C в течение 3 часов, видно, что термическая обработка практически не повлияла на фазовые составляющие горячекатаного листа, микроструктура которого обсуждалась в 5 главе (рис. 9 д). В зоне термомеханического влияния (рис. 13 б), которая образовалась в процессе обработки трением с перемеши-





ванием, наблюдается переход от горячекатаной к структуре, обработанной перемешиванием. При этом как в зоне термомеханического влияния, так и в зоне перемешивания (рис. 13 в) не наблюдается пор, образование которых возможно в процессе ОТП, это говорит об высоком качестве полученного шва.

<u>Твердость и механические свойства листов после ОТП.</u> На рисунке 14(а) представлены результаты измерений твердости в различных зонах листов сплава AMS образованных в процессе обработки трением с перемешиванием. Прослеживается постепенное повышение твердости по мере приближения к зоне перемешивания с выходом на плато, в то время

как твердость базовых сплавов 1В и 2В, как после ОТП (рис. 11 а), так и после СТП (рис. 11 в) демонстрирует снижение в зоне перемешивания примерно на 15-20%. Это говорит о том, что листы сплава AMS обработаны по более подходящему режиму в отличии от сплавов 1В и 2В. При сравнении твердости в 3ТВ с твердостью горячекатаных



Рисунок. 14 Твердость листов сплава AMS в разных зонах, образованных в процессе обработки трением с перемешиванием(а) и механические свойства до и после

ОТП(б)

листов после отжига при 400 °C, представленной в предыдущей главе (рис. 10(а)), видна лишь небольшая разница на уровне погрешности.

Как видно из рисунка 14(б), механические характеристики листов сплава AMS до и после ОТП практически не отличаются, наблюдается лишь небольшое снижение предела текучести на уровне погрешности. При проведении сравнения полученных результатов испытаний на разрыв для листов сплава AMS с листами базовых сплавов, видно, что относительное удлинение листов сплава 2В после СТП значительно выросло (рис. 12), однако передел текучести снизился в среднем более чем на 20%, как и показатели твердости в зоне перемешивания (рис. 11 в). Таким образом видна корреляция измерений твердости с результатами испытаний на разрыв, что дает основания предполагать потенциальное повышение механических характеристик листов сплава AMS в зоне перемешивания, поскольку показатели твердости в ней были максимальными (в отличии от базовых сплавов), а разрыв испытанных образцов сплава AMS происходил в 3TB и 3TMB, в то время как разрыв образцов базового сплава 2В происходил в зоне перемешивания.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе с помощью расчетных и экспериментальных методов был обоснован фазовый состав и режим деформационно-термической обработки сплавов на базе системы Al-Cu-Mn изготавливаемых из вторичного сырья, предназначенных для получения листового проката повышенной прочности.

1. Расчет политермических и изотермических разрезов системы Al–Cu–Mn–Fe–Si– Mg–Zn при 2%Cu и 1,5%Mn показывает существенное усложнение фазового состава при добавлении рассматриваемых элементов к базовому сплаву. Помимо фаз Al₂Cu и Al₂₀Cu₂Mn₃ возможно образование новых фаз: Al₆(Mn,Fe), Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂, S (Al₂CuMg) и Mg₂Si. Цинк в свою очередь практически не повлиял на фазовый состав, как при наличии, так и при отсутствии железа и кремния.

2. Расчетные зависимости массовых долей твердых фаз от температуры при неравновесной кристаллизации показали, что при повышении концентрации магния, вместо фазы Al₂Cu, образуется S-фаза. В присутствии железа и кремния подавление образования фазы Al₂Cu происходит только при 2% магния, это происходит в связи с образованием фазы Mg₂Si. Также каждый 1% магния снижает температуру неравновесного солидуса ~на 30 °C. Цинк, как и в случае с равновесной кристаллизацией не оказывает существенного влияния на фазовый состав и снижает температуру неравновесного солидуса на 20 °C за 1%.

3. Расчеты равновесного фазового состава при температурах 350, 400 и 450 С показывают, что при температуре 350 ⁰С в сплавах без железа количество фазы Al₂₀Cu₂Mn₃ находится на высоком уровне и исключением является только сплав с 2% магния. При температуре 400 0 C в сплавах с железом доля фазы Al₂₀Cu₂Mn₃ в 2-3 раз меньше по сравнению со сплавами без железа. При температуре 450 0 C происходит полное растворение фазы Al₂Cu и S-фазы и как следствие полное растворение магния в (Al) практически во всех сплавах.

4. Было обнаружено, что образование наноразмерных дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃ обеспечивает сохранение волокнистой (нерекристаллизованной) зернистой структуры после отжига при температуре до 400°C в течение (3 ч), несмотря на высокую степень обжатия при холодной прокатке (80%).

5. Модельный сплав Al2Cu1.5Mn1Mg1Zn (BMZ) показал существенно более высокие показатели прочности после отжига при 400°С по сравнению с базовым тройным сплавом. В частности, UTS составляет ~ 360 против ~ 300 МПа, а YS - 280 против 230 МПа. Это указывает на положительное влияние на прочность растворенных элементов (Mg и Zn) в твердом растворе алюминия.

6. Добавление 0,5% железа и 0,4% кремния к базовому сплаву, независимо от присутствия Mg и Zn, привело к образованию включений эвтектической фазы Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂. В процессе прокатки частицы фазы Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ дробятся на компактные включения размером менее 2 мкм, и их распределение становится равномерным. Совместное добавление 0,5% Fe и 0,4% Si к "чистым" сплавам серии В практически не влияет на пластичность холоднокатаных листов, но снижает прочностные свойства. Показана принципиальная возможность использования разнообразного вторичного сырья (содержащего основные элементы, присутствующие в алюминиевых сплавах различных систем легирования) для получения базового сплава, не требующего гомогенизации и закалки.

7. Было выявлено, что из-за наличия избыточного количества меди при концентрации магния 1% и более после отжигов при температурах выше 450 °C и охлаждении на воздухе происходит закалка образцов с последующим естественным старением. При концентрации магния 0,5% и меньше, такого эффекта не наблюдается. Более того, на примере сплавов 0,5Mg и 1Mg становится заметно, что концентрация магния выше 0,5% не приводит к значительному увеличению механических характеристик, при этом допустимая концентрация цинка может быть повышена, как минимум, до 1,3%.

8. Было проведено сравнение механических характеристик сплава Al-1,8Cu-1,5Mn-0,5Mg-1,5Zn-0,4Fe-0,4Si (AMS) с марочным сплавом 2219, установлено, что несмотря на высокую прочность сплава 2219 в состоянии T6, после отжига при 400 °C в течение 3 часов, твердость, предел прочности и предел текучести существенно снижаются и существенно уступают характеристикам сплава AMS (на 23, 50 и 11 МПа соответственно). 9. По совокупности экспериментальных и расчетных данных был сформирован способ получения холоднокатаных листов на основе вторичного алюминиевого сырья, позволяющего обеспечить достижение в своем составе суммы (Fe+Si+Mg+Zn) не менее 2%, обладающего комплексом механических свойств, в том числе после нагревов при температурах до 400 °C включительно. В частности, после 3-часового нагрева при 400 °C: временное сопротивление при растяжении ($\sigma_{\rm B}$) не менее 330 МПа, предел текучести ($\sigma_{0.2}$) не менее 200 МПа, относительное удлинение при растяжении (δ) - не менее 10%. Из этого вытекает принципиальная возможность использования для приготовления сплавов типа АЛТЭК вторичного сырья, различных групп сплавов, в частности, бххх, 2ххх и 7ххх серий.

10. Показано, что метод СТП позволяет получить высокое качество сварных соединений, листы базовых сплавов 1В и 2В сохранили практически исходную прочность ($\sigma_{\rm B}$ = 280–290 МПа) при существенном повышении пластичности (рост δ с ~3 до 12-16 %) и существенном снижении предела текучести (снижение $\sigma_{\rm T}$ с 261 МПа до 194-175 МПа). Механические характеристики листов сплава AMS остались практически на исходном уровне после ОТП.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ ОТРАЖЕНО В СЛЕДУЮЩИХ ПУБЛИКАЦИЯХ:

1. Tsydenov K. A., Belov N. A. Phase Composition and Structure of Al–Cu–Mn–Mg– Zn–Fe–Si Alloys Containing 2% Cu and 1.5% Mn //Physics of Metals and Metallography. – 2024. – T. 125. – №. 7. – C. 709-720.

2. Цыденов К.А., Белов Н.А., Дорошенко В.В., Щербакова О.О., Муравьева Т.И. Сравнительный анализ влияния магния и цинка на структуру и механические свойства горяче- и холоднокатаных листов сплава Al-2%Cu-1,5%Mn. //Металлург. – 2024. – № 3. – С. 78-84.

3. Цыденов К.А., Белов Н.А., Черкасов С.О. Влияние режима отжига холоднокатаных листов на структуру и механические свойства сплава Al-1,5%Cu-1,5%Mn(Mg, Zn) //Цветные металлы. – 2024. – №9. – С. 79-85

4. Цыденов К.А., Белов Н.А., Щербакова О.О., Муравьева Т.И. Совместное влияние Fe, Si, Mg и Zn на структуру и механические свойства листового проката сплава Al-2%Cu-1,5%Mn //Цветные металлы. – 2024. – №3. – С. 57-64

5. Belov N.A., Akopyan T.K., Tsydenov K.A., Cherkasov S.O., Avxentieva N.N. Effect of Fe-bearing phases on the mechanical properties and fracture mechanism of Al-2wt.%Cu-1.5wt.%Mn (Mg,Zn) non-heat treatable sheet alloy //Metals. – 2023. – V. 13. – N. 11. – P. 1911.

6. Belov N.A., Akopyan T.K., Tsydenov K.A., Letyagin N.V., Fortuna A.S. Structure evolution and mechanical properties of sheet Al-2Cu-1.5Mn-1Mg-1Zn (wt.%) alloy designed for Al20Cu2Mn3 disperoids // Metals. – 2023. – V. 13. – N. 8. – P. 1442.

7. Белов Н.А., Черкасов С.О., Короткова Н.О., Цыденов К.А. Технологичность и эволюция структуры цилиндрических слитков сплава Al-2%Cu-2%Mn в процессе обработки давлением //Цветные металлы. – 2023. – №. 1. – С. 77-82.

8. Белов Н.А., Цыденов К.А., Летягин Н.В., Черкасов С.О. Структура и механические свойства горячекатаных листов из сплава Al-2%Cu-2%Mn-0,4%Si-0,2%Zr, подвергнутых сварке трением с перемешиванием //Цветные металлы. – 2022. – № 5. – С. 66-72.

9. Belov N.A., Cherkasov S.O., Korotkova N.O., Yakovleva A.O., Tsydenov K.A. Effect of iron and silicon on the phase composition and microstructure of the Al–2% Cu–2% Mn (wt%) cold rolled alloy //Physics of Metals and Metallography. – 2021. – V. 122. – N. 11. – P. 1095-1102.

10. Belov N.A., Korotkova N.O., Akopyan T.K., Tsydenov K.A. Simultaneous Increase of electrical conductivity and hardness of Al–1.5 wt.% Mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr //Metals. – 2019. – V. 9. – N. 12. – P. 1246.

11. Патент №2826055 Российская Федерация, МПК С22F 1/04 (2006/01), С22С 21/00 (2006.01), В21В 3/00 (2006.01). Способ получения холоднокатаных листов из вторичного алюминиевого сплава, опубл. 03.09.2024 / Белов Н.А., Цыденов К.А., Дриц А.М. – 11 с.