

Федеральное государственное образовательное
учреждение высшего образования
Национальный Исследовательский Технологический Университет
«МИСиС»

Червякова Ксения Юрьевна)

**Исследование и разработка технологии получения слитков
и листов боралюминия повышенной прочности**

Специальность 05.16.01
«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель д.т.н., профессор Белов Н.А.

Москва – 2019

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Алюминиевые борсодержащие материалы (боралюминий), обладают уникальным сочетанием свойств: низкая удельная плотность, прочность, коррозионная стойкость, хорошая теплопроводность. Это делает их незаменимыми в качестве легких конструкционных материалов в атомном машиностроении, на аэрокосмических предприятиях, в некоторых областях электротехники, приборостроения и электроники. Боралюминиевые материалы должны обладать высокими механическими свойствами и термической стабильностью.

Вопрос технологии получения таких материалов до сих пор остается открытым. Выбор способа их производства обусловлен многими факторами, наиболее важными из которых являются упрочнение материала, получение заданного распределения армирующего компонента, хорошая связь между матрицей и наполнителем, отсутствие химического взаимодействия на границе раздела фаз. С точки зрения достижения заданного уровня свойств, цены конечной продукции и внедрения в условиях металлургического предприятия, одним из перспективных методов получения боралюминия является жидкофазная технология.

Основная часть работы была выполнена в рамках проекта ФЦП №14.578.21.0004 «Разработка технологии получения слитков боралюминия, предназначенных для получения листового проката радиационно-защитного назначения, обеспечивающего прочность (σ_B) не менее 300 МПа за счет наноразмерных фаз вторичного происхождения» (мероприятие 1.3.), заказчик Минобрнауки 2014-2016 гг.

Цель работы

Научное обоснование состава бор-содержащих сплавов на основе алюминия и разработка технологии получения из них слитков и листового проката с высокими прочностными характеристиками.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

- анализ тройных и четверных диаграмм состояния Al-B-X-Y, где X, Y- легирующие компоненты алюминиевых сплавов;
- изучение структуры и фазового состава лигатур Al-B промышленного производства;
- выбор перспективных систем легирования для получения сплавов с заданным комплексом свойств;
- разработка технологии плавки и литья новых боралюминиевых сплавов и получение экспериментальных слитков в лабораторных условиях и последующее изучение структуры, фазового состава и уровня упрочнения образцов полученных сплавов;
- разработка схемы термо-деформационной обработки для получения годного проката, исследование микроструктуры и механических свойств полученных листов боралюминия;

Научная новизна

1. С использованием экспериментальных методов и термодинамического моделирования (Thermo-Calc) изучен фазовый состав тройных и четверных систем Al-B-

X–Y (где X, Y– Mg, Cu, Si, Mn), включая построение изотермических и политермических сечений. Установлено сильное взаимодействие бора с магнием и частичное с марганцем, что приводит к снижению содержания этих элементов в алюминиевом твердом растворе и требует корректировки количества вводимых элементов по сравнению с марочным сплавом.

2. Обоснованы и практически реализованы режимы плавки и литья слитков экспериментальных сплавов. Рекомендовано проводить плавку при температуре около 950 °С в индукционной печи, обеспечивающей интенсивное перемешивание расплава за счет электродинамических усилий для исключения возможности осаждения тугоплавких частиц боридов. Установлено, что распределение боридов в слитках многокомпонентных сплавов в значительной мере наследует их распределение в чушках промышленной лигатуры Al - 5%B.

3. Установлено, что бориды алюминия не ухудшают деформационную пластичность и механические свойства алюминиевых сплавов, что обусловлено их равномерным распределением и компактной морфологией основной фазы AlB_{12} .

4. Обоснована схема термо-деформационной обработки слитков боралюминия, включающая гомогенизацию, горячую и холодную деформацию с промежуточными отжигами, что позволяет получать тонколистовой прокат с высокими механическими свойствами.

Практическая значимость работы

1. Предложена технология плавки и литья слитков борсодержащего материала на основе матричных сплавов Al-4%Cu-2,5%Mg, Al-2%Cu-2%Mn и Al-6%Cu. Представленная технология обеспечивает равномерное распределение в слитках частиц боридной фазы позволяющая изготавливать из них листы, в том числе толщиной менее 0,3 мм, которые обладают высокими механическими свойствами (патент РФ №2618300 от 03.05.2017, бюл. №13; патент РФ №2630185 от 05.09.2017, бюл. №25)

2. Предложены режимы термо-деформационной обработки слитков, включающие в себя операции горячей и холодной прокатки с промежуточными отжигами, позволяющие получать высокопрочный листовой прокат толщиной менее 0,3 мм. (патент РФ №2630185 от 05.09.2017, бюл. №25, патент РФ №2630186 от 05.09.2017, бюл. №25)

Апробация работы

Основные материалы работы изложены и обсуждены на следующих конференциях: VIII международная научно-практическая конференция «Прогрессивные литейные технологии», 16 - 20 ноября 2015 г., Москва, НИТУ «МИСиС»; «Состояние и перспективы развития литейных технологий и оборудования в цифровую эпоху», 18 мая 2016 г, Москва, МАМИ; Вузпромэкспо 14-15 декабря 2016; VI Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2016» 22-25 ноября 2016 г, Москва, ИМЕТ РАН; XIV Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико- химия и технология неорганических материалов», 17-20 октября 2017 г, Москва, ИМЕТ РАН.

Публикации

По теме исследования опубликовано 11 работ (в том числе 7 статей в рецензируемых журналах из перечня ВАК, 6 статей в международных рецензируемых базах и 3 патента).

Достоверность научных результатов

Достоверность полученных результатов подтверждается использованием современных методик исследования (программа расчёта фазовых диаграмм Thermo-Calc) и аттестованных измерительных установок и приборов (спектрометр ARL 4460, электронные сканирующие микроскопы JEOL JSM-6480LV и Tescan Vega 3, оптический микроскоп Axio Observer MAT, универсальная испытательная машина Zwick/Roell Z250 и др.). Текст диссертации и автореферата проверен на отсутствие плагиата с помощью программы "Антиплагиат" (<http://antiplagiat.ru>).

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

Диссертационная работа состоит из 5 глав, общих выводов и 3 приложений. Работа изложена на 116 страницах формата А4, содержит 71 рисунок, 21 таблицу. Библиографический список включает 122 наименования.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Глава 1. Аналитический обзор литературы

В первой главе рассмотрены технологии получения боралюминия, а также взаимодействие бора с алюминием и легирующими элементами. Определены перспективные системы легирования.

1.1 Технологии производства боралюминия

За рубежом объём выпускаемой продукции с применением боронаполненных материалов достигает уровня многих десятков тысяч тонн в год. Некоторые компании-производители боралюминия используют технологию замешивания порошковых частиц борсодержащих соединений (например, B_4C) в жидкий расплав. Основные сложности, возникающие в процессе такого производства - это недостаточная смачиваемость порошковых частиц расплавом, кластеризация частиц, нежелательное химическое взаимодействие соединений бора с алюминием, повышение вязкости расплава. Другие производители применяют порошковые технологии, такие как горячее вакуумное прессование и прокатка в листы композиционной заготовки.

Несмотря на широкое разнообразие зарубежных производителей, производство борсодержащих алюминиевых сплавов является трудной задачей, при этом основная сложность заключается в трудоемкости достижения равномерности распределения борсодержащей фазы в матрице алюминиевого сплава. Равномерное распределение и высокий уровень механических свойств достигаются лишь в материалах, полученных преимущественно по порошковой технологии, которая отличается невысокой

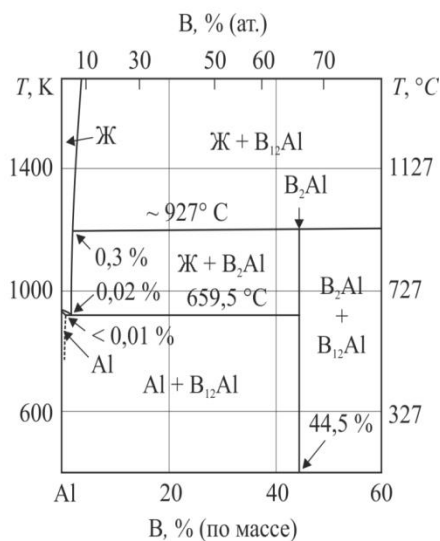
производительностью (по сравнению с классическим металлургическим производством), что существенно повышает конечную стоимость борсодержащего материала.

В последнее время широкое распространение получают жидкофазные технологии производства боралюминия (в частности, в виде слитков, предназначенных для изготовления из них листового проката), поскольку они зачастую существенно дешевле, технологически проще и обеспечивают высокие механические свойства материала за счет сильной связи на границе матрица - наполнитель.

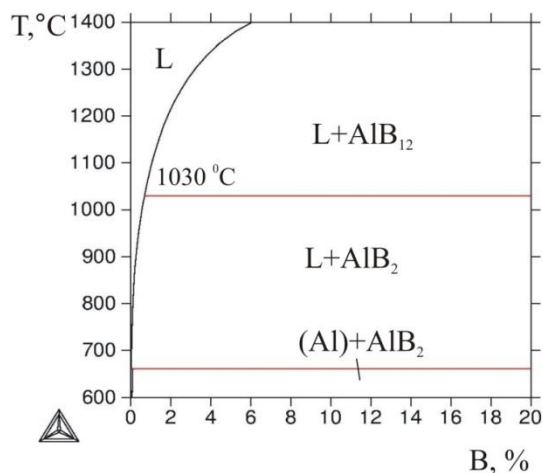
1.2 Взаимодействие алюминия с бором.

Сложность получения боралюминия жидкофазными методами в значительной мере обусловлена особенностями строения диаграммы состояния Al-B. Согласно большинству источников, в этой двойной системе, представленной на рисунке 1а, бор образует с алюминием два соединения: AlB_2 и AlB_{12} . Плотность и содержание бора в этих соединениях приведены в таблице 1. Соединение AlB_2 образуется в результате перитектической реакции из соединения AlB_{12} , температура этого фазового перехода по разным данным может составлять величину от 927 до >1400 °C.

Согласно расчету в программе Thermo-Calc (база данных TCBIN) температура перитектической реакции $L + AlB_{12} \rightarrow AlB_2$ составляет 1030 °C, рисунок 1б.



а



б

а - по данным [1]; б - расчет в программе Thermo-Calc

Рисунок 1 - Фрагменты диаграммы состояния Al - B

Таблица 1 – Характеристики соединений AlB_{12} и AlB_2 [1, 2]

Характеристика	AlB_2	AlB_{12}
Содержание бора, %	44,51	82,78
Плотность, г/см ³	3,19	2,55
Параметры кристаллической решетки	$a = 3,009 \text{ \AA}, c = 3,262 \text{ \AA}$	-

Особенностью получения алюминиевых сплавов с бором является большая разница в температурах плавления алюминия и боридных фаз. Борсодержащие частицы не могут быть сформированы кристаллизацией из гомогенного алюминиевого расплава (как это обычно происходит в сплавах). Это связано с тем, что бор сильно повышает ликвидус алюминиевых сплавов (в частности, для сплава Al-2%B расчетное значение составляет около 1100 °C).

Таким образом, строение двойной диаграммы предполагает, что режим плавки и литья должен в наибольшей степени определять конечную структуру боралюминия, поскольку из-за малой растворимости бора в алюминиевом твердом растворе какое-либо влияние термообработки на состав боридов представляется маловероятным.

1.3 Перспективные системы легирования.

Прочность борсодержащих материалов на основе нелегированного алюминия невысока. Для достижения высокого уровня механических свойств (прежде всего, прочностных) требуется дополнительное легирование и последующая термическая обработка слитков, обеспечивающая выделение упрочняющих фаз.

Основными легирующими компонентами в алюминиевых сплавах являются медь, кремний, магний, марганец и цинк.

1.4 Взаимодействие бора с легирующими элементами

Основная проблема получения боралюминия повышенной прочности состоит в том, что бор активно взаимодействует со многими элементами. Поэтому оптимальные концентрации вводимых элементов могут сильно отличаться от составов марочных сплавов, которые сами по себе (т.е. без бора) могут обеспечить заданный уровень свойств.

Исследования, проведенные в работе [3], показали, что в боралюминии, содержащем магний, последний активно образует фазу с бором уже при вероятных температурах плавки (1000-900 °C) из-за низкой энергии Гиббса этого соединения. По этой причине магния в твердом растворе алюминия после кристаллизации может почти не остаться, что крайне не желательно, так как это делает не возможным дисперсионное твердение сплава. Избыточное введение магния в сплав может решить эту проблему, так как часть магния пойдет на образование борсодержащей фазы, а другая будет оставаться в твердом растворе.

Теоретические расчеты фазового состава боралюминия, содержащего в качестве легирующих элементов медь и марганец, показывают отсутствие взаимодействия бора с медью, а марганец, согласно расчетам, может входить в соединение с бором. Однако, в работе [3] взаимодействия марганца с боридами в экспериментальных образцах боралюминия не наблюдали.

Из этого следует, что перспективными матричными системами легирования таких сплавов являются Al –Mg –Si, Al–Cu, Al–Cu–Mn, Al–Cu –Mg, на основе которых созданы марочные термически упрочняемые деформируемые сплавы (6xxx и 2xxx серии). Системы Al –Zn –Mg и Al –Zn –Mg –Cu (7xxx серия) мало перспективны из-за сильного угара цинка при температуре расплава выше 800°C.

Глава 2 Методики исследований

Объектами исследования были алюминиевые сплавы с добавлением бора. Составы экспериментальных сплавов приведены в таблице 2. Сплавы 2 и 3 имеют типичный для авиалаей химический состав (по Mg, Si, Cu), однако содержание магния в них увеличено до 1,5% с учетом возможного взаимодействия магния с бором. Состав сплавов 4 и 5 типичен для марочного сплава 1201 (AA2219) по содержанию меди. Сплав 5 содержит 1,5% Mn - предельное количество марганца, которое может содержать алюминиевый твердый раствор. Состав сплава 6 типичен для дуралюминов (Д16), содержание магния в нем увеличено до 2,5% также с учетом возможного взаимодействия магния с бором.

Таблица 2 – Состав экспериментальных борсодержащих алюминиевых сплавов

№	Содержание элементов, %					
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	B
1	97					3
2	Ост.	0,3	1,6	-	0,9	2
3	Ост.	6	-	-	-	2
4	Ост.	6	-	1,5	-	2
5	Ост.	4	2,5	-	-	2

В качестве шихтовых материалов были использованы: первичный алюминий А99 (ГОСТ 11069 - 2001), А7Е (ГОСТ 1583 – 93), АК12 (ГОСТ 1583 – 93), Al - 50% Cu (ГОСТ Р 53777 - 2010)], Mg90(ГОСТ 804 - 93), АМг2 (ГОСТ 4784 - 97), М1 (ГОСТ 859 - 2001), лигатура Al - 10%Mn (ГОСТ Р 53777 - 2010), бор вводился лигатурой лигатуру Al - 5% В в чушке, производитель «KBM Affilips», химический состав указан в таблице 3.

Таблица 3 – Химический состав лигатуры Al - 5%B, производитель «KBM Affilips»

Лигатура	Содержание элементов, %			
	B	Fe	Si	Al
Al – 5%B	5,3 - 5,5	0,14 - 0,17	0,06 - 0,09	Остальное

Плавку вели в графито-шамотном тигле в индукционной печи «РЭЛТЕК», обеспечивающей интенсивное перемешивание расплавов для исключения возможности осаждения тугоплавких частиц боридов. Расплав заливали в графитовые формы, получая плоские отливки размером 40×120×200 мм.

Для определения химического состава сплавов использовали оптический эмиссионный спектрометр ARL 3460 компании Thermo Electron Corporation.

Для расчета количественного фазового состава выбранных систем легирования использовали программа Thermo-Calc (базы данных TCAL4 и TTAL 5).

Исследование микроструктуры и количественный микроанализ проводили на сканирующем микроскопе Tescan Vega 3 SHB с системой локального микроанализа Oxford Instruments. Для определения среднего размера борсодержащих частиц использовали программное обеспечение для анализа изображений Thixomet Pro, позволяющее проводить автоматические измерения объектов по значениям пикселей в цветовых системах RGB (красный, зеленый, синий) и HSB (цветовой тон, насыщенность, яркость) на фотоизображениях.

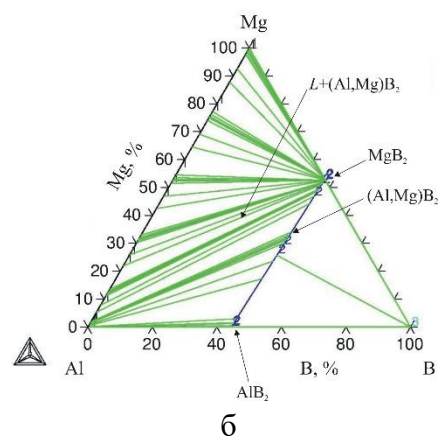
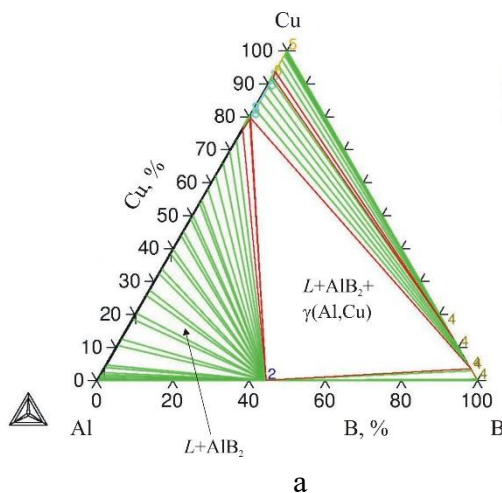
Образцы подвергали термической обработке в муфельной электрической печи SNOL 8,2/1100. Для проведения операции старения использовали низкотемпературную лабораторную электропечь SNOL 58/350.

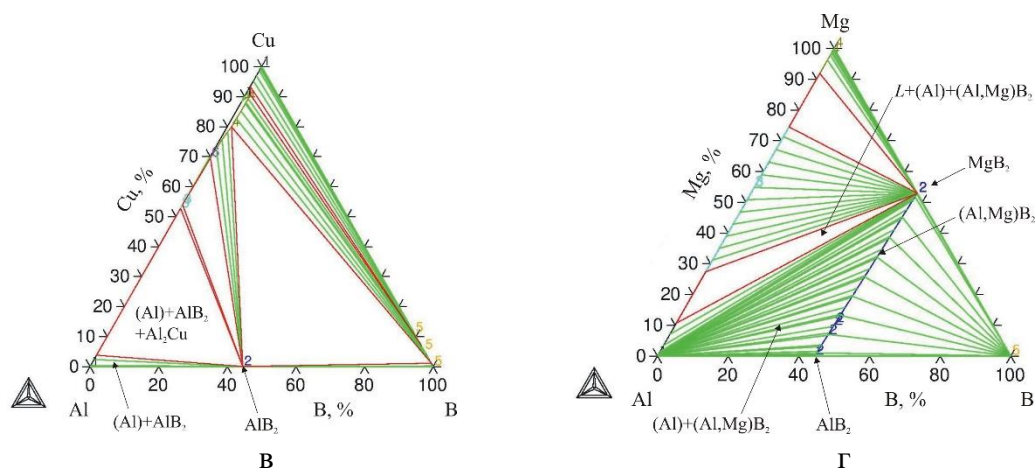
Твердость измеряли методом Виккерса согласно ГОСТ 2999 – 75 на универсальном твердомере NEMESIS 9000 фирмы INNOVATEST, механические испытания листового проката на одноосное растяжение проводились на разрывной машине Zwick Z250, согласно ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 11701-84.

Глава 3 Расчет фазового состава боралюминия

Для выявления возможного взаимодействия бора с легирующими элементами проводили расчет фазового состава экспериментальных сплавов при температуре плавки и температуре закалки.

Для прогнозирования раздельного влияния меди и магния на структуру и фазовый состав слитков боралюминия проводили расчет тройных диаграмм. Изотермическое сечение системы Al-B-Cu, рассчитанное при 950 °С, показывает, рисунок 2а, что при добавлении меди, состав фазы AlB_2 не меняется, а вся медь находится в расплаве. С другой стороны, из рисунка 2б следует, что в системе Al-B-Mg имеется непрерывный ряд твердых растворов между боридом AlB_2 и MgB_2 . В результате составы боридной фазы и расплава могут сильно меняться в зависимости от концентраций Mg и B в сплаве, что вытекает из направления конод. Это различие сохраняется и при 500 °С, когда в равновесии с боридом находится (Al). В частности, в системе Al-B-Cu концентрация меди в (Al) может достигать 4%, при ее большем содержании сплавы попадают в трехфазную область (Al)+ AlB_2 + Al_2Cu , рисунок 2в.



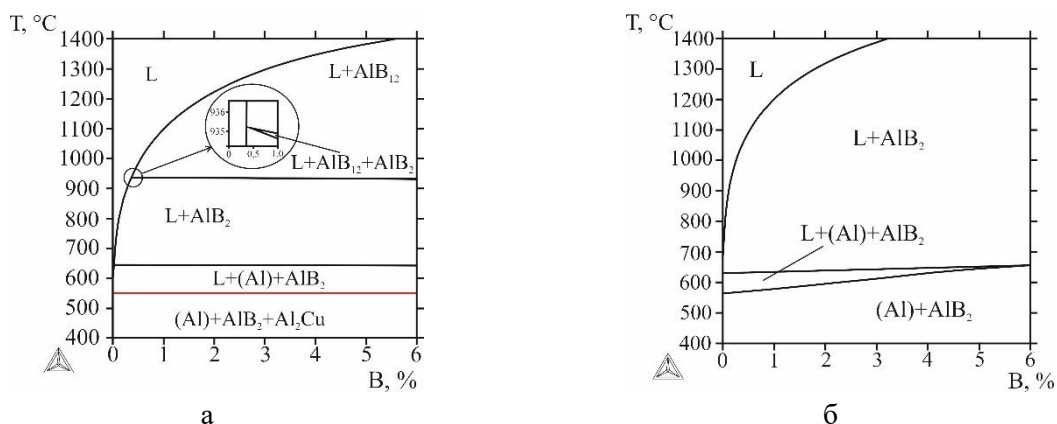


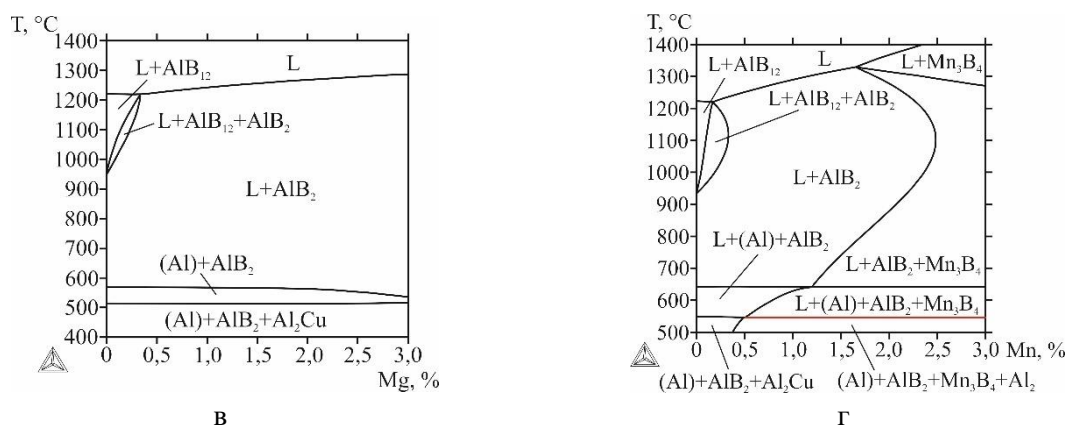
а – Al-B-Cu при 950 °C; б – Al-B-Mg при 950 °C; в- Al-B-Cu при 500 °C; г – Al-B-Mg при 500 °C

Рисунок 2 – Изотермические сечения тройных систем

В системе Al–B–Mg трехфазная область $(Al)+(Al,Mg)B_2+L$ (внутри этой области составы фаз постоянны) появляется при достаточно высоких концентрациях магния, рисунок 2г. При содержании последнего менее 10% сплавы попадают в область $(Al)+(Al,Mg)B_2$, внутри которой составы фаз меняются согласно конодам. Из рисунка 2г следует, что при постоянной концентрации магния добавление бора должно приводить к снижению содержания Mg в (Al) и его увеличению в фазе $(Al,Mg)B_2$. Таким образом, при получении боралюминия на основе сплава системы Al–Cu–Mg концентрацию магния надо увеличить по сравнению с его содержанием в марочном сплаве (например, типа Д16), а концентрацию меди можно не корректировать. Предполагая получить матрицу, содержащую около 4%Cu и 1,5-2%Mg, концентрация последнего была увеличена до 2,5% с учетом его взаимодействия с соединением AlB_2 .

Применительно к технологии получения слитков интерес представляют области высоких температур, при которых ведется плавка. Низкотемпературный расчет в данной базе данных не точен, необходимо построение в TTAL 5, которая исключает взаимодействие бора.





а – Al–В–Cu при 6%Cu; б – Al–В–Mg при 6%Mg; в – Al–В–Cu–Mg при 4%Cu и 2%B; г – Al–В–Cu–Mn при 6%Cu и 2%B

Рисунок 3 – Политермические сечения трояных и четверных систем

Из расчетов политермических сечений следует, что бор значительно повышает температуру ликвидуса алюминиевых сплавов. В системе Al-B-Cu при 950 °C первично образуется соединение AlB_{12} , рисунок 3а. При расчете политермического сечения системы Al-B-Mg (фиксированная концентрация магния 6% обусловлена максимально возможной концентрацией магния в алюминиевых деформационных сплавах) выявлено, что при высоких температурах образуется соединение AlB_2 , что является нежелательным, рисунок 3б. При низких температурах появляется область существования двух боридов AlB_2 и MgB_2 . Для исследования влияния концентрации магния был произведен расчет политермического сечения системы Al–В–Cu–Mg, из которого следует, что при низкой концентрации магния вместо AlB_2 первично образуется AlB_{12} , как в исходной системе без магния, рисунок 3в. В системе с марганцем также наблюдается образование соединения AlB_2 при низких концентрациях марганца, рисунок 3г. При больших концентрациях образуется соединение Mn_3B_4 и при понижении температуры область существования этой фазы расширяется.

Таблица 4 – Количественный фазовый анализ боралюминиевых сплавов

Температура, °C	Фаза	Массовая доля	Химический состав фазы, % вес.					
			Al	Si	Mg	Cu	Mn	B
Al – 0,9%Si – 1,6%Mg – 0,3%Cu – 2%B								
950	жидкость	96,27	97,65	0,94	0,79	0,31	-	0,31
	MeB ₂	3,73	31,99	0	22,42	0	-	45,59
540	(Al)	95,67	98,68	0,94	0,07	0,31	-	0
	MeB ₂	4,33	18,33	0	35,44	0	-	16,22
Al – 6%Cu – 2%B								
950	жидкость	96,38	93,37	-	-	6,23	-	0,4
	AlB ₂	3,62	55,51	-	-	0	-	44,49
540	(Al)	93,70	94,61	-	-	5,39	-	0
	AlB ₂	4,49	55,51	-	-	0	-	44,49
	Al ₂ Cu	1,81	47,64	-	-	52,36	-	0
Al – 6%Cu – 1,5%Mn – 2%B								
950	жидкость	95,72	92,94	-	-	6,27	0,44	0,35
	MeB ₂	4,28	35,98	-	-	0	25,25	38,77

Продолжение таблицы 4

540	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$	2,69	54,19	-	-	18,23	27,58	0
	(Al)	91,4	94,38	-	-	5,38	0,24	0
	MeB_2	4,77	46,82	-	-	0	11,24	41,94
	Al_2Cu	1,14	47,63	-	-	52,37	0	0
Al-4%Cu-2,5%Mg-2%B								
950	жидкость	96,20	94,18		1,39	4,16		0,27
	MeB_2	3,80	23,61		30,41	0		45,98
500	(Al)	94,99	95,83		0,38	3,79		-
	MeB_2	4,26	2,88		50,18	0		46,94
	Al_2Cu	0,75	47,25		0	52,75		-

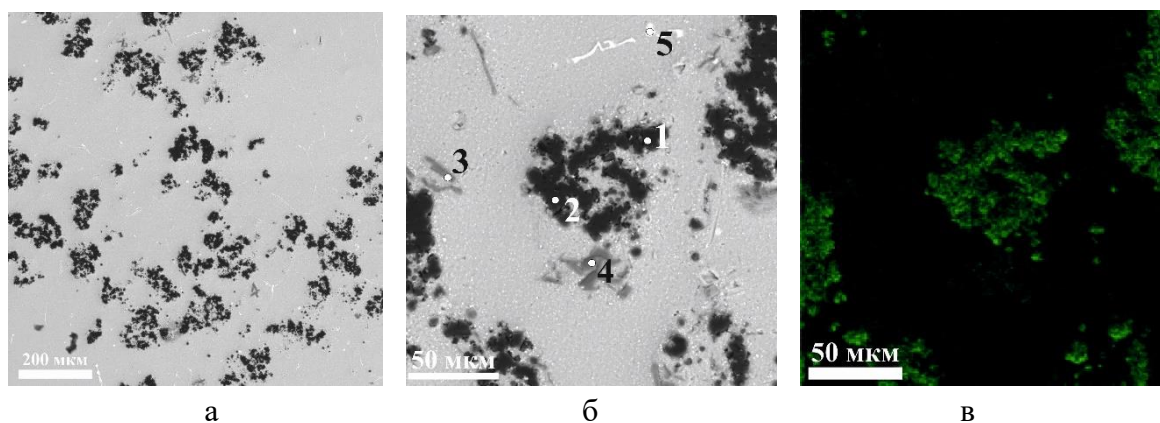
Расчет количественного фазового анализа проведен при наиболее важных температурах плавки и закалки. В таблице 4 представлены данные расчета количественного фазового анализа полученных сплавов, из которых видно, что уже при температуре плавки алюминий и магний взаимодействует с бором с образованием диборида, в отличие от меди. По расчету при температуре гомогенизационного отжига в алюминиевом твердом растворе магния не остается в достаточном количестве для образования фаз упрочнителей. С другой стороны, поскольку лигатура Al - 5%B, использовавшаяся в составе шихты, содержала в основном фазу AlB_{12} (а не AlB_2), предполагается, что потери магния из-за взаимодействия с боридом AlB_2 будут меньшими, чем это следует из расчета. Медь не взаимодействует с бором, а находится в твердом растворе алюминия и соединении Al_2Cu . Марганец взаимодействует с бором при температуре плавки, однако при температуре термообработки его содержание в фазе снижается.

Глава 4 Изготовление слитков

Первоначально были исследованы лигатуры Al-B промышленного производства. Микроструктуры двойных промышленных лигатур Al - 5%B и Al - 10%B показаны на рисунках 4 и 5, они во многом аналогичны. Видно, что в алюминиевой матрице распределены скопления боридов алюминия размером около 100-150 мкм, состоящие из более мелких кристаллов (5 - 20 мкм) темного цвета, рисунок 5а. На изображении микроструктуры, полученном в характеристическом излучении бора, рисунок 4в, помимо компактных боридных агломератов, видны частицы борсодержащей фазы пластинчатой морфологии – светло-серые частицы на рисунке 4б.

В соответствии с данными локального рентгеноспектрального анализа, результаты которого приведены в таблице 5, и известным содержанием бора в боридных фазах, таблица 1, с большой долей вероятности можно утверждать, что микроструктура лигатуры содержит две фазы – AlB_{12} (темные агломераты) и AlB_2 (светло-серые пластинчатые частицы). Кроме того в микроструктуре присутствует некоторое количество железокремниевой фазы (ярко-белые области), вероятно $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ [4], что связано с наличием примесей Fe и Si в лигатуре, таблица 3.

В таблице 6 приведены расчётные массовая и объемная доли AlB_{12} и AlB_2 при том допущении, что весь бор в исследуемых сплавах связан в один или же второй борид.



а, б - изображение в отраженных электронах; в - изображение в
характеристическом излучении бора

Рисунок 4 - Микроструктура чушки двойной лигатуры Al - 5%B (СЭМ)

Из результатов расчета следует, что объемная доля боридов в микроструктуре лигатуры Al - 5%B может составлять величину от 6,4% до 9,6% в зависимости от полноты прохождения перитектической реакции $L + AlB_{12} \rightarrow AlB_2$ при кристаллизации. Согласно данным рентгенофазового анализа объемная доля борида AlB_{12} в несколько раз превышает долю соединения AlB_2 , следовательно, можно говорить о значительном подавлении этой реакции в условиях производства лигатуры [5].

Таблица 5 - Данные локального рентгеноспектрального анализа лигатуры Al - 5%B

№ анализируемой области на рисунке 17 б	Содержание элементов, %			
	B	Al	Si	Fe
1	85,2	14,8	-	-
2	85,0	15,0	-	-
3	47,6	52,4	-	-
4	46,0	54,0	-	-
5	-	80,3	1,2	18,5

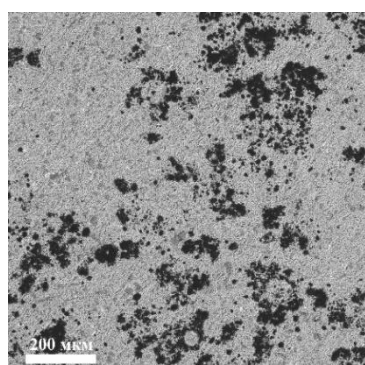


Рисунок 5 - Микроструктура чушки
двойной лигатуры Al - 10%B (СЭМ,
отраженные электроны)

Таблица 6 - Расчётные массовая (Q_M) и объёмная (Q_V) доли AlB_{12} и AlB_2 в сплавах Al - 3%B, Al - 5%B и Al - 10%B

Сплав	AlB_{12}		AlB_2	
	$Q_M, \%$	$Q_V, \%$	$Q_M, \%$	$Q_V, \%$
Al - 3%B	3,6	3,8	6,7	5,8
Al - 5%B	6,0	6,4	11,2	9,6
Al - 10%B	12,1	12,8	22,5	19,1

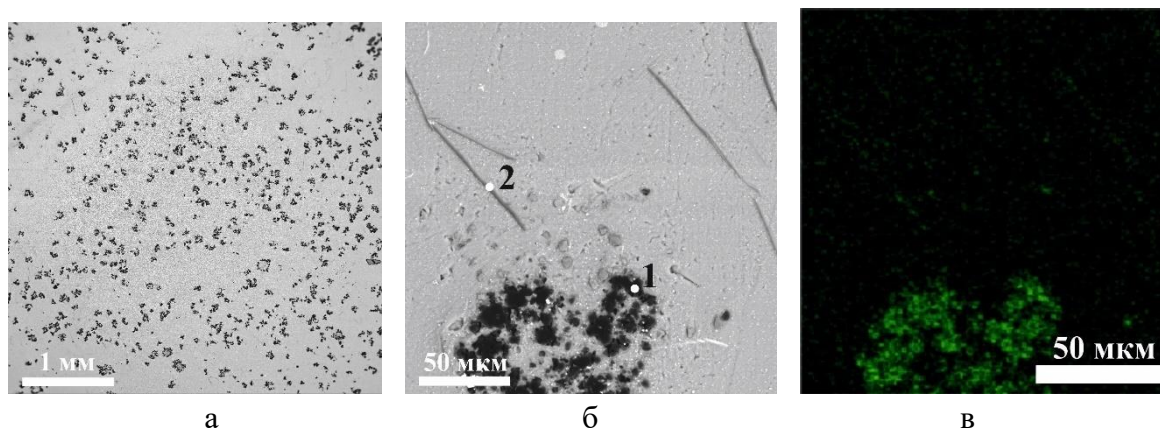
Для исследования формирования борсодержащих фаз и возможности получения слитка и листового проката с равномерным распределением бора в структуре материала готовили модельный сплав состава Al - 3%B.

Плавка сплава производилась при температуре 950-1000 °С, разливка осуществлялась при температуре 980 °С в холодную графитовую изложницу 40x120 мм.

Микроструктура сплава Al - 3%B, приведенная на рисунке 6а, характеризуется равномерностью распределения и дисперсностью боридных фаз.

Таблица 7 - Данные локального рентгеноспектрального анализа сплава Al - 3%B

Анализируемый участок на рисунке 21 б	Содержание элемента, %		Идентификация фазы
	B	Al	
1	81,2	18,8	AlB_{12}
2	49,8	50,2	AlB_2



а, б - изображение в отраженных электронах; в - изображение в характеристическом излучении бора

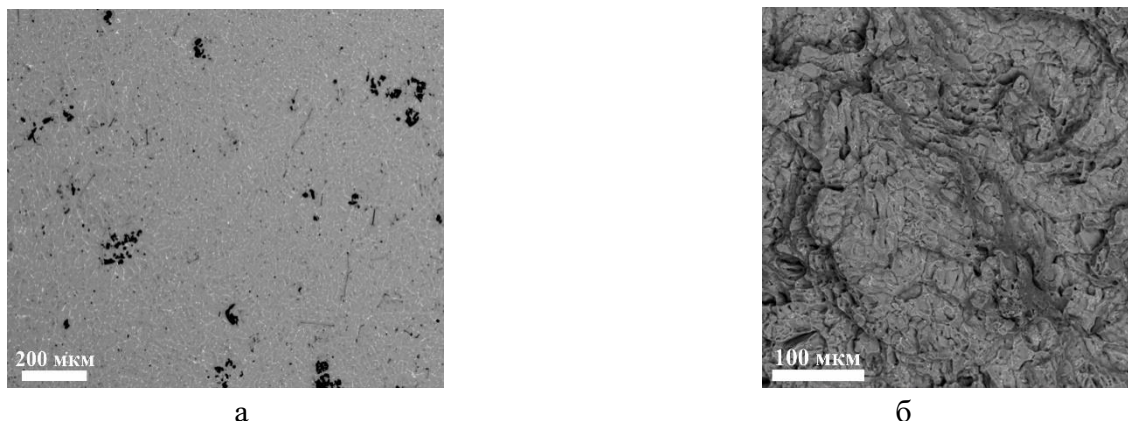
Рисунок 6 - Микроструктура слитка модельного сплава Al - 3%B (СЭМ)

Данным локального рентгеноспектрального анализа из таблицы 7 соответствует наличие в структуре, показанной на рисунке 6б, в, двух соединений бора: темные частицы AlB_{12} и светло-серые пластины AlB_2 .

Исходя из полученных данных были приготовлены и исследованы экспериментальные сплавы.

На базе системы Al - Si -Mg был приготовлен сплав Al - 0,9%Si - 1,6%Mg - 0,3%Cu - 2%B. В литом состоянии структура этого сплава, изображенная на рисунке 7а, представляет собой алюминиевый твердый раствор с равномерно распределенными темными агломератами борсодержащей фазы AlB_{12} , состоящими из более мелких

кристаллов со средним размером, не превышающим 30 мкм, и незначительной долей светло-серых пластинчатых частиц фазы AlB_2 . Фрактограмма, представленная на рисунке 7б, показывает преимущественно вязкий характер разрушения материала.



а - литое состояние; б - фрактограмма

Рисунок 7 - Микроструктура сплава $Al - 0,9\%Si - 1,6\%Mg - 0,3\%Cu - 2\%B$

Данные микрорентгеноспектрального анализа подтверждают наличие магния в алюминиевом твердом растворе после гомогенизации в количестве, достаточном для реализации дисперсионного твердения.

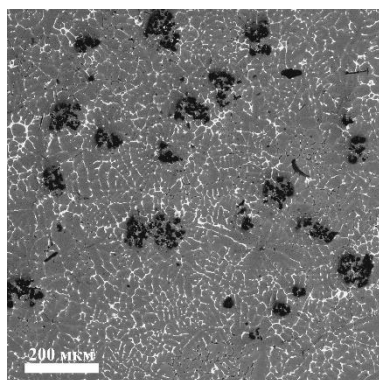
После гомогенизации образцы подвергали закалке и старению для исследования уровня упрочнения. Результаты измерения твердости представлены в таблице 8.

Таблица 8 - Значения твердости образцов сплавов $Al - 1,6\%Mg - 0,9\%Si - 0,3\%Cu - 2\%B$ и $Al - 1,5\%Mg - 0,9\%Si - 0,25\%Cu - 2,5\%B$

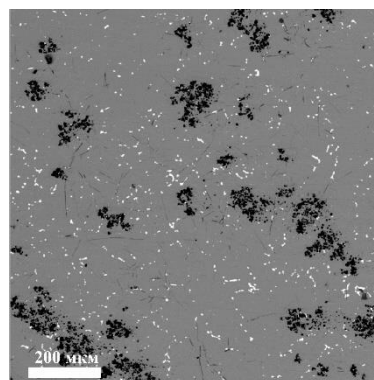
Материал	Твердость HV после гомогенизационного отжига 540 °С, 6 ч	Твердость HV после закалки 540 °С, 1 ч
$Al - 1,6\%Mg - 0,9\%Si - 0,3\%Cu - 2\%B$	55 ± 2	85 ± 3

Значительное упрочнение сплава после закалки говорит о том, что в алюминиевом твердом растворе находится достаточное количество магния и кремния. Максимальное значение твердости образцов 123 ± 2 наблюдается при температуре старения 180 °С. После увеличения температуры старения наблюдается эффект перестаривания и разупрочнения сплава.

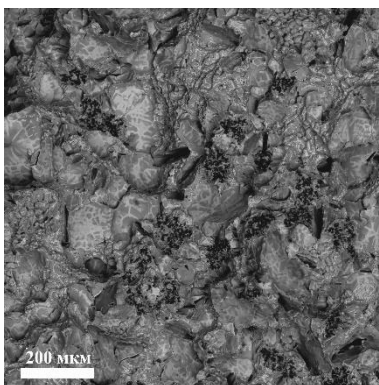
Исследование структуры сплава $Al - 6\%Cu - 2\%B$, представленной на рисунке 8 а,б, показывает равномерное распределение боридных частиц, кристаллы которых не превышают размер 30 мкм. В структуре выявляются светлые прожилки Al_2Cu эвтектического происхождения, которые хорошо видны на фрактограмме на рисунке 8 в,г. Отжиг при 540 °С не оказывает влияние на морфологию и состав боридов. Большая часть Al_2Cu из неравновесной эвтектики растворилась в алюминии, оставшиеся включения приняли глобулярную форму.



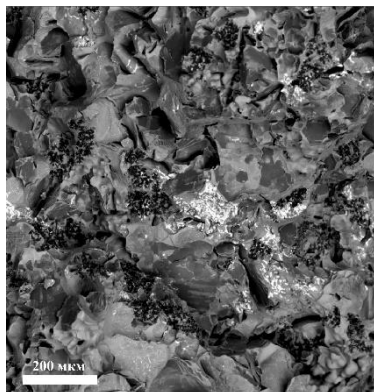
а



б



в



г

а – шлиф (литое состояние); б –шлиф (после гомогенизации); в–излом (литое состояние); г–излом (после гомогенизации)

Рисунок 8 –Микроструктура сплава Al - 6%Cu - 2%B(отраженные электроны)

Исследования микроструктуры подтверждают результаты микрорентгеноспектрального анализа сплава Al - 6%Cu - 2%B. На изображении микроструктуры можно выделить (обозначить) три области анализа, которые соответствуют алюминиевому твердому раствору с содержанием около 4% меди, фазе Al_2Cu эвтектического происхождения и бориду AlB_{12} .

После гомогенизации образцы подвергали закалке и старению для исследования уровня упрочнения, результаты представлены в таблице 9.

Таблица 9 - Значения твердости образцов сплава Al - 6 % Cu - 2 % B

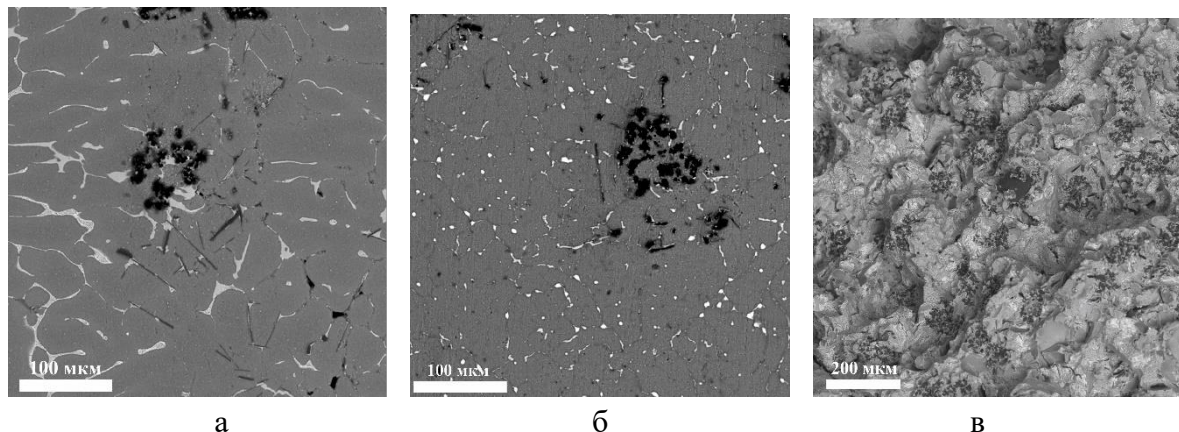
Материал	Твердость HV после гомогенизационного отжига 540 °С, 6 ч	Твердость HV после закалки 540 °С, 1 ч
Al - 6 % Cu - 2 % B	84 ± 4	95 ± 3

На графике зависимости значения твердости от температуры старения максимум значения твердости 129 ± 3 начинает наблюдаться при температуре старения 180 °С. После увеличения температуры старения выше 210 °С наблюдается эффект перестаривания и разупрочнения сплава.

Исследование микроструктуры сплава Al - 6%Cu - 1,5%Mn - 2%B, изображенной на рисунке 9 а,б, показывает равномерное распределение боридных частиц, кристаллы которых не превышают размер 30 мкм. В структуре выявляются светлые прожилки

Al_2Cu и $\text{Al}_{28}\text{Mn}_7\text{Cu}_4$, которые хорошо видны на изломе. Фрактограмма, представленная на рисунке 9 в, показывает, что излом имеет хрупко-вязкий характер разрушения.

Отжиг при 540°C не оказывает влияние на морфологию и состав боридов. Большая часть неравновесной эвтектики $((\text{Al})+\text{Al}_2\text{Cu})$ растворилась в алюминии, оставшиеся включения приняли глобулярную форму.



а - литой образец; б - образец после гомогенизации; в - излом образца сплава после гомогенизации

Рисунок 9 – Микроструктура сплава $\text{Al} - 6\%\text{Cu} - 1,5\%\text{Mn} - 2\%\text{B}$ отраженные электроны

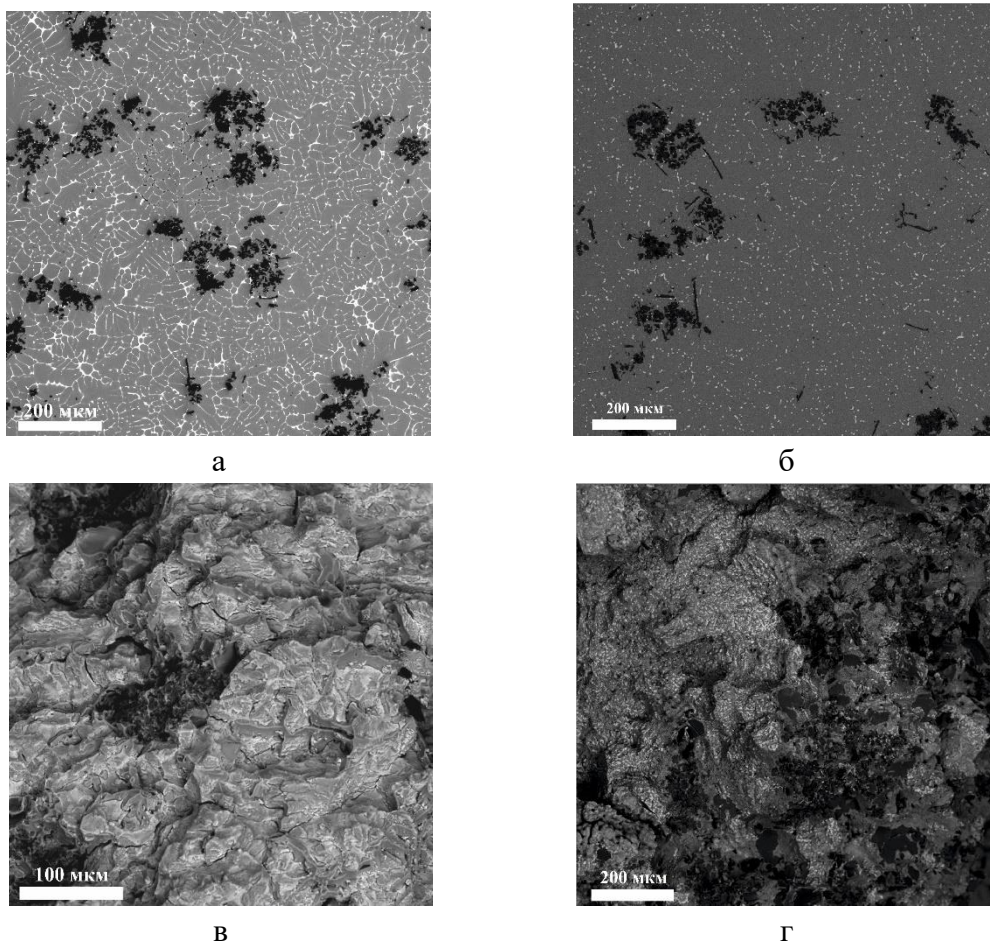
Данные микрорентгеноспектрального анализа подтверждают расчет количественного фазового анализа, однако на практике содержание марганца в фазе MeB_2 существенно ниже. Спектры соответствуют алюминиевому твердому раствору, фазам $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и Al_2Cu , боридам AlB_2 и AlB_{12} .

После гомогенизации образцы подвергали закалке и старению для исследования уровня упрочнения. Результаты представлены в таблице 10.

Таблица 10 - Значения твердости сплава $\text{Al} - 6\% \text{ Cu} - 1,5\% \text{ Mn} - 2\% \text{ B}$

Материал	Твердость HV после гомогенизационного отжига 540°C , 6 ч	Твердость HV после закалки 540°C , 1 ч
$\text{Al} - 6\% \text{ Cu} - 1,5\% \text{ Mn} - 2\% \text{ B}$	79 ± 3	111 ± 3

Увеличение твердости сплава после закалки подтверждает вхождение меди в твердый раствор. Оптимальной температурой старения для достижения максимальной твердости 149 ± 2 является 180°C , после которой наблюдается разупрочнение в следствие перестаривания.



а - шлиф(литое состояние); б –шлиф (после гомогенизации); в–излом (литое состояние); г–излом (после гомогенизации)

Рисунок 10 – Микроструктура сплава Al - 4%Cu - 2,5%Mg - 2%B(отраженные электроны)

Исследование микроструктуры сплава Al - 4%Cu - 2,5%Mg - 2%B, представленной на рисунке 10 а,б показывает равномерное распределение боридных частиц, кристаллы которых не превышают размер 30 мкм. В структуре выявляются светлые прожилки, содержащие медь, которые хорошо видны на изломе, как и у сплава Al - 6%Cu - 2%B. На рисунке 10 в,г изображена фрактограмма, которая также показывает, что излом имеет вязкий характер разрушения. Отжиг при 500 °С не оказывает влияние на морфологию и состав боридов. Большая часть неравновесной эвтектики растворилась в алюминии, оставшиеся включения приняли глобулярную форму.

Данные микрорентгеноспектрального анализа показывают наличие в микроструктуре сплава трех фаз: алюминиевый твердый раствор, Al_2Cu эвтектического происхождения и борид AlB_{12} . Результаты количественного микрорентгеноспектрального анализа содержания магния в твердом растворе отличаются от расчетных на практике содержание магния больше расчетного. Это можно объяснить тем, что основная доля боридов – это неравновесная фаза AlB_{12} , а не AlB_2 , с которой магний вступает в активное взаимодействие.

После гомогенизации образцы подвергались закалке и старению для исследования уровня упрочнения, данные представлены в таблице 11.

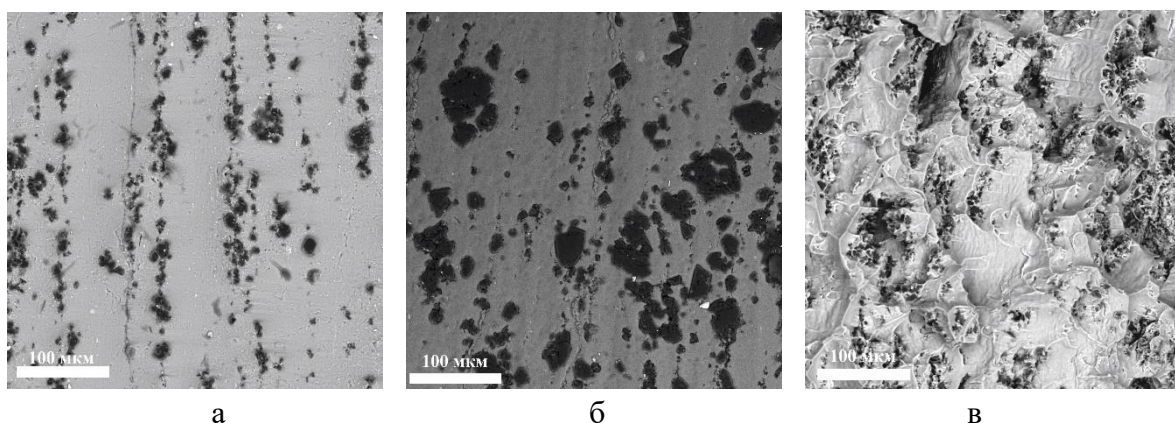
Таблица 11 - Значения твердости сплава Al - 4 % Cu - 2,5 % Mg - 2 % B

Материал	Твердость HV после гомогенизационного отжига 540 °С, 6 ч	Твердость HV после заковки 540 °С, 1 ч
Al - 4 % Cu - 2,5 % Mg - 2 % B	123 ± 4	132 ± 3

Оптимальной температурой старения для достижения максимальной твердости 155 ± 3 является 180 °С, после которой наблюдается разупрочнение в следствие перестаривания.

Глава 5 Изготовление листового проката

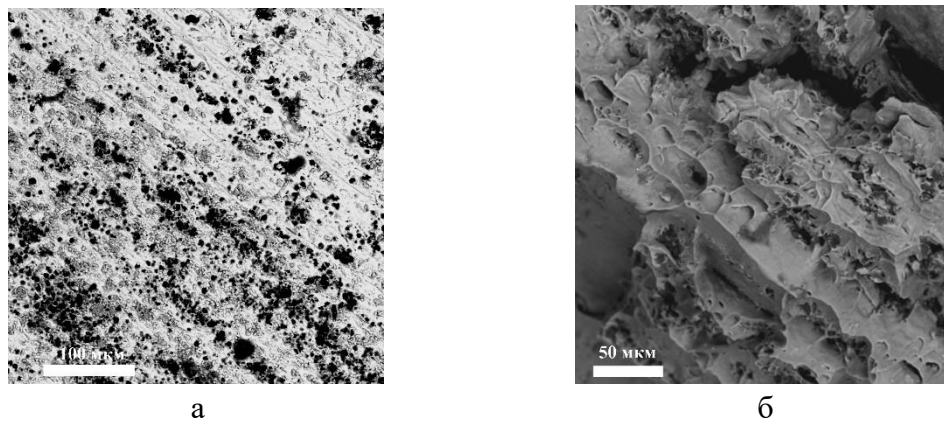
Лигатуры Al - 5%B и Al - 10%B показали высокую технологичность, при прокатке достигалась степень деформации 90% без разрушения. Микроструктура листов из лигатур представлена на рисунке 11 а, б. Агломераты боридных частиц после деформации формируют характерную строчечную структуру. На рисунке 11 в представлена структура излома указывает на преимущественно вязкий характер разрушения материала.



а –лист Al - 5%B;б –лист Al - 10%B; в - фрактограмма листа, полученного из лигатуры Al - 5%B

Рисунок 11 - Микроструктуры листов, полученных из лигатур

В микроструктуре листов из сплава Al - 3%B, представленной на рисунке 12, выявляются строчки, состоящие из боридных частиц, которые сформировались в результате деформации структура излома указывает на преимущественно вязкий характер разрушения материала. Следует отметить высокую технологичность модельного сплава: трещин и других видимых дефектов обнаружено не было.



а – микроструктура; б – фрактограмма
Рисунок 12 - Микроструктура листа из сплава Al - 3%

Механические свойства листов, полученных из модельного сплава Al - 3%B, а также лигатур Al - 5%B и Al - 10%B в сравнении с техническим алюминием А99 представлены в таблице 12. Из полученных результатов следует, что частицы боридов заметно упрочняют алюминиевую матрицу (значение σ_b увеличивается с 50 до 80 МПа, т. е. на 60%), причем сплавы с 3, 5 и 10% имеют практически одинаковое значение предела прочности. В модельном сплаве с 3 % В упрочнение сопровождается сохранением высокого относительного удлинения ($\delta = 33\%$). Пластичность листов, приготовленных из лигатур, содержащих 5 и 10% бора, уменьшается более чем в три раза, но при этом остается на уровне, обеспечивающим высокую технологичность сплавов при прокатке. Это, вероятно, объясняется их компактной морфологией в литом состоянии.

Таблица 12 - Механические свойства листов из А99, Al - 3%B, Al - 5%B и Al - 10%B в отожженном состоянии

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
А99	20 ± 1	51 ± 1	33 ± 1
Al - 3%B	33 ± 1	83 ± 1	33 ± 1
Al - 5%B	38 ± 1	80 ± 1	9 ± 2
Al - 10%B	42 ± 1	81 ± 3	8 ± 2

Исходя из результатов можно сделать выводы, что бориды не ухудшают технологические свойства исследованных двойных сплавов. Это позволяет говорить о работоспособности жидкофазной технологии, однако для достижения большей прочности требуется дополнительное легирование алюминиевой матрицы.

В связи с тем, что литая структура слитка не подходит для деформационной обработки, требуется проведение термической обработки (гомогенизационного отжига). После гомогенизационного отжига, слитки подвергались термо-деформационным обработкам согласно схеме, рисунок 13а. Оптимальными температурой горячей деформационной обработки являются 400 °С. Согласно данной схеме был получен листовой прокат толщиной менее 0,3 мм, рисунок 13б.



а

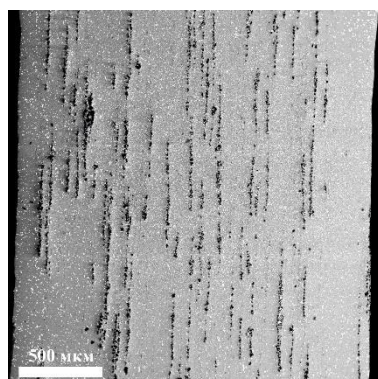


б

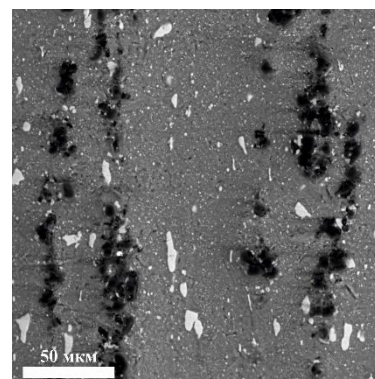
а - схема термо-деформационной обработки слитков боралюминия; б – образец тонколистового проката

Рисунок 13 - Листовой прокат полученных слитков толщиной менее 0,3 мм

На рисунке 14 показаны микроструктуры сплава Al-0,9%Si-1,6%Mg-0,3%Cu-2%B после горячей и холодной деформаций. Микроструктура образцов характеризуется формированием в процессе деформации строчечной структуры из скоплений боридных частиц.



а

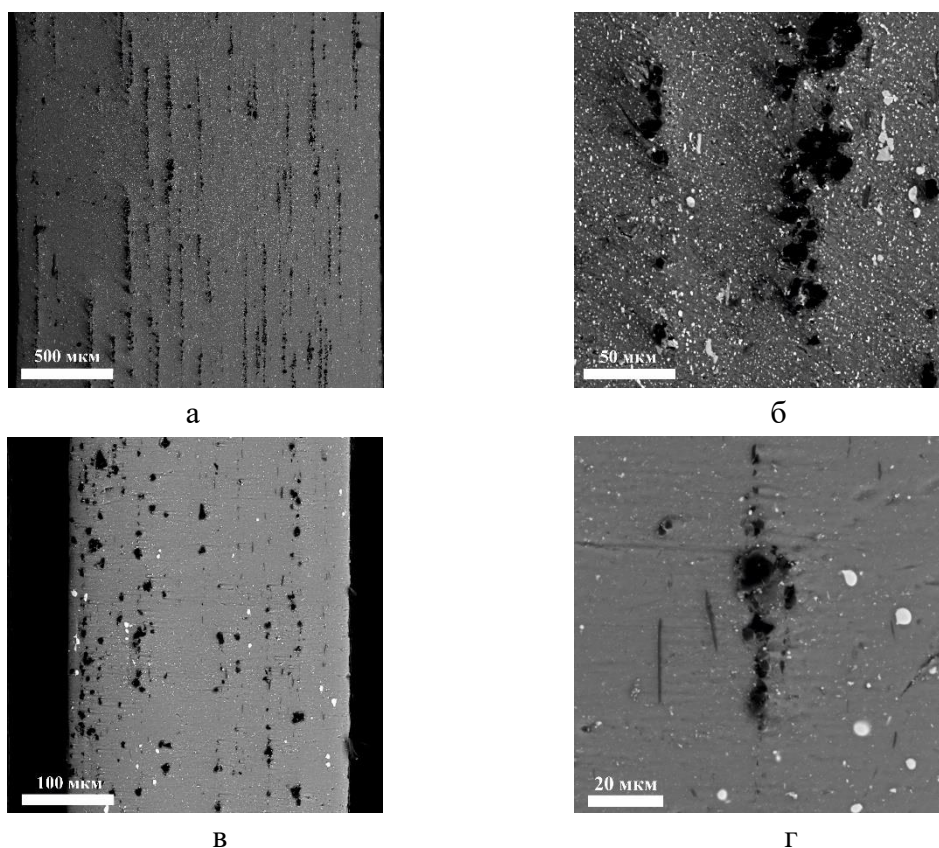


б

Рисунок 14 - Микроструктура листового проката Al-0,9%Si-1,6%Mg-0,3%Cu-2%B после горячей деформации

Изменение твердости листового проката в зависимости от температуры старения повторяет зависимость твердости от температуры старения слитков. Максимальное значение твердости $119 \pm 3 \text{HV}$ образцы достигали после старения при температуре 180°C .

На рисунке 15 приведены микроструктуры листового проката Al-6%Cu-2%B. После деформационной обработки скопления боридных частиц и отдельные боридные частицы дробятся и вытягиваются в характерные строчки. Размер отдельных боридных частиц составляет менее 20 мкм. В структуре аналогично ведут себя частицы Al_2Cu эвтектического происхождения.



а, б - после горячей деформации; в, г - после холодной деформации (старение при 180 °С, 3 часа)

Рисунок 15-Микроструктура листового проката Al-6%Cu-2%B

Таблица 13 - Результаты испытаний на одноосное растяжение листового проката после старения сплава Al-6%Cu-2%B

Температура старения	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
T4 (закалка и естественное старение)	241±6	368±5	10,2
120 °С	255±8	357±9	7,8
150 °С	287±6	401±11	8,9
180 °С	307±2	430±14	9,5
210 °С	270±4	379±8	8,4
240 °С	206±3	289±13	6,4

Изменение твердости листового проката в зависимости от температуры старения повторяет зависимость твердости от температуры старения слитков. Максимальное значение твердости 133 ± 1 HV образцы достигали после старения при температуре 180 °С.

Результаты испытаний на механические свойства приведены в таблице 13. После температуры старения 180 °С достигается высокое значение прочности при достаточном пластическом удлинении.

На рисунке 16 приведены микроструктуры листового проката сплава Al-6%Cu-1,5%Mn-2%. После термо-деформационной обработки боридные частицы дробятся и образуют характерные строчки. Аналогично себя ведут фазы Al_2Cu эвтектического происхождения и $Al_{20}Cu_2Mn_3$.

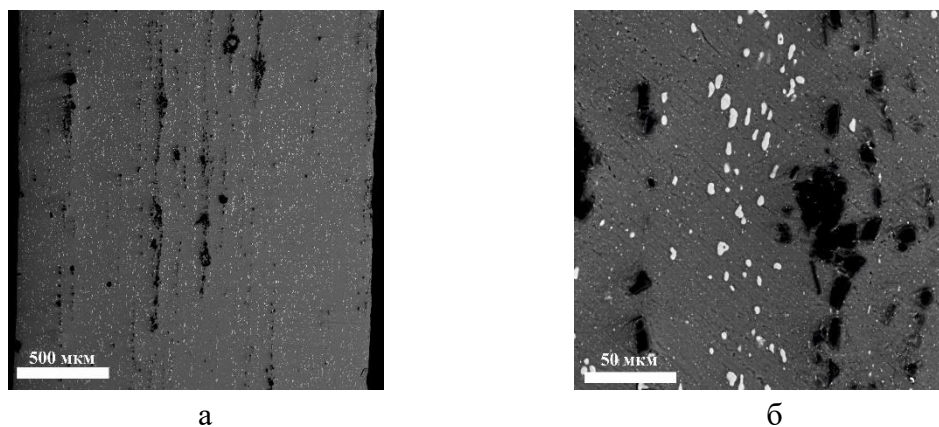


Рисунок 16 - Микроструктура листового проката Al-6%Cu-1,5%Mn-2%B после горячей деформации

Изменение твердости листового проката в зависимости от температуры старения повторяет зависимость твердости от температуры старения слитков. Максимальное значение твердости 136 ± 1 HV образцы достигали после старения при температуре 180°C .

На рисунке 17 приведены микроструктуры листового проката Al-4%Cu-2,5%Mg-2%B. После деформационной обработки скопления боридных частиц и отдельные боридные частицы дробятся и вытягиваются в характерные строчки. Размер отдельных боридных частиц составляет менее 20 мкм. В структуре аналогично ведут себя частицы Al_2Cu эвтектического происхождения.

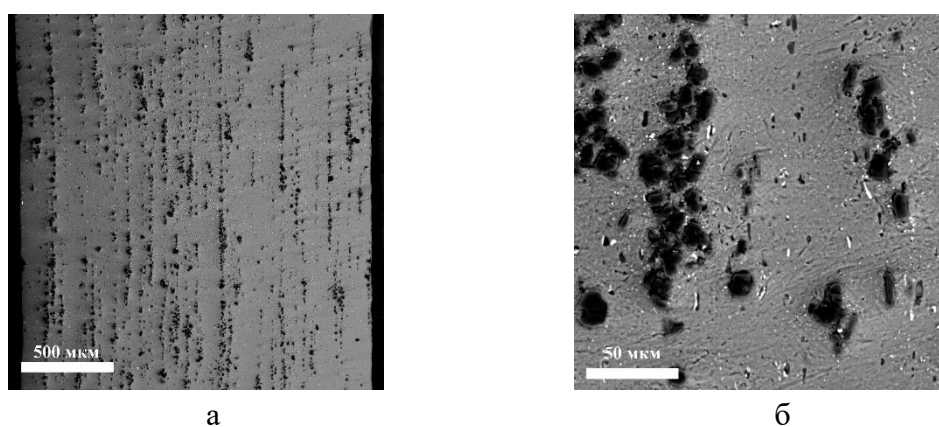


Рисунок 17 - Микроструктура листового проката Al-4%Cu-2,5%Mg-2%B после горячей деформации

Исследование зависимости твердости листового проката от температуры старения показывает более низкие значения в отличие от твердости слитков после старения. Максимальное значение твердости 126 ± 1 HV также достигается после старения при температуре 180°C .

Результаты определения механических свойств представлены в таблице 14. После температуры старения 180°C достигается высокое значение прочности при достаточном пластическом удлинении.

Таблица 14 - Результаты испытаний на одноосное растяжение листового проката после старения сплава Al-4%Cu-2,5%Mg-2%B

Температура старения	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
T4 (закалка и естественное старение)	292±7	392±3	5,9
120 °С	248±5	368±4	7,9
150 °С	251±3	373±7	8,1
180 °С	261±4	388±9	8,4
210 °С	241±6	358±5	7,8
240 °С	202±2	300±8	6,5

Сплавы системы Al – Cu – Mn (АЛТЭК).

Известны алюминиевые сплавы, обладающие высокой прочностью и технологичностью без операций термической обработки. Такие сплавы относятся к системе Al-Cu-Mn (Zr). [6-7] Из сплавов этой системы успешно получали листовой прокат с временным сопротивлением при растяжении не менее 300 МПа и относительным удлинением не менее 6%. Данные сплавы отличаются хорошей жаропрочностью при температурах до ~350 °С за счет формирования при отжиге вторичных выделений термически стабильных фаз, содержащих Mn и Zr [8-13].

Был приготовлен слиток сплава Al-2% Cu-1,5% Mn-2% В. Плавку производили в индукционной печи «РЭЛТЕК», обеспечивающей интенсивное перемешивание расплава во избежание осаждения тугоплавких частиц боридов. Плавку вели в графито-шамотном тигле при температуре 950-1000 °С. Перед заливкой температуру расплава поднимали до 1070 °С. Заливку осуществляли в графитовую изложницу с размерами 40×120×200 мм.

Металлографические исследования литого образца сплава Al-2% Cu-1,5% Mn-2% В, рисунок 18а, показали равномерное распределение боридных частиц фазы AlB_{12} (темные частицы), кристаллы которых не превышают размер 20 мкм, также в структуре выявляются светлые прожилки фазы Al_2Cu , о чем также свидетельствуют данные на карте распределения химических элементов. Марганец образует сложный борид с алюминием (ему отвечает формула AlB_2Mn_2) в виде иглообразной фазы светло-серого цвета, рисунок 18б. При этом основная часть марганца находится в (Al).

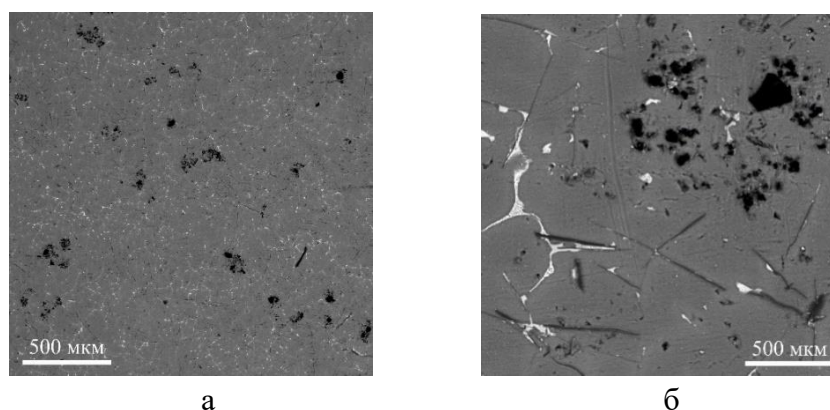


Рисунок 18 - Микроструктура литого сплава Al-2% Cu-1,5% Mn-2% В при разных увеличениях (СЭМ, отраженные электроны)

После удаления прибыльной части слиток подвергали термо-деформационной обработке по схеме, представленной на рисунке 19. Операция горячей прокатки

объединена с отжигом, в результате чего сплав упрочняется за счет выделения дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$.

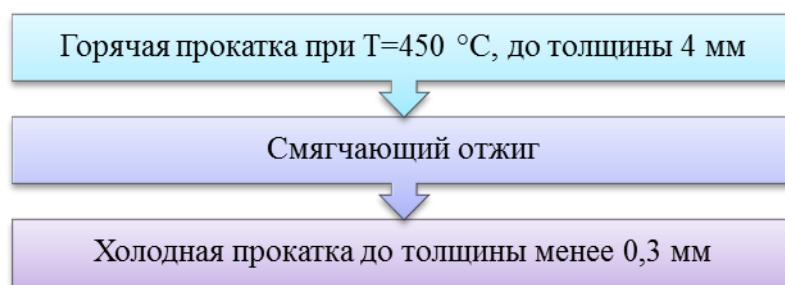
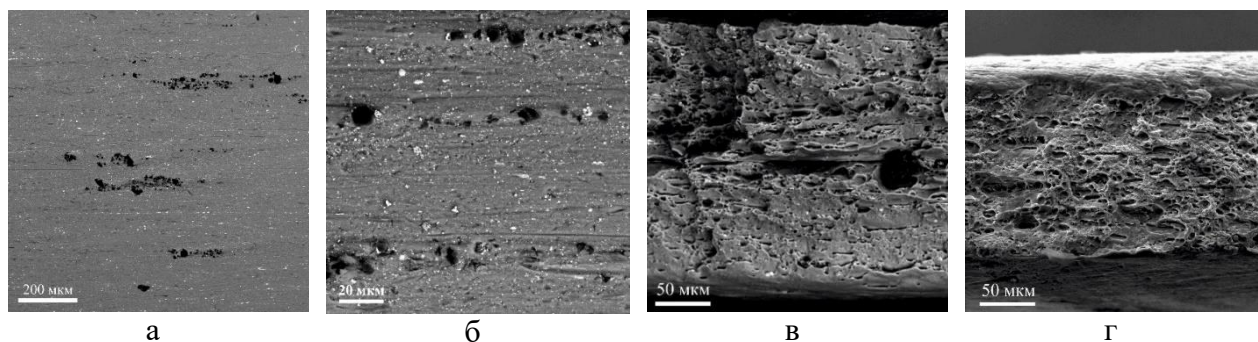


Рисунок 19 - Схема деформационной обработки слитка в литом состоянии

В структуре горячекатаного и холоднокатаного листового проката сплава Al-2% Cu-1,5% Mn-2% В боридные частицы размером менее 10 мкм формируют строчки вдоль направления проката, рисунок 20 а, б. Фрактограммы, представленные на рисунке 20 в, г, указывают на хрупко-вязкий характер разрушения образца в нагартованном состоянии, рисунок 20 в, и вязкий характер разрушения в отожженном состоянии, рисунок 20 г.



а - после горячей прокатки толщина 4 мм; б - после холодной прокатки толщина менее 0,3 мм (нагартованное состояние); в - излом (нагартованное состояние); г - излом (отожженное состояние)

Рисунок 20 - Микроструктура сплава Al-2% Cu-1,5% Mn-2% В

Результаты механических испытаний, таблица 15, показали высокий уровень прочности листового проката: временное сопротивление превышает 500 МПа в холоднокатаном состоянии. После трехчасового отжига при 350 °C значение σ_b снижается до 300 МПа при росте относительного удлинения.

Таблица 15 - Механические свойства листового проката Al-2%Cu-1,5%Mn-2%B

Материал образца	Предел текучести (МПа)	Предел прочности (МПа)	Относительное удлинение (%)
Al-2%Cu-1,5%Mn-2%B (нагартованный)	363±3	390±8	2±1
Al-2%Cu-1,5%Mn-2%B (отожженный)	435±8	506±6	6±1

ВЫВОДЫ

1. Исследована микроструктура чушек промышленных лигатур Al - 5%B и Al - 10%B, а также модельного сплава Al - 3%B, полученного индукционной плавкой шихты, состоящей из алюминия и лигатуры Al - 5%B, при 950 °C. Установлено, что структура полученного слитка в значительной мере наследует структуру лигатур: равномерно распределенные в алюминиевой матрице агломераты частиц AlB_{12} размером 5 - 20 мкм и небольшую долю боридной фазы AlB_2 пластинчатой морфологии. Бориды не ухудшают технологичность двойных сплавов Al - B, что позволяет получать из них тонколистовой прокат. Для достижения большей прочности боралюминиевых сплавов требуется дополнительное легирование алюминиевой матрицы.

2. С использованием термодинамического моделирования (Thermo-Calc) рассчитан фазовый состав и построены изотермические и политермические сечения тройных и четверных систем Al-B-X-Y (где X, Y - Mg, Cu, Si, Mn). Установлено сильное взаимодействие бора с магнием и частичное с марганцем. В результате чего содержание этих элементов в алюминиевом твердом растворе может оказаться сниженным, что требует корректировки количества вводимых элементов.

3. На основе результатов расчета выбраны перспективные системы легирования, в которых возможно формирование фаз упрочнителей, для получения высокопрочного боралюминия: Al - B - Mg - Si, Al - B - Cu, Al - B - Cu - Mn, Al - B - Cu - Mg. С учетом взаимодействия легирующих элементов определены химические составы экспериментальных сплавов: Al - 2%B - 1,6%Mg - 0,9%Si - 0,3%Cu; Al - 6%Cu - 1,5%Mn - 2%B; Al - 6%Cu - 2%B и Al - 4%Cu - 2,5%Mg - 2%B.

4. Обоснованы и практически реализованы режимы плавки и литья слитков экспериментальных сплавов. Рекомендовано проводить плавку при температуре около 950 °C в индукционной печи, обеспечивающей интенсивное перемешивание расплава за счет электродинамических усилий для исключения возможности осаждения тугоплавких частиц боридов. Установлено, что распределение боридов в слитках многокомпонентных сплавов в значительной мере наследует их распределение в чушках промышленной лигатуры Al - 5%B.

5. Установлены режимы термической обработки боралюминиевых слитков для достижения максимального упрочнения. Рекомендовано проводить нагрев под закалку при 500-540 °C (в зависимости от системы легирования), а старение при 180 °C, что позволяет получить твердость от 125 до 155 HV и рассчитывать на высокие прочностные свойства листового проката.

7. Обоснованы режимы термо-деформационной обработки слитков боралюминия, позволяющие получать тонколистовой прокат с равномерно распределенными скоплениями боридной фазы с размером частиц менее 10 мкм. Наилучшим сочетанием прочности, пластичности и технологичности обладает сплав Al - 6%Cu - 2%B ($\sigma_b > 400$ МПа $\delta > 8\%$).

8. На примере композиции Al - 2%B - 2%Cu - 1,5%Mn продемонстрирована возможность получения листов с высокими механическими свойствами без использования операций гомогенизации (слитки) и закалки (прокат).

Список цитируемых источников

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М., «Металлургия», 1979.
2. Свойства неорганических соединений. Справочник/Ефимов А. И. и др. - л.: Химия, 1983.
3. Курбаткина Е. И. Исследование и разработка технологии получения слитков бор-содержащих алюминиевых сплавов с целью изготовления листов радиационно-защитного назначения: дис. канд. техн. наук. – М., 2014. – 131 с.
4. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов – М.: Издательский Дом МИСиС, 2010.
5. Xiaoming Wang, The formation of AlB₂ in an Al–B master alloy, Journal of Alloys and Compounds, Volume 403, Issues 1–2, 10 November 2005, Pages 283–287.
6. Talamantes-Silva M., Rodríguez A., Talamantes-Silva J., Valtierra S., Colás R. Characterization of an Al–Cu cast alloy // Materials Characterization. 2008. Vol. 59. P. 1434–1439.
7. Bo Lin, WeiWen Zhang, ZhaoHui Lou, DaTong Zhang, YuanYuan Li Comparative study on microstructures and mechanical properties of the heat-treated Al–5.0Cu–0.6Mn–xFe alloys prepared by gravity die casting and squeeze casting // Materials and Design. 2014. Vol. 59. P. 10–18.
8. Белов Н.А., Алабин А.А. Материал на основе алюминия (АЛТЭК): Пат. 2287600 (РФ). 2006.
9. Alabin A. N., Belov N. A., Tabachkova N. Yu., Akopyan T. K. Heat resistant alloys of Al – Zr – Sc system for electrical applications: analysis and optimization of phase composition // Non-ferrous Metals. 2015. No 2. P. 36–40.
10. Lai J., Zhang Z., Chen X.-G. The thermal stability of mechanical properties of Al–B₄C composites alloyed with Sc and Zr at elevated temperatures // Mater. Sci. Eng. A. 2012. Vol. 532. P. 462.
11. Neuberta V., Smola B., Stul'kov'a B., Bakkar A., Reuter J. Microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of dilute Al–Sc–Zr alloy prepared by powder metallurgy // Mater. Sci. Eng. A. 2007. Vol. 464. Is. 1–2. P. 358–364.
12. Srinivasarao B., Suryanarayana C., Oh-ishi K., Hono K. Microstructure and mechanical properties of Al–Zr nanocomposite materials // Mater. Sci. Eng. A. 2009. Vol. 518. Is. 1–2. P. 100–107.
13. Толеулова А.Р. Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в алюминиевых сплавах нового поколения на базе системы Al–Cu–Mn–Zr: Диссертация на соискание ученой степени доктора философии (PhD). Алматы. 2013.

Публикации в изданиях, рекомендованных ВАК РФ, а также индексируемые в базах цитирования WoS и Scopus

1. Samoshina, M.E., Belov, N.A., Alabin, A.N., Chervyakova, K.Yu., Structure and mechanical properties of alloy Al - 3 % B flats, obtained by liquid-phase method, *Tsvetnye Metally*, 2015, №10, p. 19-24 / Самошина М.Е., Белов Н.А., Алабин А.Н., Червякова К.Ю. «Структура и механические свойства листового проката сплава Al-3 масс % В, получаемого жидкофазным методом», *Цветные металлы*, 2015, №10, С.19-23 (ВАК, Scopus)
2. Самошина М.Е., Червякова К.Ю. «Жидкофазный метод получения боралюминия и технологичность слитков при изготовлении листового проката радиационно - защитного назначения», *Литейщик России*, 2015, №11, с. 32-35 (ВАК)
3. N. A. Belov, M. E. Samoshina, A. N. Alabin, and K. Yu. Chervyakova. Effect of Copper and Magnesium on the Structure and the Phase Composition of Boron/Aluminum Composite Ingots *Russian Metallurgy (Metally)*, Vol. 2016, No. 1, pp. 76–82 / Белов Н.А., Самошина М.Е., Алабин А.Н., Червякова К.Ю. «Влияние меди и магния на структуру и фазовый состав слитков боралюминия», *Металлы*, 2016, №1, С. 86-92 (ВАК, Scopus)
4. Samoshina, M.E., Chervyakova, K.Y., Aleshchenko, A.S., Mirzomustakimov, M.M., Structure, mechanical properties and deformation ability of ingots and flat products of the alloy Al - 6% Cu - 2% B, *Tsvetnye Metally*, 2016, № 12, p. 78-84 / Самошина М.Е., Червякова К.Ю., Алещенко А.С., Мирзомустанов М.М. «Структура, механические свойства и деформационная способность слитков и листового проката сплава Al - 6 % Cu - 2 % В», *Цветные металлы*, 2016, № 12, с. 78-84, (ВАК, Scopus)
5. K. Yu. Chervyakova, M. E. Samoshina, N. A. Belov «Selection of an aluminum matrix composition for obtaining the heat treatable boron-aluminum alloys», *Non-ferrous metals*, 2016 г. №2, pp. 34-40 (ВАК, Scopus).
6. Chervyakova K.Y., Belov N.A., Samoshina M.E., Yakovlev A.A., Investigation into the possibility of fabricating boraluminum rolling of increased strength without homogenization and quenching, *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2018. T. 59. № 4. С. 412-418. (ВАК, Web of Science, Scopus).
7. K. Yu. Chervyakova, N. A. Belov, M. E. Samoshina, and A. A. Yakovlev. Investigation into the Fabrication Possibility of the Boron–Aluminum Sheet Rolling of Increased Strength without Using Homogenization and Quenching. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2018, Vol. 59, No. 2, pp. 200–206. / Червякова К.Ю., Белов Н.А., Самошина М.Е., Яковлев А.А. «Исследование возможности получения листового проката боралюминия повышенной прочности без использования операций гомогенизации и закалки», *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2018. No. 3. С. 59–67(ВАК, Web of Science, Scopus)
8. N.A. Belov, K.Yu. Chervyakova and M.E. Samoshina. Selection of Aluminum Matrix for Boron–Aluminum Sheet Alloys. *Proceedings of the Scientific-Practical Conference “Research and Development - 2016”*, 14–15 December 2016 Moscow, Russia, Springer, 2018, ISBN 978-3-319-62869-1, https://doi.org/10.1007/978-3-319-62870-7_47, pp. 439-447

Патенты

1. Патент РФ № 2618300. Способ получения слитков из бор-содержащего материала на основе алюминия. Белов Н.А., Самошина М.Е., Алабин А.Н., Червякова К.Ю. Опубликовано: 03.05.2017, бюл. № 13.

2. Патент РФ № 2630186. Способ получения тонколистового проката из бор-содержащего алюминиевого сплава. Белов Н.А., Самошина М.Е., Алещенко А.С., Червякова К.Ю. Опубликовано: 05.09.2017, бюл. № 25.

3. Патент РФ № 2630185. Способ получения слитков и тонколистового проката из бор-содержащего алюминиевого сплава. Белов Н.А., Самошина М.Е., Алещенко А.С., Червякова К.Ю. Опубликовано: 05.09.2017, бюл. № 25.

Прочие публикации

1. Самошина М.Е., Белов Н.А., Червякова К.Ю. - Структура и механические свойства слитков и листового проката боралюминия - Сборник трудов конференции "Прогрессивные литейные технологии", 2015.

2. Самошина М.Е., Червякова К.Ю. - Получение высокопрочного листового проката алюминиевых борсодержащих сплавов, изготовленных жидкофазным методом - Сборник трудов конференции Всероссийская научно- практическая конференция "Состояние и перспективы развития литейных технологий и оборудования в цифровую эпоху", 2016, 314-319

3. Червякова К.Ю., Белов Н.А., Самошина М.Е. - Обоснование состава боралюминиевого сплава, предназначенного для получения слитков и листов радиационно-защитного назначения– Сборник материалов конференции НАНО 2016, 2016 г., стр. 316-317.

4. К.Ю. Червякова, А. О. Яковлева, Н. А. Белов, И. В. Шкалей - Влияние висмута и свинца на фазовый состав сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn –Известия вузов. Цветная металлургия, 2019, № 2, стр. 43 - 50.