

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
«МИСиС»

На правах рукописи

СТОЛЯРОВА ОЛЬГА ОЛЕГОВНА

ОБОСНОВАНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ ЛЕГКОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ

Специальности

05.16.04 – Литейное производство

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель:

Доктор технических наук, профессор

Н.А.Белов

Москва 2016

Оглавление	
ВВЕДЕНИЕ	7
ГЛАВА I. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ.....	12
1.1 Общие сведения об антифрикционных материалах.....	12
1.1.1 Основы теории антифрикционных материалов.....	12
1.1.2 Баббиты	13
1.1.3 Сплавы на медной основе.....	15
1.2 Сплавы на алюминиевой основе	19
1.2.1 Сплавы для биметаллических подшипников (AO20-1).....	24
1.2.2 Сплавы для монометаллических подшипников (AO3-7)	26
1.3 Диаграммы состояния двойных систем с легкоплавкими материалами.....	28
1.3.1 Система Al-Sn	28
1.3.2 Система Al-Pb	30
1.3.3 Система Al-Bi.....	30
1.3.4 Система Al-Zn	31
1.3.5 Система Al-In	32
1.3.6 Система Al-Cd.....	33
1.4 Диаграммы состояния тройных систем.....	34
1.4.1 Система Al-Bi-Cu.....	34
1.4.2 Система AI -Bi -Si.....	35
1.4.3 Система Al-Bi-Sn	36
1.4.4 Система Al-Bi-Zn.....	36
1.4.5 Система Al-Cd-Si	37
1.4.6 Система Al-Cu-Sn	38
1.4.7 Система Al–Cu–Pb.....	40
1.4.8 Система Al-In-Sn.....	40
1.4.9 Система Al-Pb-Si.....	41
1.4.10 Система Al-Pb-Sn.....	41

1.4.11 Система Al-Si-Sn.....	41
1.4.12 Система Al–Cu–Si.....	43
1.5 Литейные и механические свойства антифрикционных сплавов	45
1.6 Принципы легирования алюминиевых антифрикционных материалов	48
1.7 Особенности получения алюминиевых литейных антифрикционных сплавов.	56
1.7.1 Отливка сплавов	56
1.7.2 Термическая обработка сплавов	59
1.7.3 Особенности механической обработки	61
1.8 Триботехнические испытания алюминиевых сплавов	61
Выводы по главе	66
ГЛАВА II. МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	68
2.1 Объекты исследования.....	68
2.2 Приготовление сплавов.....	69
2.2.1 Плавка и литье экспериментальных сплавов.....	69
2.2.2 Определение литейных свойств сплавов	73
2.3 Контроль химического состава	74
2.4 Термическая обработка.....	76
2.5 Определение физических и механических свойств	77
2.5.1 Измерение твердости	77
2.5.2 Определение электропроводности.....	79
2.5.3 Термический анализ	79
2.5.4 Определение плотности	80
2.6 Структурные исследования	81
2.6.1 Приготовление металлографических шлифов.....	81
2.6.2 Оптическая микроскопия.....	82
2.6.3 Сканирующая электронная микроскопия	82
2.6.4 Сканирующая зондовая микроскопия	83
2.7 Трибологические испытания	84

2.7.1 Склерометрия.....	84
2.7.2 Триботехнические испытания на износостойкость	86
2.8 Расчет фазового состава с использование программы Thermo-Calc	90
ГЛАВА III. РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С ЛЕГКОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ	93
3.1 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn	93
3.2 Сплавы системы Al–Cu–Si–Pb	98
3.3 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb	103
3.4 Расчет фазового состава сплавов Sn-Pb-Bi при разных температурах.....	108
3.5 Расчет зависимости интервала кристаллизации от состава	111
Выводы по главе	114
ГЛАВА IV. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВОВ.....	115
4.1 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn	115
4.2 Сплавы системы Al–Cu–Si–Pb	119
4.3 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb	123
4.3.1 Структура литых сплавов	124
4.3.2 Структура сплавов после термической обработки.....	127
4.4 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb–Bi.....	134
4.4.1 Структура литых сплавов	137
4.4.5 Структура сплавов после термической обработки.....	142
Выводы по главе	151
ГЛАВА V. ЛИТЕЙНЫЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ЛЕГКОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ	152
5.1 Твердость.....	152
5.1.1 Твёрдость образцов I группы	152
5.1.2 Твёрдость образцов II группы	152
5.2 Склерометрия алюминиевых сплавов	155
5.2.1 Склерометрия образцов I группы	155

5.2.2 Склерометрия образцов II группы	158
5.3 Исследование триботехнических характеристик	162
5.3.1 Изучение антифрикционных алюминиевых сплавов I группы Al-Si-Cu-Sn-Pb.....	162
5.3.2 Изучение антифрикционных алюминиевых сплавов II группы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi ..	164
5.4 Исследование поверхности образцов после трибологических испытаний	167
5.4.1 Исследование поверхности сплавов I группы после трибологических испытаний на трибометре T-05.....	167
5.4.2 Исследование поверхности сплавов II группы после трибологических испытаний на трибометре T-05.....	169
5.4.3 Исследование поверхности сплавов II группы после трибологических испытаний на трибометре UMT-2	175
5.5 Определение литейных свойств сплавов II группы алюминиевых сплавов на основе системы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi	177
5.6 Определение физических свойств сплавов второй партии алюминиевых сплавов на основе системы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi	178
5.6.1 Определение электропроводности.....	178
5.6.2 Определение плотности	181
5.6.3 Деформационная обработка экспериментальных сплавов II группы	181
Выводы по главе	183
ГЛАВА VI. ИССЛЕДОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА	186
6.1 Материалы исследования	186
6.3 Контроль химического состава	187
6.4 Исследование структуры экспериментального сплава	187
6.5 Определение литейных свойств экспериментального сплава	190
6.5 Твёрдость образцов	197
6.6 Исследование триботехнических характеристик сплава с повышенным содержанием железа	198
Выводы по главе	200

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ	202
Список литературы.....	204
ПРИЛОЖЕНИЕ 1	217

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

В последнее время применение алюминиевых сплавов непрерывно возрастает, так как они обладают хорошим комплексом механических, коррозионных, технологических и антифрикционных свойств. Благодаря этим качествам алюминиевые сплавы постепенно вытесняют стали, чугуны и медные сплавы в ряде традиционных для последних областей. Одной из наиболее перспективных сфер применения алюминиевых сплавов является их использование в качестве подшипниковых материалов для замены антифрикционных бронз, которые в настоящее время широко используются, в частности, в изделиях железнодорожного транспорта. Замена меди на алюминий сделает каждый подшипник в 2,5-3 раза легче, а также позволит получить огромный экономический эффект, поскольку цена единицы объема алюминиевого сплава примерно в 10 раз ниже цены бронзы.

Задача создания новых подшипниковых материалов, сочетающих антифрикционные, механические и литейные свойства, требует целенаправленного легирования алюминиевых сплавов несколькими элементами, включая легкоплавкие металлы (в частности, олово, свинец и висмут). Принцип работы подшипников на основе таких сплавов заключается в том, что при неблагоприятных режимах трения на поверхности вала образуется защитная пленка, которая создаётся за счёт переноса мягкой фазы (легкоплавкие элементы) из твердого сплава вкладыша подшипника.

Научной основой оптимизации состава являются фазовые диаграммы многокомпонентных систем. Для антифрикционных сплавов на основе алюминия базовыми являются диаграммы типа $Al - (X_1, X_2, \dots) - (Y_1, Y_2, \dots)$, где X_i и Y_i – легирующие элементы: традиционные (Cu, Si, Mg, Zn) и легкоплавкие (Sn, Pb, Bi) соответственно. Фазовые диаграммы четырех- и более компонентных систем данного типа мало изучены. Поскольку экспериментальные методы построения многокомпонентных диаграмм слишком трудоемки, целесообразно их сочетать с расчетными, используя специализированные программные продукты.

Актуальность работы подтверждается выполнением ее в соответствии с тематическими планами университета НИТУ «МИСиС» и ИПМех РАН по НИР по следующим проектам:

- Грант РФФИ № 12-08-00411 «Разработка фундаментальных основ создания новых многофункциональных материалов на основе алюминия и меди с высокими трибологическими свойствами»;

- Грант РНФ №14-19-01033 «Влияние фазового состава многокомпонентных алюминиевых сплавов на физико-механические и трибологические характеристики поверхностных наноразмерных вторичных структур»;
- Государственный контракт № 14.578.21.0039 в рамках ФЦП ««Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014—2020 годы» по теме «Разработка технологии производства нового поколения экономнолегированных высокопрочных наноструктурированных алюминиевых сплавов, производимых с использованием алюминия, получаемого по технологии электролиза с инертным анодом».

Цель работы

Обоснование состава и структуры антифрикционных алюминиевых сплавов, легированных легкоплавкими металлами, для получения подшипниковых деталей методами фасонного литья.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. С использованием расчетных и экспериментальных методов изучить фазовый состав сплавов системы Al–Si–Cu–Sn–Pb–Bi, включая определение параметров нонвариантных монотектических реакций и областей расслоения жидкой фазы.
2. Изучить влияние компонентов данной системы на структуру и фазовый состав сплавов в литом и термообработанном состояниях.
3. Провести сравнение и выбор составов сплавов на основе трибологических испытаний, включая определение параметров износстойкости и задиростойкости.
4. Выявить связь структуры сплавов с трибологическими свойствами и образованием вторичных структур на поверхности.
5. Изучить влияния легкоплавких металлов на характер кристаллизации и литейные свойства сплавов.
6. Обосновать возможность создания антифрикционных сплавов с повышенным содержанием железа (до 1%)

Научная новизна работы

1. С использованием расчетных и экспериментальных методов изучен фазовый состав сплавов системы Al–Si–Cu–Sn–Pb–Bi, включая построение полигермических и изотермических разрезов, определение температур фазовых превращений и состава фаз. В четверных системах Al–Cu–Si–Sn и Al–Si–Sn–Pb определены параметры пятифазного нонвариантного превращения $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$.

2. Обоснована нецелесообразность введение в алюминиевые сплавы изученной системы свинца и висмута в количестве более 1%, при стандартных условиях плавки и литья (без интенсивного перемешивания), поскольку из-за наличия значительной области расслоения жидкой фазы возможна ликвация по этим элементам в отливке.
3. Установлено, что свинец и висмут мало влияют на эффект дисперсионного упрочнения (за счет закалки и старения) сплава Al–5%Si–4%Cu, а олово значительно повышает данный эффект.
4. Показано, что в процессе трения происходит массоперенос химических элементов, который приводит к образованию плёнки вторичных структур.
5. На примере сплавов, содержащих олово, показано, что легирование легкоплавкими металлами ухудшает их горячеломкость, что обусловлено резким увеличением эффективного интервала кристаллизации (более 400 °C). Тем не менее, эта характеристика может быть лучше, чем у сплавов системы Al–Cu, интервал кристаллизации которых значительно меньше.

Практическая значимость работы

1. С использованием теоретических и экспериментальных подходов обоснована базовая композиция (Al–4%Cu–5%Si–6%Sn) для разработки экономнолегированных антифрикционных алюминиевых сплавов, которые способны заменить дорогостоящие материалы на основе меди (бронзы).
2. Обоснована возможность создания антифрикционных сплавов с повышенным содержанием железа. Разработан регламент плавки и получения фасонных отливок модельного сплава системы Al–Si–Cu–Sn–Fe–Mn, содержащего 1 %Fe.
3. С использованием метода склерометрии обоснована принципиальная возможность предварительной оценки антифрикционных алюминиевых сплавов по их задиростойкости, что позволяет существенно сократить трудоемкость отборочных трибологических испытаний.
4. Разработана методика микроструктурного изучения алюминиевых сплавов - как исходных, так и на различных этапах трибологических испытаний с использованием комбинации различных методов исследования.

На защиту выносятся:

1. Закономерности фазо- и структурообразования в сплавах системы Al–Si–Cu–Sn–Pb–Bi в процессе кристаллизации термообработки.

2. Обоснование составов алюминиевых антифрикционных сплавов для создания подшипникового материала, особенностей технологии их выплавки и литья.
3. Результаты экспериментальных исследований физико-механических и трибологических и литейных свойств алюминиевых многокомпонентных сплавов, содержащих легкоплавкие металлы.

Апробация работы

Работа удостоена следующих наград:

- Назначена стипендия Президента Российской Федерации, получаемая аспирантами, соответствующим приоритетным направлениям модернизации и технологического развития российской экономики на 2015/16 учебный год, приказ 22 апреля 2015 №418.
- Назначена стипендия Президента Российской Федерации, получаемая аспирантами, осуществляемых образовательную деятельность, подведомственных Министерству образования и науки Российской Федерации на 2015/16 учебный год, приказ 13 октября 2015 №1132.
- Победитель конкурса на соискание премии Правительства Москвы молодым ученым за 2015 год в номинации «Автомобильный и железнодорожный транспорт и инфраструктура» по теме «Разработку и исследование антифрикционных экономнолегированных сплавов нового поколения на основе алюминия»

Основные материалы диссертационной работы обсуждены на 67-х, 68-х и 69-ых днях науки студентов МИСиС (2012, 2013, 2014 года, г. Москва, НИТУ «МИСиС»); 7-ой и 8-ой международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии» (2013 и 2015 года, г. Москва, НИТУ «МИСиС»); 18-ом и 19-ом Российском симпозиуме по растровой электронной микроскопии и аналитическим методам исследования твердых тел и 25-ой Российской конференция по электронной микроскопии (РЭМ) (2013, 2015 и 2014 гг., г. Черноголовка); 5-ой и 6-ой международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» (2013 и 2015 года, Москва, НИТУ «МИСиС»); 11-ой Международной конференции "Методологические аспекты сканирующей зондовой микроскопии (21-24 октября 2014 г., г. Минск, Беларусь, институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси); 12-ой международной конференции по микроскопии (23–28 августа, 2015, Эгер, Венгрия) и др.

Публикации

По теме исследования опубликовано 26 работ, в том числе 6 статей в рецензируемых журналах из перечня ВАК и получено свидетельство о регистрации НОУ-ХАУ (№4-004-2016 ОИС).

Достоверность результатов

Достоверность результатов обеспечена использованием современных аттестованных методов исследования, а также статистической обработкой данных. 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 введения, 6 глав, общих выводов, списка использованных источников и 1 приложения. Диссертация изложена на 217 страницах, содержит 65 таблиц, 137 рисунков, 5 формул. Список использованной литературы содержит 178 источников.

ГЛАВА I. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1 Общие сведения об антифрикционных материалах

1.1.1 Основы теории антифрикционных материалов

Антифрикционными называются материалы, которые идут на изготовление различных деталей, работающих в условиях трения скольжения. Антифрикционный материал должен обладать низким коэффициентом трения в кинематическом узле, хорошей прирабатываемостью, высокой износостойкостью, малой склонностью к заеданию (схватыванию), способностью обеспечить равномерную смазку. Перечисленные свойства антифрикционного материала должны им обеспечиваться при определенных удельных контактных нагрузках и различных конструктивных решениях узлов трения [1-5].

Большое разнообразие конструктивных типов узлов трения, а также условий эксплуатации приводит к необходимости создания самых разнообразных антифрикционных материалов. Различают следующие антифрикционные материалы: сплавы на основе олова, свинца (баббиты), меди (бронзы), железа (серый и высокопрочный чугун), металлокерамические (бронзографит, железографит), пластмассы (текстолит, фторопласт) [6].

По структурному признаку металлические антифрикционные материалы делят на две группы: первая – материалы с мягкой основой и твердыми включениями и вторая – материалы с твердой основой и мягкими включениями. Соотношение же между количеством твердых зерен и основной массой должно быть таково, чтобы металл не был хрупким при значительном содержании зерен и слишком мягким от избытка основной массы. Пластичная основа способствует более равномерному распределению давления на рабочей поверхности подшипника скольжения, и обеспечивать прирабатываемость вкладыша к валу. Назначение твердых кристаллов – осуществлять непосредственный контакт с вращающимся валом, в случае перегрузки твердые кристаллы вдавливаются в пластичную массу, и, таким образом, распределение нагрузки выравнивается по всей рабочей поверхности подшипника. Они упрочняют при трении основу тонких поверхностных слоев, препятствуя их пластическому течению и развитию схватывания на больших участках. Мягкие легкоплавкие структурные составляющие (свинец или олово) образуют на сопряженной стальной поверхности вала тонкую защитную пленку мягкого металла, которая уменьшает возможность схватывания других элементов структуры (например, более твердой основы) со стальной трущейся поверхностью контролера [7]. Выделение мягкой составляющей происходит при пластической деформации матрицы

сплава и локального повышения температуры [8]. Количество твердой составляющей должно быть небольшим, чтобы твердые и хрупкие кристаллы не соприкасались между собой. Кроме того, они должны быть равномерно распределены в пластичной основе.

Металлические антифрикционные материалы являются в основном сплавами цветных металлов. Они разделяются на группы в зависимости от преобладающего содержания того или другого металла. В настоящее время наиболее распространенными антифрикционными подшипниками являются оловянные, свинцовые, медные и алюминиевые.

1.1.2 Баббиты

Баббитами называют мягкие антифрикционные сплавы на основе олова или свинца. Баббиты обладают низкой твердостью (НВ130 – 320 МПа), имеют невысокую температуру плавления (240 – 320 °С), повышенную размягчаемость (НВ90 – 240 МПа при 100 °С), отлично прирабатываются и обладают высокими антифрикционными свойствами. В то же время они обладают низким сопротивлением усталости, что влияет на работоспособность подшипников [9]. Условия работы данных антифрикционных материалов предопределяет их структуру, в которой оптимально сочетаются пластическая основа и твердые включения легирующих компонентов [9-11]. В состав баббитов вводят легирующие элементы, придающие им специфические свойства: медь увеличивает твердость и ударную вязкость, никель – вязкость, твердость. Износостойкость, кадмий – прочность и коррозионную стойкость, сурьма – прочность сплава [12].

Баббит Б83 – сплав на основе олова, содержащий 83 % Sn, 11 % Sb и 6 % Cu. Если бы сплав не содержал меди, то согласно диаграмме состояния Sn – Sb его структура должна бы состоять из двух составляющих: светлых граненых первичных кристаллов β -фазы (твердые включения) и темных α -кристаллов раствора на базе олова (мягкая составляющая). Границы зерен в α -фазе обычно не вытравливаются, поэтому под микроскопом она выглядит как сплошной черный фон. Промежуточную фазу можно рассматривать как твердый раствор на основе соединения Sn-Sb.

Медь, введенная в сплав Б83 для предотвращения ликвации по плотности, образует с оловом интерметаллик Cu_3Sn (твердая составляющая), звездчатые кристаллы которого, выделяясь в первую очередь из расплава, образуют как бы каркас, препятствующий всплытию более легких β -кристаллов. Таким образом, структура баббита Б83 состоит из трех фаз – α , β (SnSb) и γ (Cu_3Sn) (рисунок 1.1).



Рисунок 1.1 - Микроструктура баббита Б83

Оловянные баббиты являются лучшими подшипниковыми сплавами и применяются для заливки наиболее ответственных подшипников паровых турбин, компрессоров, дизелей и других высоконагруженных установок, работающих со смазкой при высоких скоростях скольжения.

Баббит Б16, разработанный А.М. Бочваром [10] (рисунок 1.2), – сплав на свинцовой основе. Он содержит 16% Sn, 16% Sb, 2% Cu. Медь введена для предотвращения ликвации по плотности. В сплаве Б16 первично выделяются кристаллы соединения Cu_6Sn_5 , затем двойная эвтектика $\beta + Cu_6Sn_5$ и тройная эвтектика $d + \beta + Cu_6Sn_5$.



Рисунок 1.2 - Микроструктура баббита Б16

Фаза β – это твердый раствор на соединения $SnSb$ содержащий значительное количество свинца, β - фаза – твердый раствор олова и сурьмы в свинце. Твердыми включениями в этом баббите являются β - фаза (белые граненые кристаллы) и интерметаллид (Cu_6Sn_5) – (звездчатые кристаллы). Пластичная основа – эвтектическая смесь ($b + \gamma$), в которой β - фаза светлая, d - фаза темная (рис.1.2). Пестрая структурная составляющая с ярко выраженным эвтектическим строением резко отличает микроструктуру сплава Б16 от микроструктуры баббита Б83.

Баббит Б16 применяют как заменитель баббита Б83 для вкладышей подшипников, электродвигателей, паровых турбин, не испытывающих ударных нагрузок. По сравнению с оловянными баббитами свинцовые обладают большим коэффициентом трения. Они более хрупкие, так как в них мягкой составляющей является достаточно хрупкая эвтектика.

Из-за небольшой прочности баббиты могут успешно эксплуатироваться только в подшипниках, имеющих прочный стальной (чугунный) или бронзовый корпус [9,13]. Для этого подшипники скольжения из баббита изготавливают в виде биметаллических деталей (вкладышей). Для ускорения приработки на их рабочую поверхность наносят слой (0,007 - 0,05 мм) сплава на оловянной или свинцовой основах. Работоспособность баббитовых подшипников зависит от температуры и толщины вкладыша. При снижении последней с 0,375 до 0,175 мм ресурс подшипника увеличивается в два раза, а при толщине 0,075 мм – в 4,6 раза. Повышение температуры в рабочей зоне выше 70 °C вызывает резкое падение износостойкости баббитовых подшипников. Все баббиты имеют существенный недостаток — низкое сопротивление усталости, что ухудшает работоспособность подшипника. Подшипники коленчатых валов различных двигателей, изготавливающиеся со слоем баббита, нередко выходят из строя по усталостным разрушениям. За последнее время на тяжелонагруженных дизелях участились случаи кавитационного повреждения баббитового слоя [14].

1.1.3 Сплавы на медной основе

Сравнительно большое количество сплавов на медной основе, употребляемых в качестве антифрикционных, известны как бронзы (оловянные и безоловянные) и латуни [6]. Антифрикционные сплавы на медной основе имеют высокую температуру плавления и по сравнению с баббитами обладают высокими механическими свойствами как при нормальной, так и при повышенных температурах. В отличие от баббита, бронзы относится к антифрикционным материалам с твердой матрицей (Cu) и мягкими включениями (Sn и Pb). При граничном трении на поверхность вала переносится тонкая пленка мягкой фазы, защищающая шейку стального вала от повреждения. Эти бронзы отличаются высокой теплопроводностью и хорошим сопротивлением усталости. На рисунке 1.3 изображена микроструктура БрС30.

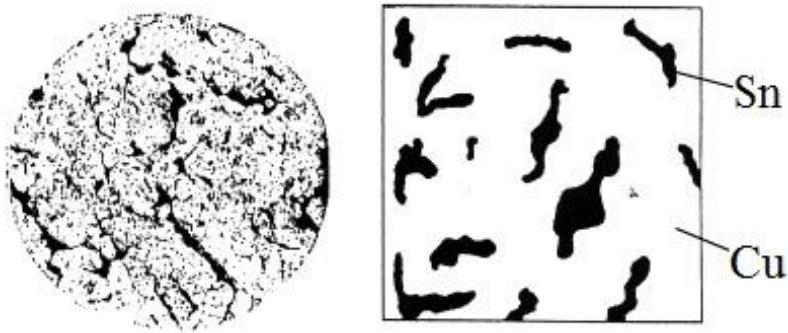


Рисунок 1.3 - Микроструктура оловянной бронзы
(Справа – схематическое изображение микроструктуры)

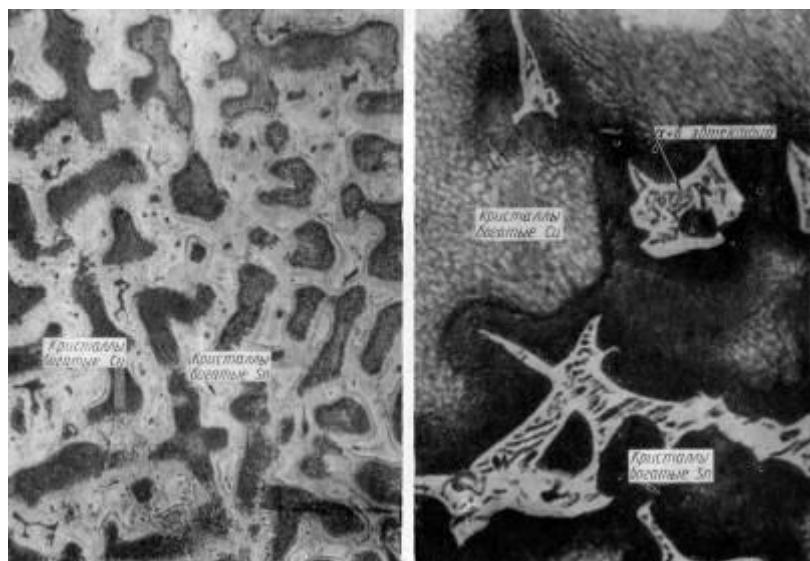
Подшипники изготавливают из бронзы в монометаллическом и биметаллическом исполнении. Монометаллические подшипники (вкладыши, втулки и др.) изготавливают из бронз, обладающих достаточной прочностью и твердостью. Бронзы, употребляемые в таких подшипниках, подразделяют на сплавы с высоким (до 10 %) и низким (до 3 %) содержанием олова. Помимо оловянных бронз сравнительно широко используют сплавы, не содержащие олово (безоловянные). Некоторые из сплавов по свойствам не уступают, а иногда и превосходят оловянные бронзы [6].

В тяжелонагруженных трущихся деталях (дорожные машины, тяжелое станочное оборудование, скользящие соединения теплопередаточного оборудования и др.) с успехом применяют высокопрочные алюминиевые бронзы.

Оловянные бронзы. Бронзы, в которых олово является основным легирующим элементом, называются оловянными.

Наибольшее практическое значение имеют сплавы, содержащие до 20% Sn. Эта часть диаграммы состояния Cu—Sn представляет собой α -твёрдый раствор олова в меди, имеющий гранецентрированную кристаллическую решётку. Растворимость олова в меди изменяется от 15,8 % при 586 °C до 1 % при 200 °C. Причем в реальных условиях за твердевания и охлаждения (в песчаных и металлических формах) область α -твёрдого раствора значительно сужается (примерно до 6 %). В равновесии с α -твёрдым раствором по мере понижения температуры находятся β -, γ -, δ - и ϵ -твёрдые растворы: β — на основе соединения Cu_5Sn с ОЦК решёткой, δ и γ — на основе $Cu_{31}Sn_8$ со сложной кубической решёткой и ϵ — на основе Cu_3Sn с ГП решёткой. К числу однофазных сплавов относятся бронзы, содержащие до 5-6% Sn. В бронзах с более высокой концентрацией олова при кристаллизации образуются α - и β -фазы. В процессе охлаждения β -фаза при 586 °C распадается с образованием эвтектоида $\alpha+\gamma$, а γ -фаза при 520 °C — с образованием эвтектоида $\alpha+\delta$. На этом обычно заканчиваются фазовые превращения в бронзах [9].

На рисунке 4 показана микроструктура литой оловянной бронзы, содержащей 10% олова, после травления 8%-ным аммиачным раствором CuCl_2 , которая состоит из темных дендритов твердого раствора олова в меди (рисунок 1.4,а), богатых медью, и светлых дендритов, богатых оловом и содержащих $\alpha+\delta$ – эвтектоид, $\alpha+\delta$ -эвтектоид лучше выявляется путем травления 3%-ным раствором FeCl_3 в 10%-ном HCl , который хорошо выделяет светлый эвтектонд на темном фоне участков структуры, богатых оловом (рисунок 1.4,б).



а- травление 8%-ным аммиачным раствором CuCl_2 , x200,
б- травление 3%-ным раствором FeCl_2 , и 10% HCl , x1000.

Рисунок 1.4 - Оловянная бронза

Механические свойства оловянных бронз достаточно высоки. С увеличением содержания олова возрастают прочность и твердость сплавов, но при этом снижается пластичность. Оловянные бронзы слабо чувствительны к перегреву и газам, свариваются и паяются, не дают искры при ударах, не магнитны, морозостойки и обладают хорошими антифрикционными свойствами. Высокие триботехнические характеристики оловянных бронз можно объяснить на основе теории самоорганизации. В поверхностных слоях оловянных бронз при трении происходит неравновесный процесс выделения олова из твердого раствора, что приводит к снижению коэффициента трения и интенсивности изнашивания [15].

Добавки фосфора к оловянным бронзам значительно улучшают их механические, антифрикционные и литейные характеристики. Для механических свойств оптимальным является содержание фосфора около 0,5 %. При больших концентрациях фосфора бронзы охрупчиваются, особенно при горячей прокатке. Однако в литейных антифрикционных

бронзах возможно до 1,2 % Р. Небольшие добавки Zr, Ti, Nb улучшают механические свойства и обрабатываемость давлением в холодном и горячем состояниях. никель при его содержании до 1 % повышает механические свойства, коррозионную стойкость и измельчает зерно. Свинец значительно повышает антифрикционные свойства и обрабатываемость резанием, но снижает механические свойства [16]. Цинк, почти не влияя на механические свойства, улучшает технологические характеристики. Железо повышает механические свойства и температуру рекристаллизации, однако с увеличением его содержания ухудшаются технологические и коррозионные свойства бронз [17-18].

Литейные оловянные бронзы. Жидкотекучесть литейных оловянных бронз ниже, чем у других бронз, однако они имеют незначительную объемную усадку, что позволяет получать из этих сплавов фасонные отливки.

Оловянные шихтовые литейные бронзы в чушках (ГОСТ 614-97) служат шихтой: БрОЗЦ8С4Н1 - для литейной бронзы БрОЗЦ7С5Н; БрОЗЦ13С4 - для БрОЗЦ12С5; БрО4Ц7С5—для БрО3,5Ц7С5; БрО5Ц6С5-для БрО5Ц5С и БрО4Ц4С17. Перечисленные шлейфные бронзы (ГОСТ 613-79) применяют для литья антифрикционных деталей. Кроме того, бронзы БрОЗЦ12С5 и БрОЗЦ7С5Н используют для арматуры, работающей в воде и водяном паре давлением до 245 МПа (бронза БрОЗЦ7С5Н - в морской воде и маслах).

Литейные нестандартные бронзы БрО10, БрО19 ответственного назначения применяют для арматуры и фасонных отливок; БрО10Ф1 - для подшипников, шестерен и втулок ответственного назначения; БрО10Ц2 - для арматуры, подшипников, фасонных отливок; БрО8Ц4 - для частей насосов и арматуры; БрО6Ц6С3 - для паровой и водяной арматуры; БрО5С25 и БрО1С22 - для изготовления подшипников и втулок, работающих при малых нагрузках и больших скоростях, маслоуплотнительных колец; БрО6Ц6С3 – для паровой и водяной арматуры. Бронзы БрО5С25, БрО1С22 входят в группу свинцовых бронз, к которым относятся БрС30 (для подшипников, сальников), БрС60Н2,5 (для подшипников, фасонных отливок). Вследствие невысоких механических свойств двойные свинцовые бронзы применяют для втулок и подшипников в виде тонкого слоя на стальной основе. Свинцовые бронзы с повышенным содержанием олова (БрО8С12, БрО10С10, БрО10С2Н3) характеризуются более высокими механическими свойствами, чем двойные свинцовые бронзы. Поэтому из этих бронз изготавливают втулки и вкладыши подшипников без стальной основы. Составы, физические и механические свойства литейных оловянных бронз приведены в таблице 1.1 [9].

Таблица 1.1 - Механические свойства некоторых литейных оловянных бронз

Марка бронзы	σ_b	σ_t	KСU, кДж/м ²	δ	ψ	НВ	Коэффициент трения в паре со сталью	
	МПа			%			Со смазкой	Без смазки
БрО3Ц7С5Н	205	176	115 при $20 \cdot 10^6$	5	-	59	0,028	-
БрО3Ц12С5	205	-	-	5	-	59	-	-
БрО17Ц4С4	145	-	-	6	-	59	-	-
БрО5Ц5С5	175	-	-	4	-	59	0,016	0,26
БрО3,5Ц7С5	175	-	-	4	-	59	-	-
БрО10Ц2	195-245	-	110 при $20 \cdot 10^6$	5	-	88	0,0080- 0,06	0,16- 0,20
БрО6С6Ц3	175-215	80-195	-	4-8	8	64-74	0,009	0,16

Однако использование более прочных подшипников со слоем свинцовистой бронзы также не всегда обеспечивает достаточно надежную работу вкладышей. Сравнительно низкая сопротивляемость коррозии под действием масла ускоряет усталостные разрушения подшипников. К тому же свинцовистая бронза обладает сравнительно низкой сопротивляемостью образованию задиров. Следует так же учесть, что изготовление таких подшипников методом индивидуальной заливки экономически весьма не выгодно [14].

1.2 Сплавы на алюминиевой основе

В России и за рубежом резко возросло использование алюминиевых подшипниковых сплавов [19-23]. Они обладают достаточной усталостной прочностью, коррозионной стойкостью в маслах, имеют сравнительно высокую задиростойкость и хорошие антифрикционные свойства. Сплавы на основе алюминия обладают малым удельным весом, способны выносить высокие удельные давления (до 500 кг/см³ при окружной скорости до 10 м/сек) [24]. Эти качества во многом определили тенденцию замены ими антифрикционных сплавов на свинцовой и оловянной основе, а также свинцовистой бронзы. Большой объем исследований по данной тематике проведен в Научно-исследовательском институте железнодорожного транспорта. Научные работы этого направления посвящены созданию антифрикционных алюминиевых сплавов, работающих в тяжелонагруженных узлах трения [25-31].

Алюминиевые сплавы употребляют для изготовления монометаллических деталей (втулок, подшипников, шарниров и др.) и биметаллических подшипников. Последние

изготавливают штамповкой из биметаллической полосы или ленты со слоем алюминиевого сплава, соединенного со сталью в процессе совместного пластического деформирования при прокатке. Для монометаллических подшипников употребляются сравнительно твердые сплавы, а слой биметаллических вкладышей изготавливают из менее твердого пластичного металла [9].

Алюминиевые сплавы классифицируют преимущественно по микроструктурному признаку [32,33]. Эта классификация отражает в большей степени антифрикционные свойства сплавов, так как общепризнанной является роль мягких структурных составляющих в уменьшении износа и увеличении сопротивляемости задиру трущихся пары. К I группе относят сплавы, имеющие включения твердых структурных составляющих (FeAl_3 , Al_3Ni , Al_2Cu , Mg_2Si , AlSb , кремний и др.) в пластичной основе металла. В сплавах II группы наряду с твёрдыми составляющими имеются мягкие включения.

Таблица 1.2 - Составы алюминиевых антифрикционных сплавов

Группа	Марка	Химический состав												
		Основные компоненты										Примеси, не более		
		Sn	Mg	Mn	Sb	Cu	Ni	Si	Теллур	Ti	Al	Fe	Si	Прочие
I	AH-2,5	-	-	-	-	-	2,7-3,3	-	-	-	Остальное	0,5	0,4	0,10
	ACM	-	0,3-0,7	-	3,5-6,5	-	-	-	-	-	То же	0,75	0,5	0,10
	AMCT	-	-	-	4,6-6,5	0,7-1,2	-	-	0,03-0,3	0,03-0,12	»	0,75	0,5	0,3
	AMK	-	-	-	0,5	0,8-1,2	-	9,0-11,0	0,1	0,1	»	0,4	-	0,3
II	AO9-2	8,0-10,0	-	-	-	2,0-2,5	0,8-1,2	0,3-0,7	-	-	»	0,5	-	0,10
	AO3-7	2,5-3,5	-	0,5-0,8	-	7,0-8,5	-	0,6-1,2	-	-	»	0,5	-	-
	AO6-1	5,0-7,0	-	-	-	0,7-1,3	0,7-1,3	-	-	-	»	0,3	0,3	0,3
	AO9-1	8,0-10,0	-	-	-	0,8-1,2	-	-	-	0,02-0,2	»	0,5	0,7	0,10
	AO12-1	11-14	-	-	-	0,8-1,2	0,4-0,6	-	-	-	»	0,3	-	0,55
	AO20-1	17,0-23,0	-	-	-	0,7-1,2	-	-	-	0,02-0,2	»	0,5	0,5	0,10

Примечание. Для сплава марки АО3-7, выплавленного в чугунных тиглях, содержание примеси железа допускается до 0,7 %.

В России алюминиевые сплавы стандартизированы. Настоящий стандарт распространяется на алюминиевые антифрикционные сплавы, предназначенные для изготовления монометаллических и биметаллических подшипников методом литья и монометаллической и биметаллической ленты и полосы методом прокатки или сварки взрывом с последующей штамповкой из них вкладышей, и устанавливает марки сплавов. Марки и химический состав сплавов указаны в таблице 1.2 [34].

Назначение алюминиевых антифрикционных сплавов и условия работы изделий из них приведены в таблице 1.3.

Таблица 1.3 - Примерное назначение алюминиевых антифрикционных сплавов и условия работы изделий из них

Марка сплава	Назначение сплава	Условия работы изделий			
		Нагрузка, МН/м ² (кгс/см ²)	Скорость скольжения, м/с	Температура, °C	Рекомендуемая твердость вала, НВ
		не более		не менее	
АО3-7	Для отливки монометаллических вкладышей и втулок	19,5 (200)	15	100	320
АО9-2		24,5 (250)	15	100	250
АО6-1	Для получения биметаллической ленты со сталью и дюралюминием методом прокатки или сварки взрывом с последующей штамповкой вкладышей с толщиной антифрикционного слоя менее 1 мм	31,2 (320)	20	120	250
АО9-1		29,5 (300)	20	120	250
АО12-1	Для получения биметаллической ленты со сталью методом прокатки	29,5 (300)	20	120	250
АО20-1	Для получения биметаллической ленты со сталью и дюралюминием методом прокатки с последующей штамповкой вкладышей с толщиной антифрикционного слоя менее 1 мм	29,5 (300)	20	120	200
АН-2,5	Для отливки вкладышей и получения прокатной монометаллической и биметаллической ленты с последующей штамповкой вкладышей с толщиной антифрикционного слоя менее 0,5 мм	19,5 (200)	15	100	250
АСМ	Для получения биметаллической ленты со сталью методом прокатки с последующей штамповкой вкладышей с толщиной антифрикционного слоя менее 0,5 мм	19,5 (200)	10	100	250
АМСТ		39,2 (400)	15	120	200
АМК	Для получения биметаллической ленты со сталью методом прокатки с последующей штамповкой вкладышей с толщиной антифрикционного слоя менее 1 мм	50,0/500	20,0	120	250

Наиболее употребляемые сплавы вошли в международный стандарт ИСО (4383-2006) (таблица 1.4). Настоящий стандарт устанавливает основные требования к

многослойным материалам, применяемым для изготовления тонкостенных подшипников скольжения (вкладышей, втулок, упорных колец). Многослойный материал состоит из стальной основы и слоя подшипникового материала (литого, накатанного) [35].

Таблица 1.4 - Химический состав сплавов на основе алюминия (ИСО 4383-2006), % (масс.)

Сплав	Cu	Sn	Ni	Si	Fe	Mn	Ti	Pb	Zn	Mg	Другие элементы
AlSn20Cu	0,7-1,3	16,5-22,5	0,1	0,7 ¹	0,7 ¹	0,7 ¹	0,2	-	-	-	0,5
AlSn6Cu	0,7-1,3	5,5-7,0	1,3	0,7 ¹	0,7 ¹	0,7 ¹	0,2	-	-	-	0,5
AlSi11Cu	0,7-1,3	0,2	0,1	10,0-12,0	0,3	0,1	0,1	-	-	-	0,3
AlZn5Si1,5Cu1Pb1Mg	0,8-1,2	0,2	0,2	1,0-2,0	0,6	0,3	0,2	0,7-1,3	4,4-5,5	0,6	0,4

¹ Общее содержание Si+Fe+Mn не должно превышать 1%.

Остальное Al

В зарубежной практике получили большее распространение сплавы II группы, но в последнее время сравнительно широко используют и сплавы I группы. Наиболее употребительные приведены в таблице 1.5 и таблице 1.6.

Таблица 1.5 – Распространенные алюминиевые сплавы I группы, используемые за рубежом

Группа	Марка сплава, страна	Химический состав, % масс.									
		Ni	Fe	Mg	Sb	Cu	Si	Zn	Mn	Прочие	Al
I	KS 1275, Германия	1,0	-	1,0	-	1,0	13,0	-	-	-	остальное
	KS 245, Германия	1,5	-	0,7	-	4,5	14,0	-	0,8	-	остальное
	KS 280, Германия	1,5	-	0,5	-	1,5	21,0 – 22,0	-	0,6	Кобальт 1,2	
	KS 13, Германия	-	-	-	6,0-0,8	-	-	-	-	-	остальное
	KS 83a, Германия	0,2	0,7	0,5	-	1,0	1,5	5,0	0,1	Титан 0,1	
	RR-56, Англия	1,3	1,4	0,6	1,0	2,0	0,7	-	-	-	остальное
	Areal "A", Англия	-	<0,5	0,2-1,5	-	2,0-4,5	2,5	-	<0,5	Кадмий 0,5	остальное
	Areal, Франция	-	0,25	0,8	-	3,75	0,4	-	0,25	Кадмий 2,0	остальное
	La 11,Франция	-	0,5	0,7	-	-	0,5	2,5	-	-	остальное
	La 22,Франция	15,0	0,5	0,7	-	4,5	12,0	-	0,8	-	остальное

Таблица 1.6 – Распространенные алюминиевые сплавы II группы, используемые за рубежом

Группа	Марка сплава, страна	Химический состав, % масс.											
		Sb	Pb	Mg	Sn	Ni	Cu	Si	Fe	Cd	Mn	Прочие	Al
II	A20, Англия	-	-	-	20,0	-	1,0	До 0,15	-	-	-	-	остальное
	RRAC9, Англия	-	-	0,7-1,0	5,5-7,0	1,5-1,8	0,6-0,9	0,15-0,45	0,2-0,4	-	-	-	остальное
	RRAC7, Англия	0,4-0,8	-	0,35-0,5	4,6-5,0	1,6-2,0	-	0,4-0,6	-	-	0,7-0,9	-	остальное
	SAE780, США	-	-	-	6,5	0,5	1,0	1,5	До 0,7	-	-	-	остальное
	Alcoa750, США	-	-	-	5,5-7,0	1,0	1,0	0,7	-	-	0,1	Титан 0,8	остальное
	ХА750, США	-	-	-	6,5	0,5	1,0	2,5	-	-	-	-	остальное
	750, США	-	-	-	6,5	1,0	1,0	2,5	-	-	-	-	остальное
	Морен 400, США	-	-	-	-	-	-	4,0	-	1,0	-	-	остальное
	XB80S, США	-	-	-	6,0	0,5	1,0	1,5	-	-	-	-	остальное
	KS-837, Германия	-	1,0	0,5	5,0	1,0	1,0	1,0	-	-	-	-	остальное
	Бероталь 7-7, Германия	-	До 3,0	-	-	-	3,0-4,0	-	До 2,0	-	-	Цинк 1,0-3,0	остальное

По своему составу антифрикционные сплавы близки к составам медиистых силуминов к которым добавляются легкоплавкие элементы, такие как Sn, Pb, Bi и др. Состав медиистых силуминов показан в таблице 1.7. По концентрации кремния большинство сплавов относятся к доэвтектическим. Это отечественные сплавы AK5M, AK5M2, AK5M7, AK8M3, AK9M2 и др. Структуру, близкую к эвтектической, имеют силумины типа AK12M2.

Таблица 1.7 - Химический состав некоторых медьсодержащих силуминов (ГОСТ 1583-93)

Марка	Концентрации, % (Al-основа)						
	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Другие
AK5M	4,5 - 5,5	1 – 1,5	0,35 – 0,65	1	0,5	0,3	-
AK5Mч	4,5 – 5,5	1 – 1,5	0,4 – 0,55	0,4	0,1	0,3	Ti
AK5M2	4 – 6	1,5-3,5	0,2-0,8	1,3	0,2-0,8	1,5	Ti
AK5M4	3,5 – 6	3-5	0,2-0,5	1,2	0,2-0,6	1,5	Ti
AK5M7	4,5 – 6,5	6-8	0,2-0,5	1,2	0,5	0,6	-
AK6M2	5,5 – 6,5	1,8-2,3	0,3-0,45	0,6	0,1	0,06	Ti
AK8M	7,5 – 9	1-1,5	0,3-0,5	0,8	0,3-0,5	0,3	Ti
AK8M3	7,5 – 10	2-4,5	0,45	0,4	0,5	1,2	-
AK8M3ч	7 – 8,5	2,5-3,5	0,2-0,45	0,4	-	0,5-1	Ti, В, Be
AK9M2	7,5 – 10	0,5-2	0,2-0,8	1	0,1-0,4	1,2	Ti
AK12M2	11 – 13	1,8-2,5	-	0,6-1	0,5	0,8	-

За последние годы в связи с появлением тяжелонагруженных двигателей в автомобилестроении, тракторостроении, транспортном машиностроении и других появилась острая необходимость в материалах подшипников, обладающих повышенной задиростойкостью. В связи с этим в России, Японии, Англии и США разрабатываются алюминиево-оловянные сплавы [35-40], содержащие до 30 и даже 40% Sn [41] и отрабатывается технология изготовления сплавов, содержащих свинец. Такие сплавы обладают [42] способностью хорошо сопротивляться задиру при ультратонких смазочных слоях. В последние годы в России получил распространение сплавов АО10С2 и АО11С3, содержащих: 9-12%Sn, 1,5-3,5% Pb, 0,2-0,5%Zn, 0,5-1,5%Cu, 0,4-1,5%Si, обладающие повышенной усталостной прочностью и задиростойкостью [25,26,43-45].

1.2.1 Сплавы для биметаллических подшипников (АО20-1)

Подшипники, изготавливаемые штамповкой из биметаллической ленты или полосы стали – алюминиевый сплав, получили большое распространение. Их используют для двигателей автомобилей и тракторов, для тяжелых транспортных дизелей, технологического оборудования, компрессоров и др.

Подшипники со слоем алюминиевых сплавов пришли на смену подшипникам, залитым баббитом и свинцовистой бронзой, вследствие лучших эксплуатационных свойств и большей экономичности. Наиболее широко применяются биметаллические подшипники со слоем алюминиевых сплавов, содержащих олово, такие как АО20-1[39], эксплуатация которых показала лучшие эксплуатационные свойства по сравнению со свинцовистой бронзой, механические свойства которого представлены в таблице 1.8.

Таблица 1.8 – Механические свойства АО20-1

Марка	Способ литья	Временное сопротивление σ _в , МПа	Относительное удлинение после разрыва δ _в , %	Твердость по Бринеллю НВ, МПа (кгс/мм ²)	Применяемость
АО20	К	100-120	29-35	28-33	Антифрикционные детали

Сплав АО20-1 относится к группе материалов, в которых мягкая фаза присутствует внутри композиции и выжимается на трущиеся поверхности в результате пластической деформации металла. Ужесточение трения приводит к образованию сплошной пленки олова, а при смешанном режиме трения мягкая фаза размазывается по поверхности в виде «хвостов комет». Реакция на выжимание мягкой фазы при наличии граничной смазки, а особенно в случае металлического контактирования, протекает очень интенсивно, что установлено испытаниями в условиях использования радиоактивных изотопов олова (Sn113). Этим объясняются хорошие защитные свойства образующейся пленки олова, выявленные при определении реакции сплавов на ужесточение режимов трения во время испытаний. Наличие мягкой фазы внутри композиции обеспечивает постоянную структурную самоорганизацию, сопровождающуюся формированием защитной пленки (третьего тела), и более длительную работу подшипников.

Подшипники со свинцовистой бронзой для мощных дизелей тепловозов 2ТЭ116 (дизель 5Д49) не обеспечивают надежной защиты коленчатых валов от повреждений. На Воронежском тепловозоремонтном заводе (ВТРЗ) за период с 1997 по 2002 г. получены статистические данные, свидетельствующие о том, что число поврежденных коленчатых валов, работавших с подшипниками, в которых используется свинцовистая бронза, в 4,3 раза больше, чем со сплавом АО20-1. Данные были получены в Научно-исследовательском институте железнодорожного транспорта Мироновым А.Е.

Применение вкладышей со сплавом АО20-1 имеет значительные преимущества и очень выгодно в экономическом отношении, поскольку технология их производства обеспечивает более низкую стоимость вкладышей, чем при использовании свинцовистой бронзы. Однако сплав АО20-1 имеет и недостаток — более жесткие требования к точности сборки и изготовления трущихся узлов, нарушение которых иногда приводит к выходу из строя вкладышей во время обкаточных испытаний.

В связи с этим, а также вследствие необходимости увеличения усталостной прочности трущихся поверхностей велись работы по созданию новых сплавов на алюминиевой основе, не имеющих указанных недостатков.

1.2.2 Сплавы для монометаллических подшипников (АО3-7)

В промышленности широко применяют также алюминиевые подшипниковые сплавы с меньшим содержанием свинца или олова. Эти сплавы работают в таких сопряжениях, где используются смазочный материалы. Как следует из изложенного выше, для биметаллических конструкций целесообразно использовать более мягкие сплавы, а для монометаллических - более твердые.

Монометаллические подшипники должны одновременно выполнять функции антифрикционной и несущей нагрузку детали. Поэтому они изготавливаются значительной толщины из прочных материалов. Ранее их изготавливали из прочных сплавов I группы (АН2,5, АЖ6 и др.), а с появлением сплавов II группы начали преимущественно применять алюминиевые сплавы с оловом. Содержание олова в таких сплавах составляет от 3 до 12%. В качестве упрочняющих (легирующих) добавок вводят медь, никель, магний, кремний. Опыт эксплуатации монометаллических подшипников накоплен в Англии, США, Германии, Франции, Японии [45-50], России [51-55] и других странах. Такие сплавы нашли широкое применение для изготовления крупногабаритных подшипников транспортных дизелей (железнодорожный транспорт, морской и речной флоты), подшипники технологического оборудования (станки, прессы) подъемно транспортного оборудования, гидроприводов и насосов, прокатных станов и др.

Для сплава марки АО3-7, выплавленного в чугунных тиглях, содержание примеси железа допускается до 0,7 %. Железо присутствует в сплаве в качестве примеси. Железо практически не растворяется в алюминии в твердом состоянии. Железо образует с алюминием хрупкое твердое химическое соединение FeAl_3 , являющееся продуктом перетектической реакции. Наличие составляющей FeAl_3 обеспечивает сплавам сравнительно удовлетворительные антифрикционные свойства, поэтому для монометаллических подшипников употреблялись сплавы с железом [56].

Основными легирующими компонентами сплава АО3-7 является медь и олово. В этом сплаве по сравнению с остальными содержится большое количество меди (7 - 8,5% по масс.). Медь, не входящая в твердый раствор, образует с алюминием химическое соединение Al_2Cu (Θ -фаза), которое является твердым составляющим, равномерно расположенным в мягкой алюминиевой основе. Свободное олово, не вступившее в реакцию с медью, благоприятно влияет на снижение схватываемости сплава при больших удельных нагрузках. Типичная микроструктура сплава системы Al-Cu-Sn представлена на рисунке 1.5 [57].

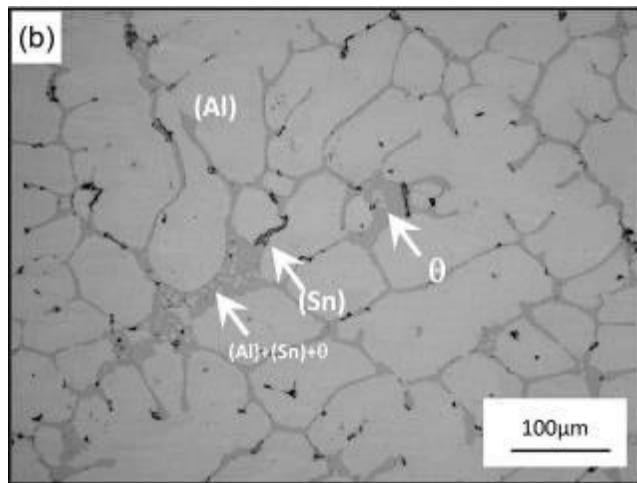


Рисунок 1.5 - Микроструктура литого сплава системы Al-Cu-Sn[57]

Большая твердость не дает возможности использовать этот сплав в качестве заменителя баббитов, как биметаллический, он подходит для изготовления монометаллических подшипников и не исключает возможности использовать его в отдельных случаях как заменителя бронз.

В настоящее время одним из узлов, который получил широкое применение, является шестеренный насос типа НШ-У. Он предназначен нагревания минерального масла в гидравлических системах тракторов, погрузчиков, сельскохозяйственных, коммунальных, строительно-дорожных машин и другой техники. К деталям, подверженным наибольшему изнашиванию относят втулки шестеренных насосов типа НШ-У, для их изготовления используют антифрикционный алюминиевый сплав АО3-7 ГОСТ 14113-78 [58]. Этот сплав предназначен для монометаллических подшипников скольжения (втулки, вкладыши и др.), работающих на трение в условиях смазки. К сплаву АО3-7 предъявляются следующие требования по механическим свойствам, представленные в таблице 1.9; при этом временное сопротивление σ_b определяют на специально отлитых образцах, а твердость – на широком торце втулки после термообработки по режиму Т1 [59].

Таблица 1.9 – Механические свойства АО3-7

Марка	Способ литья	Временное сопротивление σ_b , МПа	Относительное удлинение после разрыва δ_b , %	Твердость по Бринеллю HB, МПа (kg/mm^2)	Применяемость
АО3-7	К	170	-	75-117	Антифрикционные детали

Дополнительная термообработка, а именно закалка с 783 К в воду с последующим старением, значительно повышает твердость (с 800 до 1100 МПа) и износостойкость сплавов. При этом износостойкость в направлении, совпадающем с направлением кристаллизации, вдвое выше износостойкости того же сплава в перпендикулярном направлении [59].

1.3 Диаграммы состояния двойных систем с легкоплавкими материалами

В известных подшипниковых алюминиевых сплавах основным легирующим компонентом является олово, а в баббитах олово или свинец. Для сочетания необходимых антифрикционных, механических и литейных свойств требуется целенаправленное легирование алюминиевых сплавов несколькими элементами. Качественно осуществить такое легирование без изучения фазовых диаграмм не представляется возможным. Поэтому далее в работе будут изучены диаграммы состояния двойных и тройных систем.

1.3.1 Система Al-Sn

Диаграмма состояния Al–Sn, представленная на рисунке 1.6 является диаграммой эвтектического типа. Эвтектика кристаллизуется 228,3 °С и 97,8 % (ат.) Sn. Растворимость олова в (Al) незначительна и имеет ретроградный характер. Максимум растворимости установлен при температуре 500 °С и составляет 0,011- 0,014% (ат.) [0,05-0,06 % (по массе)] Sn. В быстроохлажденных алюминиевых сплавах растворимость Sn может достигать 0,26 % (ат.). Указывается на существование метастабильной фазы γ в области содержания - 50 % (ат.) Sn, которая имеет гексагональную структуру с параметрами решетки $a = 0,3181$ нм, $c = 0,2980$ нм. [60, 61].

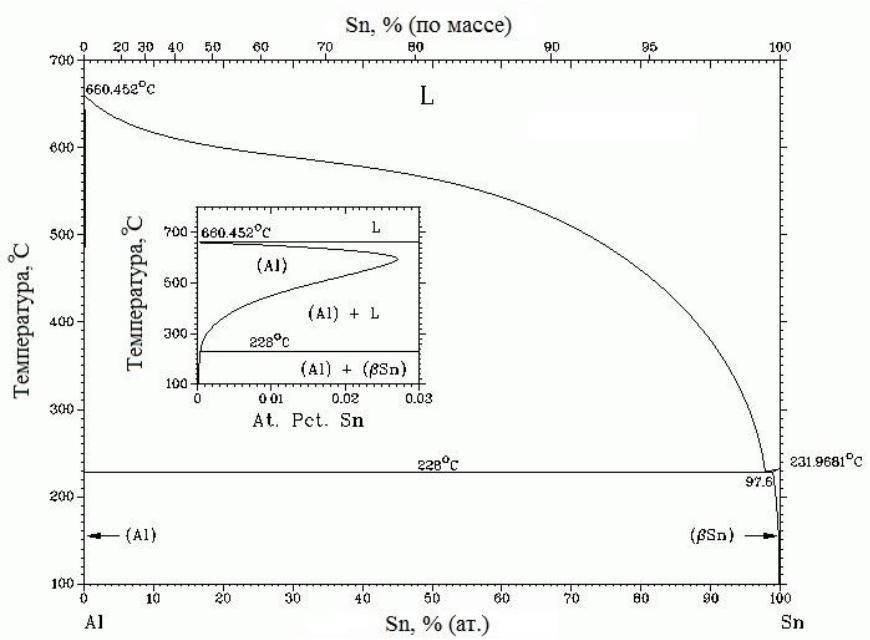


Рисунок 1.6 – Диаграмма состояния двойной системы Al–Sn

Результаты расчета двойного сплава Al-6%Sn, проведенные в программе Thermo-Calc (база данных TCAL1) приведены в таблице 1.10. Из этой таблицы видно, что при температурах до 228 °C в равновесии находятся практически чистые металлы: алюминий и олово. После расплавления последнего появляется жидккая фаза, концентрация алюминия в которой возрастает с повышением температуры.

Таблица 1.10 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al-6%Sn при характерных температурах

Температура	Фаза	Массовая доля	Химический состав фазы, % масс	
			Al	Sn
200	(Al)	94,00	99,99	<0,01
	(Sn)	6,00	0,16	99,84
228	(Al)	94,00	99,98	0,02
	(Sn)	6,00	0,02	99,77
485	(Al)	94,00	99,58	0,42
	L	6,00	6,58	93,42
500	(Al)	93,98	99,53	0,47
	L	6,02	7,64	92,36
651	(Al)	4,70	99,81	0,19
	L	95,30	93,71	6,29
652	L	100	94,00	6,00

1.3.2 Система Al-Pb

Система Al—Pb характеризуется широкой областью несмешиваемости в жидким состоянии и отсутствием соединений между Al и Pb [62, 63, 64]. В этой системе имеют место монотектическое и эвтектическое превращения (рисунок 1.7). Температура монотектического превращения близка к температуре плавления Al (она ниже ее всего лишь на 1,5 °C). Температура эвтектического превращения близка к температуре плавления свинца (ниже на 0,5 °C). Большая часть исследований посвящена определению положения кривой несмешиваемости двух жидкостей L и L₂ при различных температурах. Экстраполяция этой кривой на монотектическую горизонталь позволила определить положение монотектической точки: 0,18 % (ат.) Pb. В этой точке жидкость L распадается на жидкость L₂ и твердый раствор Pb в (Al). Состав равновесной жидкости L₂ — 98,78 % (ат.) Pb [1,16 % (по массе)].

Растворимость Pb в (Al) при монотектической температуре не превышает 0,025 % (ат.). Алюминий практически нерастворим в (Pb).

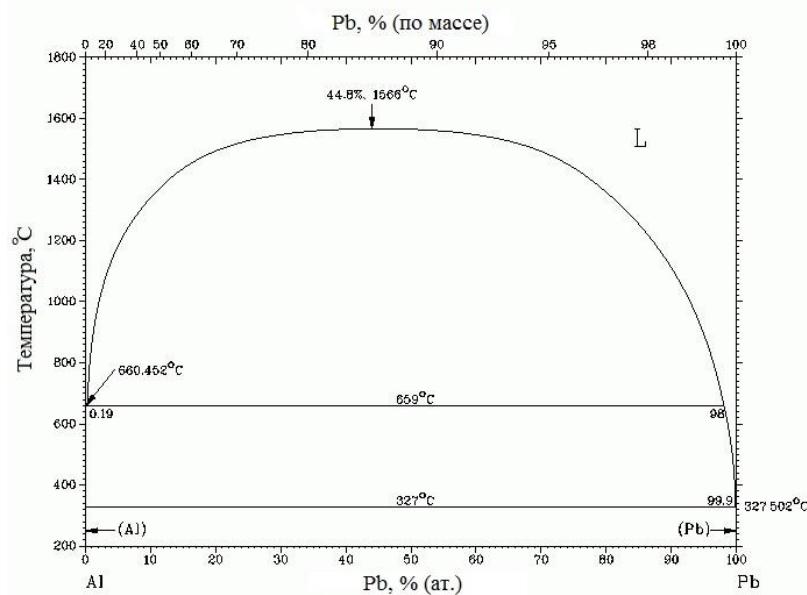


Рисунок 1.7 - Диаграмма состояния двойной системы Al-Pb

1.3.3 Система Al-Bi

Проведенные исследования диаграммы состояния Al—Bi свидетельствуют о том, что диаграмма состояния Al—Bi характеризуется широкой областью несмешиваемости в жидком состоянии и отсутствием промежуточных фаз [64, 65] (рисунок 1.8). Расхождения

между данными различных авторов, в основном, касаются границ области расслаивания на две жидкие фазы. Температуры нонвариантных превращений в системе не намного, но ниже температур плавления чистых металлов (Al и Bi). Это температуры монотектического (657°C) и эвтектического (270°C) превращений, а именно $\text{L}_1 \leftrightarrow (\text{Al}) + \text{L}_2$ при содержании 0,55 % (ат.) Bi и $\text{L} \leftrightarrow (\text{Al}) + (\text{Bi})$ при содержании 84 % (ат.) Bi, соответственно. Положение максимума на кривой, ограничивающей область расслаивания, соответствует температуре 1050°C и содержанию 18,0 % (ат.) [63,0 % (по масс.)] Bi. Предельная концентрация висмута в жидкости примонотектической температуре составляет около 87,0 ат.% (98,0 масс.%) (по массе). Область несмешиваемости более широкая и максимум имеет место при температуре 1300°C и содержании 22 % (ат.) [68 % (по масс.)] Bi.

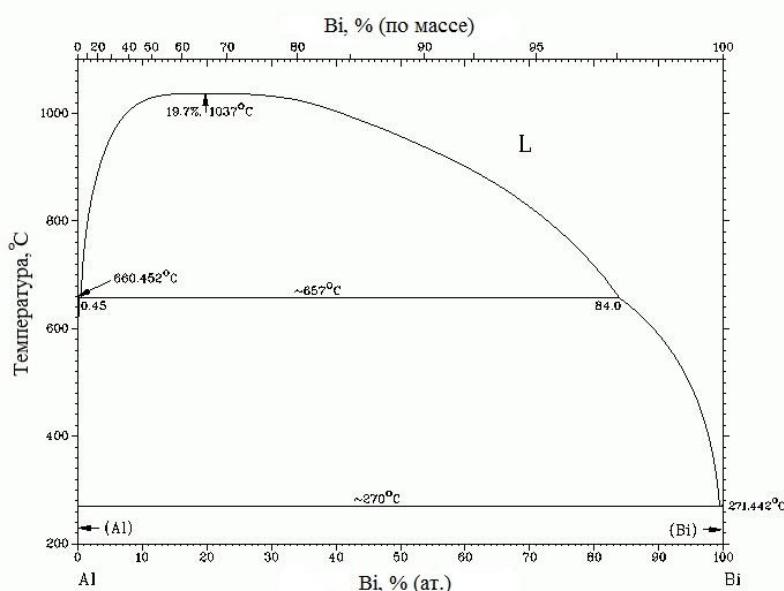


Рисунок 1.8 - Диаграмма состояния двойной системы Al-Bi

1.3.4 Система Al-Zn

В данной системе наблюдаются два нонвариантных равновесия: эвтектическое $\text{L} \leftrightarrow (\text{Al}) + (\text{Zn})$ при $T=382^{\circ}\text{C}$ и монотектоидное $(\text{Al}) \leftrightarrow (\text{Al})_2 + (\text{Zn})$ при 275°C , где (Al) и $(\text{Al})_2$ – твердые растворы на основе алюминия разного состава. Критическая точка на бинодальной кривой, ограничивающей двухфазную область $(\text{Al}) + (\text{Al})_2$ имеет координаты $351,5^{\circ}\text{C}$ и 39,5 % (ат.) Zn (рисунок 1.9). Диаграмма состояния Al–Zn рассчитана с использованием термодинамических данных. По данным работы [66] различие между рассчитанными и экспериментальными значениями температур ликвидуса и солидуса не

превышает $\pm 1,5$ °C, а температур монотектоидного превращения и начала расслаивания твердого раствора на две фазы ± 3 °C.

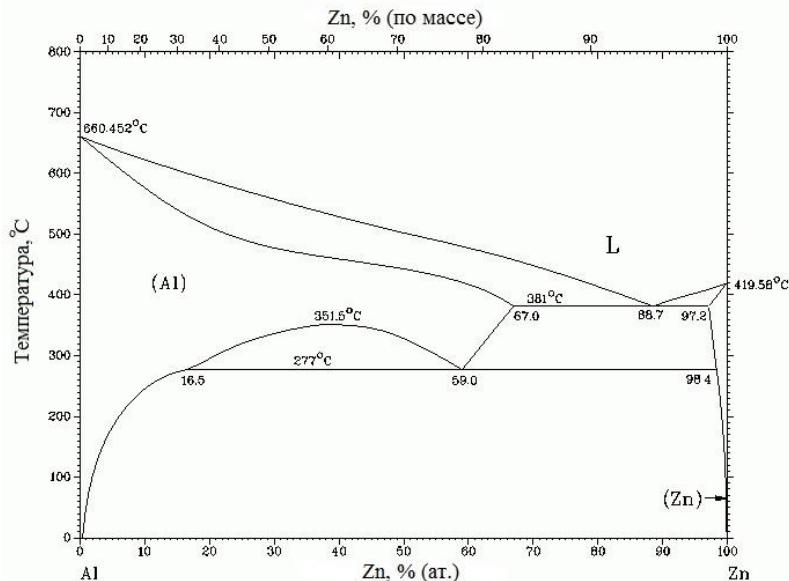


Рисунок 1.9 - Диаграмма состояния двойной системы Al-Zn

Максимальная растворимость Al в (Zn) при эвтектической температуре 382 °C составляет 2,5 % (ат.), а растворимость Zn в (Al) — 33,5 % (ат.). При старении закаленных сплавов, содержащих 6—30 % (ат.) Zn, обнаружено расслоение твердого раствора Al.

1.3.5 Система Al-In

Диаграмма состояния Al-In характеризуется расслоением в жидком состоянии (рисунок 1.10). Монотектическая точка наблюдается при 637 °C и область несмешиваемости простирается от 12-21% до 88-94% In при монотектической температуре. Эвтектическая точка со стороны индия отвечает концентрации 99,95% при 155 °C. Согласно экспериментальным данным диаграмма состояния характеризуется наличием монотектической реакции при содержании 5 % (ат.) In. Растворимость In в (Al) составляет 0,085 % (по масс.) In при температуре 560 °C и 0,17 % (по массе) In при монотектической температуре [67].

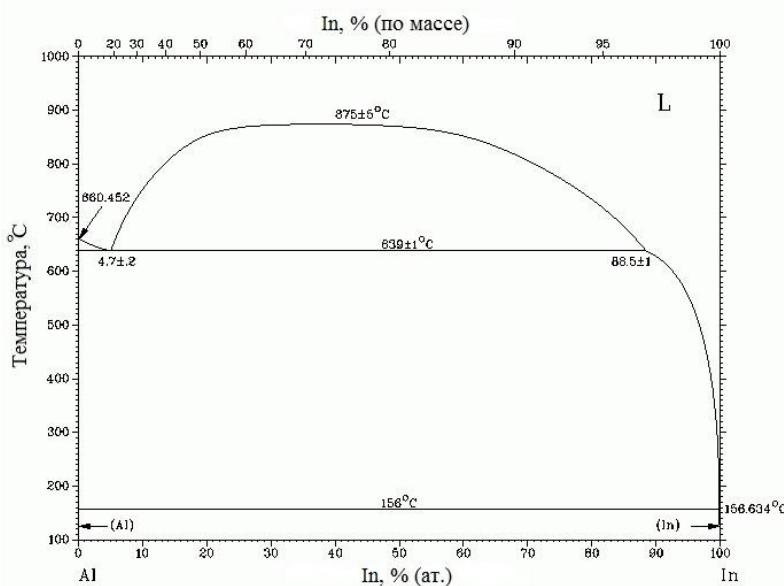


Рисунок 1.10 - Диаграмма состояния двойной системы Al-In

1.3.6 Система Al-Cd

В сплавах системы Al-Cd имеет место несмешиваемость в жидким состоянии (рисунок 1.11). Границы купола несмешиваемости приведены согласно теоретическому расчету[68]. Установлено два нонвариантных превращения: монотектическое при температуре 649 °С и эвтектическое при температуре 320,43 °С. Содержание кадмия в монотектической точке составляет 1,8 % (ат). Состав жидкости эвтектического состава близок к составу чистого Cd. Данные работы по взаимной растворимости Al и Cd в жидком состоянии хорошо согласуются между собой. Растворимость Cd в (Al) при температуре 165°C, полученная путем экстраполяции кривой растворимости, составляет 0,0002 % (по масс.) [69, 70].

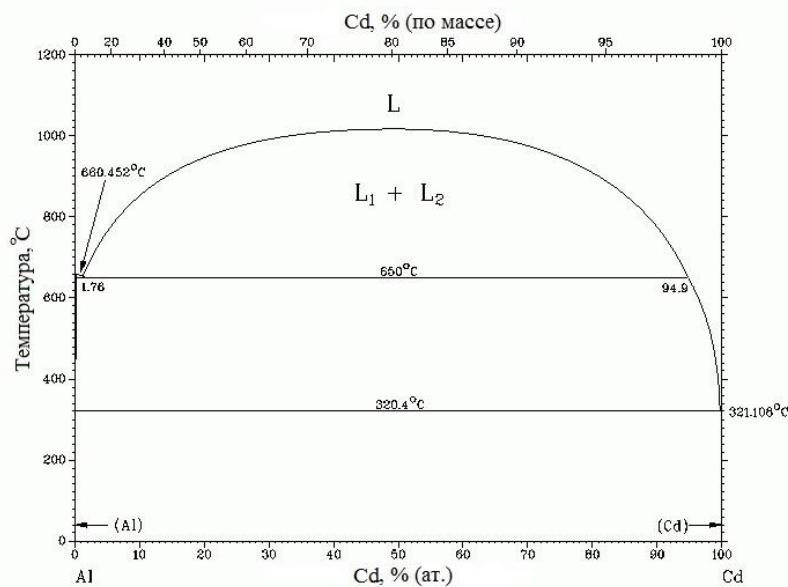


Рисунок 1.11 - Диаграмма состояния двойной системы Al-Cd

1.4 Диаграммы состояния тройных систем

1.4.1 Система Al-Bi-Cu

Висмут мало влияет на растворимость меди в (Al), а медь, в свою очередь, мало влияет на размеры областей расслаивания жидкости по сравнению с двойной системой Al-Bi [64, 65]. При плавке сплавов, концентрации которых отвечают областям расслоения в жидкком состоянии, медь скапливается преимущественно в верхнем слое жидкости, богатой алюминием (при 727 °C значение коэффициента распределения составляет примерно 90). В системе, по-видимому, происходит нонвариантное монотектическое превращение $L \rightarrow (Al) + CuAl_2 + L_2$ (~30% Cu и 5% Bi). В области, богатой висмутом, возможно, имеется нонвариантное эвтектическое превращение $L \rightarrow (Al) + CuAl_2 + (Bi)$, причем точка тройной эвтектики очень близка к 100 % Bi. В твердом состоянии существуют фазы (Al), CuAl₂ и (Bi), исключая сплавы, в которых концентрация меди меньше предела растворимости. Добавки висмута резко уменьшают поверхностное натяжение на границе раздела жидкость — газ сплавов системы Al-Cu. Влияние висмута на механические свойства сплавов незначительно. Диаграмма системы Al-Bi-Cu представлена на рисунке 1.12 [71, 72].

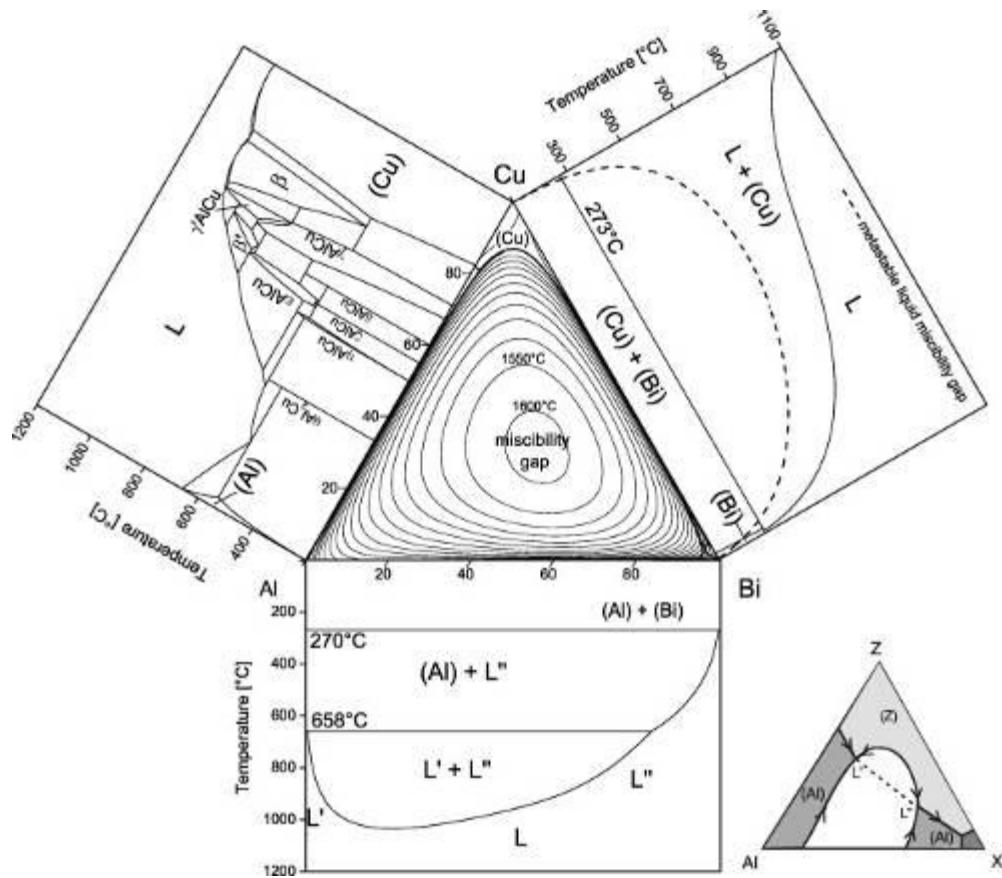


Рисунок 1.12 - Диаграмма состояния системы Al–Bi–Cu [71]

1.4.2 Система Al -Bi -Si

Область расслоения в жидкком состоянии системы Al–Bi расширяется в тройной системе, смыкаясь с подобной областью системы Bi-Si. При температуре 577°C и содержании 13 % Si и 0,5 % Bi происходит превращение $L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$. В сплавах, богатых висмутом, по-видимому, в непосредственной близости от чистого висмута имеется другое нонвариантное превращение, вероятно эвтектическое $L \rightarrow (Al) + (Bi) + (Si)$. В большинстве сплавов этой системы в твердом состоянии сосуществуют три фазы: (Al), (Bi) и (Si). Добавка висмута способствует некоторому улучшению механических свойств сплавов системы Al-Si [73, 74]. Введение висмута мало влияет на обрабатываемость резанием: уменьшается усилие резания, однако качество обработки поверхности не повышается. Сведения о влиянии висмута на структуру сплавов системы Al - Si противоречивы: по данным работ, висмут служит модификатором, а согласно другим данным — не оказывает влияния.

1.4.3 Система Al-Bi-Sn

Зона расслоения в жидком состоянии системы Al-Bi занимает широкую концентрационную область тройной диаграммы, распространяясь до 60 % Sn при 827 °C (рисунок 1.13). Сингулярная точка отвечает содержанию 18,6 % Bi и 55,8 % Sn. Эвтектика содержит 57 % Bi, 43 % Sn и менее 0,5 % Al. Она имеет полностью вырожденную структуру и плавится при 139 °C. Сплавы в твердом состоянии содержат, твердые растворы на базе алюминия, висмута и олова [73, 75, 76].

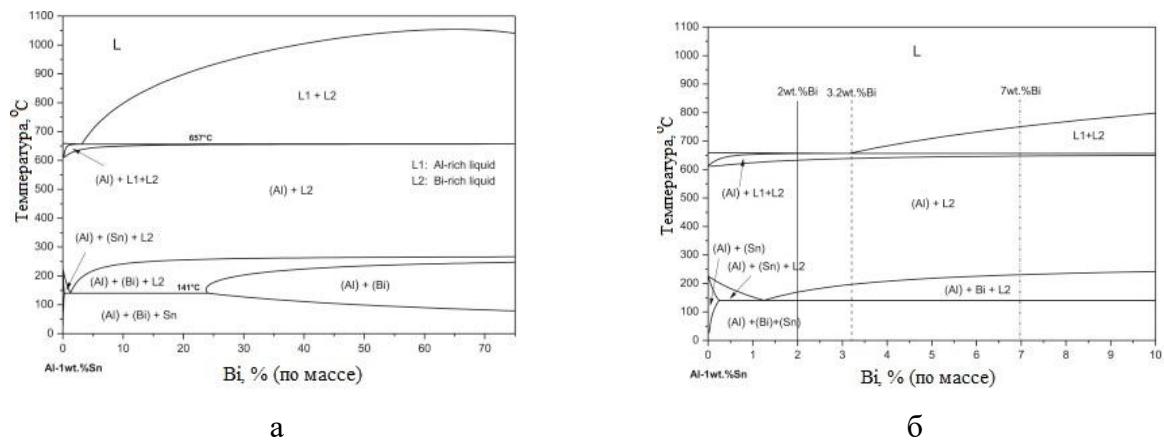


Рисунок 1.13 - Диаграмма состояния системы Al- 1% масс. Sn – Bi:
а) общий вид, б) до 10% Bi

1.4.4 Система Al-Bi-Zn

На рисунке 1.14 показана диаграмма с расчетной поверхностью ликвидуса тройной системы Al-Zn-Bi. Интервалы растворимости жидкости двойных диаграмм Al-Bi и Zn-Bi объединены в тройной системе ($L' + L''$), как показано более четко на небольшой принципиальной схеме общего вида системы Al-X-Z на рисунке 1.14. В этом эскизе формирование реакции четырех этапов является наиболее очевидным, поскольку жидкость $L' + L''$ пересекает два различных поля первичной кристаллизации, а именно (Al) и (Zn). В реальной системе Al-Bi-Zn, можно видеть тот факт, что протекание бинарных реакций $L' \rightarrow L'' + (Al)$ при 658 °C в системе Al-Bi и $L' \rightarrow L'' + (Zn)$ при 16 °C в системе Bi-Zn должны привести к четырехфазному равновесию в тройной системе, производя $L' \rightarrow L'' + (AL)' + (Zn)$ реакцию монотектического типа при 376 °C [71].

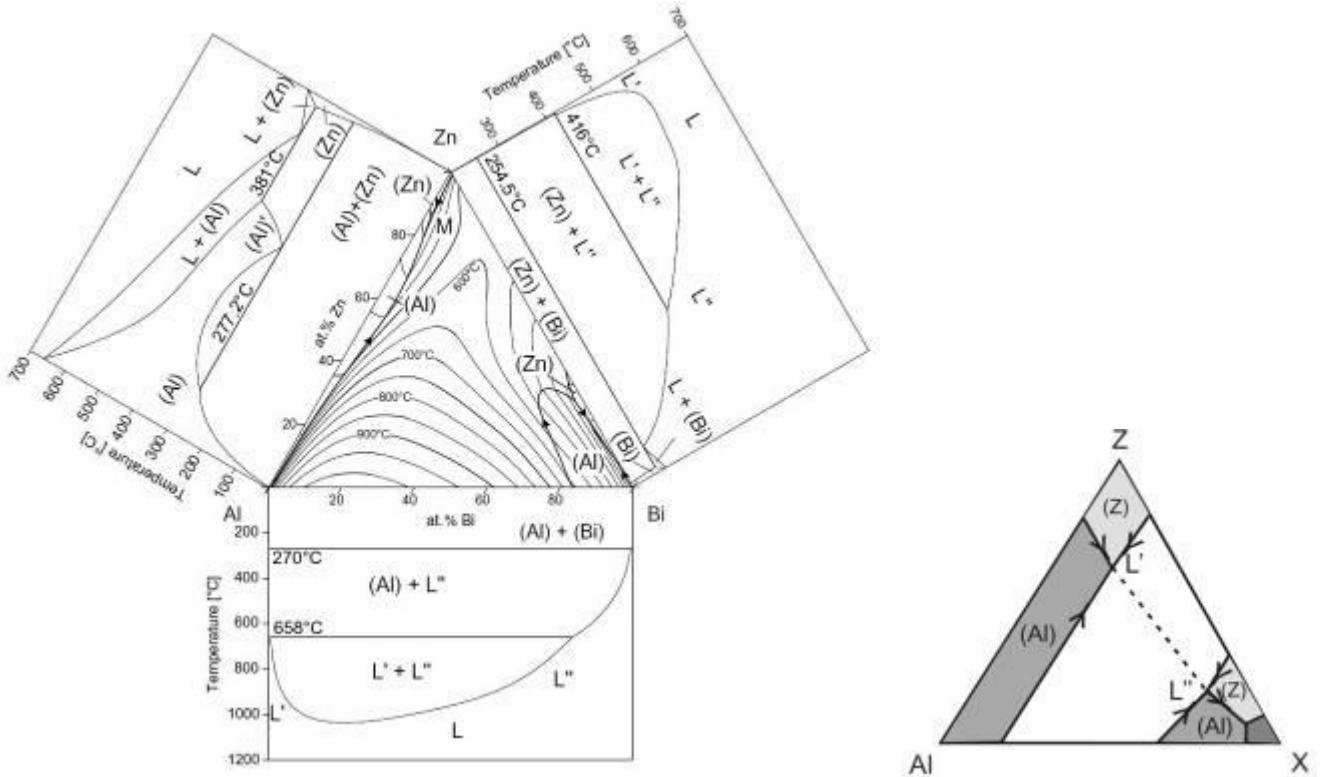


Рисунок 1.14 - Диаграмма Al–Bi–Zn [71]

1.4.5 Система Al-Cd-Si

Зона расслоения в жидком состоянии системы Al-Cd в тройной системе расширяется. Ее граница проходит за двойной эвтектикой Al+Si. Нонвариантная точка реакции $L_A \rightarrow (Al) + Si + L_2$ ($649^{\circ}C$) отвечает содержанию 13,5% Si и 0,5 % Cd. Концентрация жидкости L_2 близка к 99 % Cd; твердые растворы на основе алюминия и кремния содержат, вероятно, менее 0,1 % Cd. В области, богатой кадмием, по-видимому, происходит эвтектической превращение $L \rightarrow (Al) + (Si) + Cd$; состав нонвариантной точки и температура превращения близки к кадмию ($320^{\circ}C$). В твердом состоянии во всех сплавах, за исключением узкой концентрационной области композиций, где кремний и кадмий входят в твердый раствор, существуют три фазы: (Al), (Si) и (Cd).

При отжиге закаленного сплава, содержащего 5 % Si и 1 % Cd, фазы (Si) и (Cd) выделяются раздельно и при различных температурах, причем Si выделяется в более широком температурном интервале.

1.4.6 Система Al-Cu-Sn

В равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фазы Al_2Cu и Sn [77-82] (рисунки 1.15-1.17). Граница области расслоения в жидким состоянии проходит за центром концентрационного треугольника [71, 83, 84]. При 527°C происходит превращение $\text{L} \rightarrow (\text{Al}) + \text{CuAl}_2 + \text{L}_2$, нонвариантная точка отвечает концентрации примерно 20% Cu и 25% Sn. В области богатой оловом, имеется тройное эвтектическое превращение $\text{L} \rightarrow \text{Al} + \text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$ при 228°C . Добавка олова уменьшает растворимость меди в алюминии в твердом состоянии.

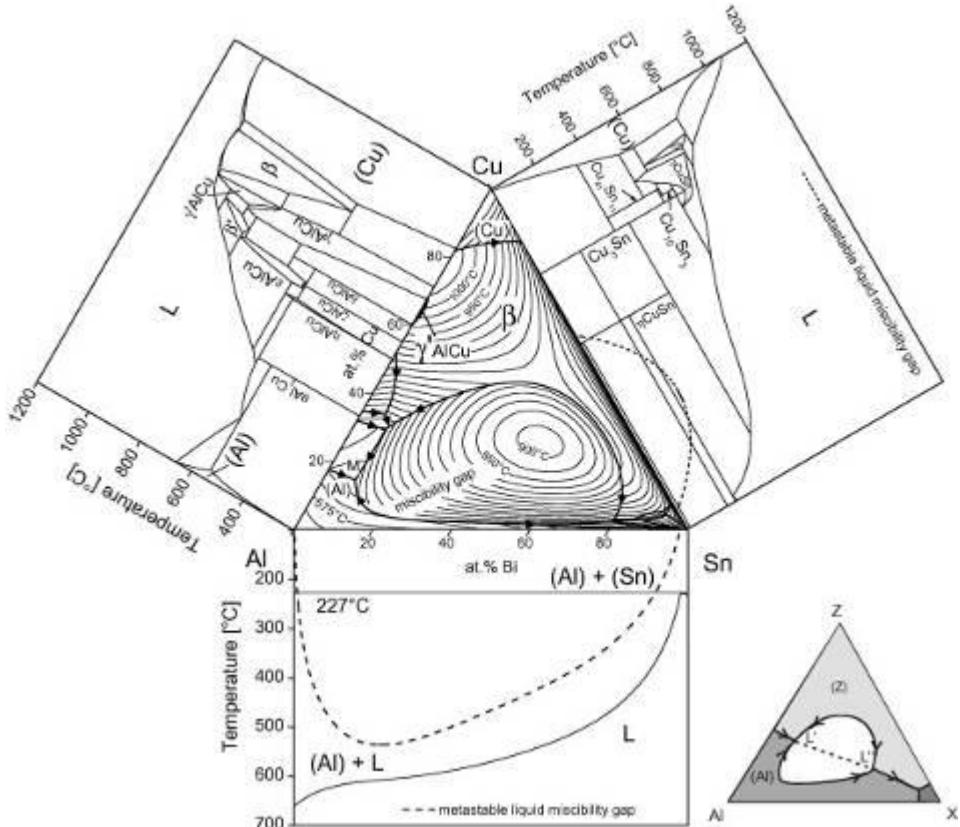


Рисунок 1.15 - Диаграмма Al–Cu–Sn [71]

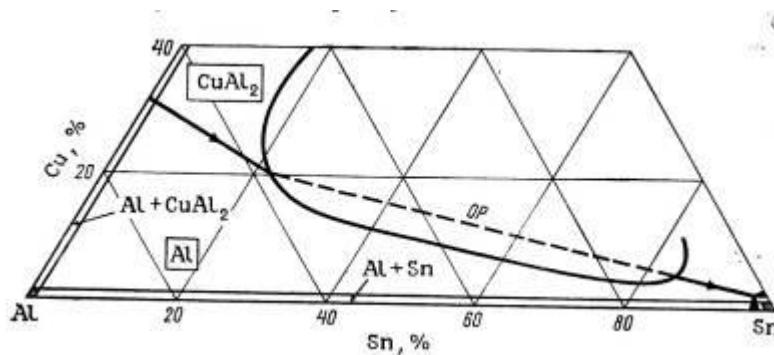


Рисунок 1.16 - Часть диаграммы Al–Cu–Sn, прилегающая к стороне Al–Sn.

Жирные линии – проекция поверхности ликвидус, тонкие линии – границы фазовых областей в твердом состоянии при 227°C . OP – область расслоения

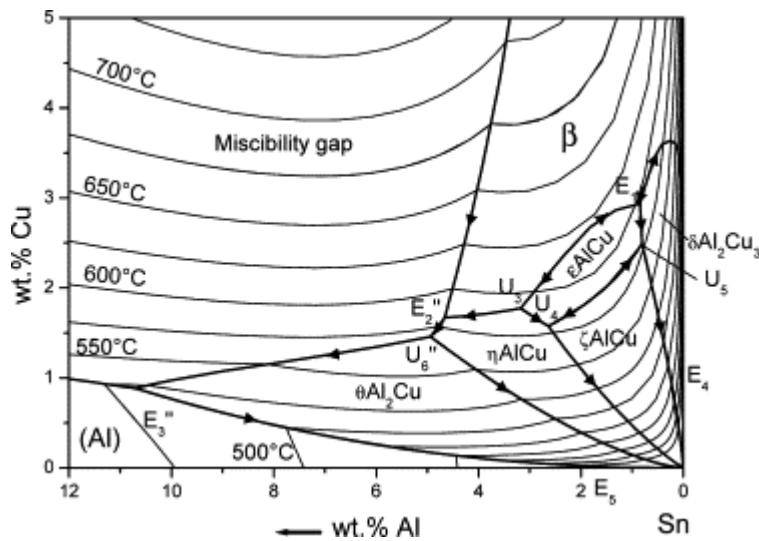


Рисунок 1.17 - Часть диаграммы Al –Cu –Sn, прилегающая к стороне Sn

Малые добавки олова ($0,05 - 0,10\%$) влияют на упрочнение при старении сплавов системы Al-Cu. Хотя максимальная твердость, количество тепла, выделяемого при старении, и максимальные значения механических свойств сплавов Al-Cu-Sn такие же, как и двойных сплавов, введение олова замедляет формирование зон ГП, подавляет образование первого максимума на изотерме твердости и приводит к увеличению второго максимума. Этот эффект обычно приписывают высокой энергии связи между атомами олова и вакансиями, он объясняется уменьшением растворимости меди в присутствии олова. Медь не влияет на выделение олова в сплавах системы Al-Sn.

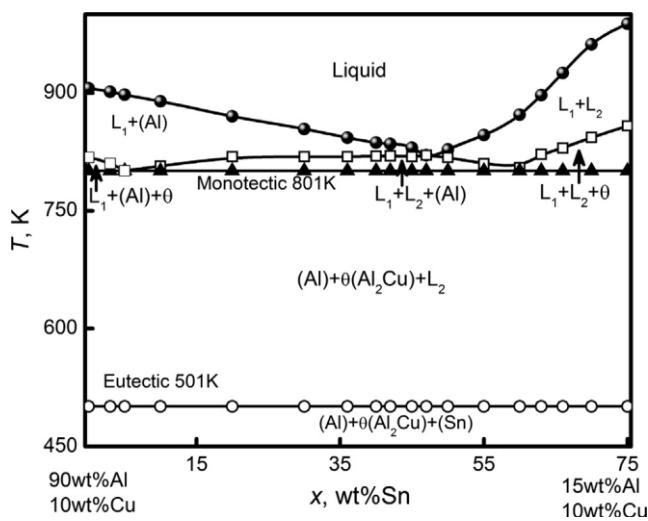


Рисунок 1.18 - Политегмическое сечение системы Al–Cu–Sn при 10% Cu

Согласно политегмическому разрезу, рассчитанному при 10% Cu (рисунок 1.18), в сплавах, содержащих более 3% Sn, после первичной кристаллизации (Al) должно

происходить расслоение жидкой фазы, а затем нонвариантная монотектическая реакция. После этого в широком температурном интервале (более 350°C) сплавы находятся в трехфазной области $L_2+(Al)+Al_2Cu$, что отвечает продолжению кристаллизации. Завершается кристаллизация по нонвариантной эвтектической реакции $L \rightarrow (Al)+Al_2Cu+(Sn)$, температура которой близка температуре плавления чистого олова.

1.4.7 Система Al–Cu–Pb

Характерной особенностью тройной системы Al–Cu–Pb является наличие купола расслоения жидкости [85]. Размеры этого купола примерно такие же, как и в двойной системе Al–Pb (рисунок 1.7). В зоне расслоения медь концентрируется преимущественно в жидкости, богатой алюминием; при 727 °C практически вся медь находится в верхнем слое. При концентрации примерно 33%Cu и 0,5%Pb (547 °C) происходит монотектическое превращение $L \rightarrow L_2+(Al)+Al_2Cu$. В области, богатой свинцом, имеется тройное эвтектическое превращение $L \rightarrow (Al)+Al_2Cu+(Pb)$, причем состав эвтектики очень близок к чистому свинцу, а температура превращения – к температуре плавления свинца. Добавка свинца мало влияет на растворимость меди в алюминии в твердом состоянии, а растворимость свинца в алюминии, как и в двойной системе, очень незначительна [86]. Из этого следует, что при плавке сплавов, содержащих выше ~1%Pb, необходим значительный перегрев расплава, т.к. его температура перед литьем должна быть заведомо в однофазной области.

1.4.8 Система Al-In-Sn

Граница области расслоения в жидком состоянии системы Al-In в тройной системе смещается, образуя пологий максимум примерно при содержании 55% Sn и 30% In. В этой системе при 117 °C происходит нонвариантное эвтектическое превращение $L \rightarrow A1+In_3Sn+InSn_4$; тройная эвтектика содержит 51,03 % In и 0,14 % Al. Две другие нонвариантные точки возможных превращений ($L+In \rightarrow A1+In_3Sn$ и $L+Sn \rightarrow A1+InSn_4$) должны находиться на линии, идущей от стороны Al-In к эвтектике Al+Sn, очень близко к линиям двойных перитектических реакций $L+In \rightarrow In_3Sn$ и $L+Sn \rightarrow InSn_4$. В равновесии с алюминиевым твердым раствором в твердом состоянии находятся фазы (In), (Sn), In_3Sn и $InSn_4$. Соединение In_3Sn (74,4 % In) имеет тетрагональную решетку (8 атомов в элементарной ячейке) с параметрами $a = 3,472$ Å и $c = 4,39$ Å. Соединение $InSn_4$ (19,4 %

In) обладает гексагональной структурой с параметрами $a = 3,2177$ Å и $c = 2,9988$ Å. Растворимости индия и олова в алюминии в твердом состоянии в двойных системах ниже 0,1% при 577—677 °C и пренебрежимо малы при 117 °C. Нет оснований предполагать увеличение растворимости в тройной системе. Добавка индия мало влияет на поверхностную энергию сплавов системы Al-Sn.

1.4.9 Система Al-Pb-Si

Характерной особенностью политермических разрезов тройной системы Al–Si–Pb с 5%Si, является наличие купола расслоения жидкости. Расчет политермического разреза системы Al–Si–Pb[87-90] кроме купола расслоения показывает также наличие нонвариантного монотектического превращения: $L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$.

1.4.10 Система Al-Pb-Sn

Область расслаивания, существующая в системе Al–Pb, сокращается при добавке олова [91, 92]. Тройная эвтектика в этой системе образуется при 183 °C и содержит 38,1 % РЬ и 61,7 % Sn. Эта критическая точка очень близка к эвтектической точке двойной системы РЬ—Sn (183,3 °C), отвечающей содержанию 38,1% РЬ и 61,9% Sn. Растворимости легкоплавких металлов (как свинца, так и олова) в (Al) составляют менее 0,1%. Поэтому практически все сплавы этой системы, богатые алюминием, содержат три фазы: (Al), (Pb) и (Sn).

1.4.11 Система Al-Si-Sn

Система очень простая, других фаз кроме твердых растворов на основе чистых металлов не обнаружено [93-96, 84]. Тройная эвтектика имеет такой же состав жидкой фазы, как и двойная эвтектика в системе Al–Sn (99,5% Sn) и затвердевает при 226,5 °C. Эффект модификации оловом сплавов системы Al-Si мал или совсем отсутствует, но добавки олова улучшают обрабатываемость сплавов резанием. Поверхностное напряжение на границе «твёрдая фаза — жидкость» в сплавах системы Al-Si-Sn составляет приблизительно половину от поверхностного напряжения на границе «твёрдая фаза — твёрдая фаза».

Сплав Al-Si относится к эвтектической системе, содержащей кремний в эвтектической композиции 12,6%, с температурой эвтектики равной 577 ° С. Оба сплава Al-Sn и Sn-Si принадлежат к специальным двоичным эвтектическим системам, в которых показано, что Sn практически не растворяется в твердых растворах Al и Si. В эвтектической реакции для систем Al-Sn и Al-Si содержание олова составляет 99,8 и 100% соответственно, и равновесная температура составляет соответственно около 229 ° С и 232 ° С, температура полной кристаллизации близка или равна температуре плавления Sn [97]. Сплав системы Al-Sn-Si после кристаллизации состоит из α (Al), Si и β (Sn) фаз. Таким образом, в соответствии с правилами диаграммы, можно сделать вывод, что система Al-Sn-Si должна принадлежать тройной эвтектической системе. Проекция поверхности жидкой фазы и развернутых диаграмм тройной системы показаны на рисунке 1.19. В соответствии с тремя диаграммами систем и экспериментальных результатов, можно определить, что проекция тройной эвтектической точки находится в углу Sn. Содержание олова в эвтектическом составе почти приближается к 100%, равновесная температура должна быть не ниже 229 ° С.

Значение самой низкой температуре рассчитывали в среднем как 225 ° С. В процессе затвердевания, вначале кристаллизуется α (Al), затем, происходит эвтектической превращение $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + \text{Si}$; концентрация олова в жидкости возрастает с уменьшением температуры. При температуре около 225 ° С происходит нонвариантное эвтектической превращение $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + \text{Si} + \beta(\text{Sn})$.

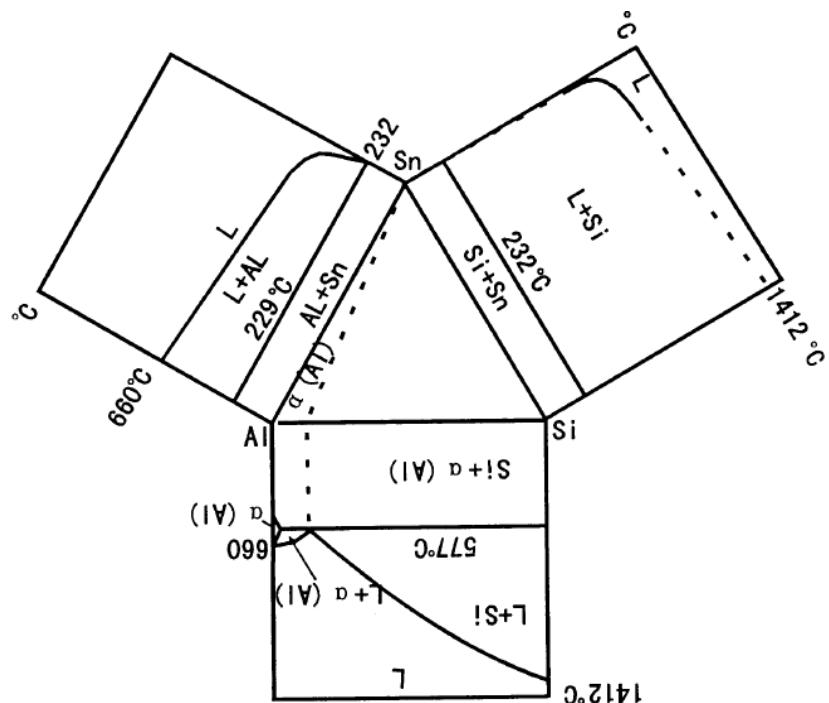


Рисунок 1.19 - Развёрнутая схема тройной и проекция жидких фаз лицом для системы Al-Sn-Si [93]

Структура сплава на основе системы Al-Sn-Si после полной кристаллизации состоит из α (Al), Si и β (Sn) фаз, фаза β (Sn) присоединяется к эвтектической Si фазе и располагается по границам зерен [93].

1.4.12 Система Al–Cu–Si

В этой системе не образуются тройные соединения. В равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фазы Al_2Cu и Si. Тройное эвтектическое превращение $L \rightarrow Al + CuAl_2 + Si$ происходит, по разным данным, при 520–525 °C; эвтектика содержит 26–31% Cu и 5–6,5% Si (наиболее вероятны 27 % Cu и 5 % Si и температура плавления 525 °C). Изучены свойства и термическая стабильность эвтектики. Проекция поверхности ликвидус показана на рисунке 1.20а. В большинстве сплавов, богатых алюминием, в равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фазы Al_2Cu и Si. Трехфазная область сужается при уменьшении температуры показана на рисунке 1.20б. Растворимость меди в кремнике и кремния в соединении Al_2Cu , по видимому, пренебрежимо мала. Кристаллизация в неравновесных условиях, даже закалка из жидкого состояния, мало влияет на структуру.

Термический коэффициент линейного расширения алюминия незначительно уменьшается при введении меди, кремний вызывает несколько больший эффект, а тройные сплавы имеют промежуточное значение. Жидкотекучесть сплавов системы Al–Cu значительно возрастает при легировании кремнием: добавка 5 % Si к сплаву с 4% Cu приводит к повышению этой характеристики на 20 %. Теплопроводность сплавов системы Al–Cu–Si мало отличается от теплопроводности других алюминиевых сплавов и составляет порядка 2-10~2 Вт/(мК).

Механические свойства сплавов, особенно термически упрочняемых, зависят главным образом от содержания меди. При концентрации меди и кремния порядка 3–5 % предел прочности отливок может достигать 200 – 250 МН/м². Модуль упругости зависит от содержания кремния.

При введении меди улучшаются литейные свойства сплавов системы Al–Si, а способность к механической обработке ухудшается. Уменьшение легирования усиливает процесс образования столбчатой структуры при кристаллизации сплавов системы Al–Cu–Si. По мере увеличения отношения концентраций Si:Cu при любом суммарном содержании компонентов увеличивается размер дендритов и уменьшается расстояние между ветвями дендрита. Добавка меди приводит к уменьшению размера колоний в

эвтектических сплавах системы Al–Si. Величина усадки сплавов системы Al–Cu–Si при литье и сварке существенно зависит от химического состава; она максимальна в сплавах, отвечающих предельной растворимости в твердом состоянии, когда образуется минимальное количество эвтектики. Увеличение легирования вызывает уменьшение усадки до пренебрежимо малого значения для сплавов, точки концентраций которых находятся за линией, соединяющей концентрации сплавов Al+9-10 % Cu и Al+3-4 % Si.

При пластической деформации в твердо-жидком состоянии твердые частицы перемещаются в жидкой фазе. Величина деформации существенно зависит от структуры сплава. Добавка меди совместно с кремнием замедляет рекристаллизацию алюминия, подвергнутого очистке зонной плавкой. Кремний увеличивает плотность дислокационных петель в сплавах системы Al–Si, ускоряет упрочнение при старении и в то же время приводит к увеличению прочности, особенно сплавов с низким содержанием меди. Характер выделения кремния меняется в присутствии небольшого количества меди в твердом растворе, при этом образуются частицы преимущественно сферической, а не пластинчатой формы, как в двойных сплавах. Добавка бария, кальция, церия, цезия, галлия, калия, лантана, натрия, рубидия, стронция и иттрия существенно не влияет на свойства и кинетику упрочнения при старении [86].

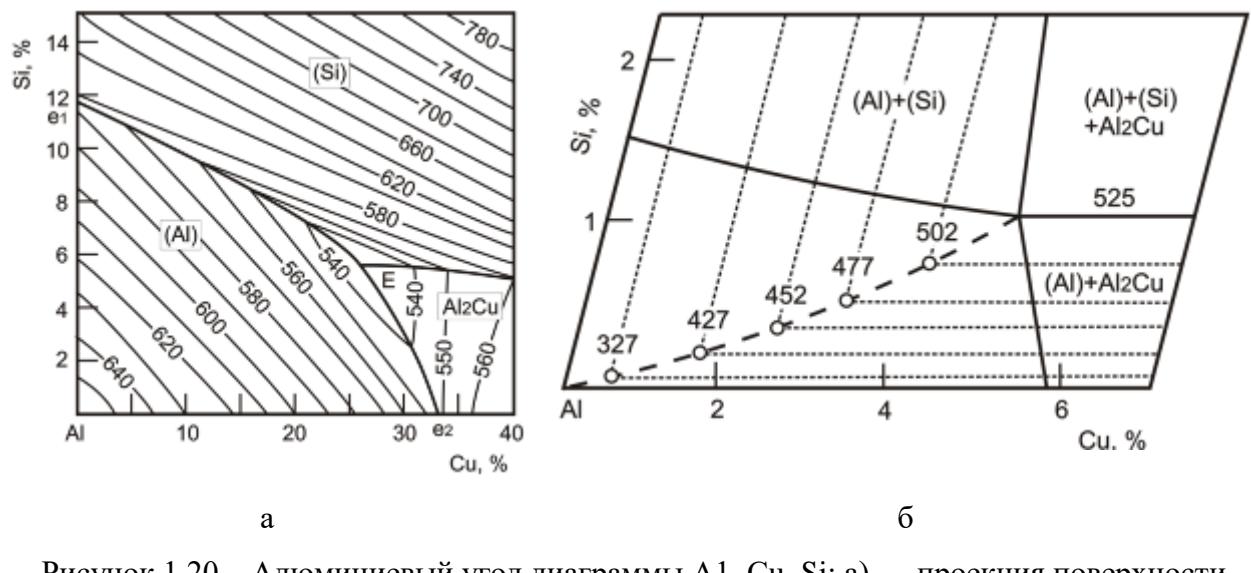


Рисунок 1.20 – Алюминиевый угол диаграммы Al–Cu–Si: а) — проекция поверхности ликвидус; б) — положение вершины трехфазного треугольника Al+CuAl₂+Si при различных температурах

1.5 Литейные и механические свойства антифрикционных сплавов

Общая характеристика литейных свойств.

Важной характеристикой литейных сплавов является их возможность хорошо заполнять форму, в которую заливается расплав, то есть получать качественную отливку без трещин и пор, без литейных дефектов. Литейные свойства определяются составом сплава и технологическими режимами литья. К основным свойствам относят: жидкотекучесть, усадку и связанные с ней горячеломкость и склонность к образованию усадочных пустот, а также макроликвацию.

Жидкотекучесть характеризует способность расплава заполнять литейную форму. Жидкотекучесть - типичное технологическое свойство, поскольку сильно зависит от методики и условий проведения экспериментов по ее оценке, в первую очередь от температуры литья и формы, металlostатического напора и др. [98]. Особенno важное значение для качества отливки имеет усадка в период кристаллизации, приводящая к образованию усадочных пустот и возникновению усадочных напряжений, в результате действия которых могут образовываться горячие (криSTALLИЗАционные) трещины [99]. В алюминиевых сплавах усадочные трещины образуются чаще всего выше солидуса и поэтому их называют горячими или кристаллизационными в отличие от холодных, образующихся в твердом состоянии.

Склонность к образованию горячих трещин называют горячеломкостью, это важнейшее литейное свойство алюминиевых сплавов. Устранение горячих трещин в отливках из многих алюминиевых сплавов является наиболее трудной задачей для металловедов и литейщиков. Для количественной оценки горячеломкости используют различные технологические пробы [100]. Часто используют кокильные пробы на горячеломкость – кольцевую и карандашную [100]. В кокильной кольцевой пробе внешний диаметр получаемого образца равен 60 мм, а внутренний, определяемый диаметром стержня, может меняться, например, от 30 до 50 мм. В качестве показателей горячеломкости здесь используют максимальный диаметр стержня, на котором появляются трещины в кольцевой отливке из исследуемого сплава, или суммарную длину трещин при постоянном диаметре стержня.

Металловедческий подход к анализу литейных свойств алюминиевых сплавов и способов их повышения базируется на теории литейных свойств А.А. Бочвара, впоследствии развитой И. И. Новиковым. Эта теория, в свою очередь, основывается на анализе закономерностей влияния на литейные свойства химического состава и структуры сплавов в интервале кристаллизации в связи с неравновесными фазовыми диаграммами.

Количество (объемная доля) твердой фазы, которое необходимо для образования кристаллического каркаса, зависит, в первую очередь, от формы кристаллов. При дендритной кристаллизации температура образования каркаса тем выше, чем больше разветвленность растущих из расплава дендритов. Соответственно, чем выше эта температура, тем больше объемная доля жидкости и меньше объемная доля твердой фазы. Линия, проведенная на фазовой диаграмме через точки температур образования кристаллического каркаса сплавов разного состава, является одновременно температурной кривой начала линейной усадки [99] (рисунок 1.21).

Температурный интервал между этой линией и неравновесным солидусом сплавов А.А. Бочвар назвал эффективным интервалом кристаллизации. В этом интервале сплавы находятся в твердо-жидком состоянии, обладая основным свойством твердого тела — сохранять ту форму, которая была ему ранее придана. В интервале температур между линией начала линейной усадки и линией ликвидуса сплавы находятся в жидко-твердом состоянии, обладая основным свойством жидкости принимать форму вмещающего сосуда [99]. Представления о жидко-твёрдом, твердо-жидком состояниях и эффективном интервале кристаллизации являются базовыми в теории литейных свойств А. А. Бочвара. Основные литейные свойства сплавов связаны с наличием интервала твердо-жидкого состояния, температурно-концентрационной протяженностью этого эффективного интервала кристаллизации, а также структурой и механическими свойствами сплавов в этом интервале.



Рисунок 1.21 - Схемы зависимости литейных свойств от состава сплавов в системе эвтектического типа [99] (об - равновесный солидус; ас - неравновесный солидус):

1 - жидкотекучесть при постоянном перегреве над ликвидусом; 2 — жидкотекучесть при постоянной температуре заливки

Температурный интервал между этой линией и неравновесным солидусом сплавов А.А. Бочвар назвал эффективным интервалом кристаллизации. В этом интервале сплавы находятся в твердо-жидком состоянии, обладая основным свойством твердого тела — сохранять ту форму, которая была ему ранее придана. В интервале температур между линией начала линейной усадки и линией ликвидуса сплавы находятся в жидкотвердом состоянии, обладая основным свойством жидкости принимать форму вмещающего сосуда [99]. Представления о жидкотвердом, твердо-жидком состояниях и эффективном интервале кристаллизации являются базовыми в теории литейных свойств А. А. Бочвара. Основные литейные свойства сплавов связаны с наличием интервала твердо-жидкого состояния, температурно-концентрационной протяженностью этого эффективного интервала кристаллизации, а также структурой и механическими свойствами сплавов в этом интервале.

На рисунке 1.21 приведены схемы, демонстрирующие характер зависимостей основных литейных свойств алюминиевых сплавов двойной системы эвтектического типа от их состава в связи с эффективным интервалом кристаллизации.

Горячеломкость — самое главное литейное свойство. Действительно, трещины являются наиболее опасным дефектом у отливок, и допускать их образования никак нельзя. Склонность к образованию горячих трещин тесно связана с величиной эффективного интервала кристаллизации: чем он шире, тем больше эта склонность у сплавов данной системы. Максимум горячеломкости в двойных сплавах отвечает сплаву, состав которого примерно соответствует концентрационной границе появления неравновесной эвтектики (см. рисунок 1.21). Качественное объяснение такой зависимости, по А. А. Бочвару, связано с тем, что с увеличением эффективного интервала кристаллизации растет линейная усадка, затрудненность которой при кристаллизации отливок вызывает образование горячих трещин. Величина эффективного интервала является далеко не единственным критерием горячеломкости. Очень многое зависит от особенностей структуры сплавов: размера и формы зерна, количества, размера и распределения эвтектических включений и др. параметров литой структуры, которые определяют структуру в твердо-жидком состоянии. И все же величина эффективного интервала остается важнейшей и наиболее универсальной характеристикой потенциальной склонности любого сплава к образованию кристаллизационных трещин [101].

1.6 Принципы легирования алюминиевых антифрикционных материалов

Исследования антифрикционных сплавов показали, что необходимо легирование алюминиевого сплава различными элементами, которые будут обеспечивать сплаву оптимальные антифрикционные свойства. В качестве легирующих добавок используются компоненты, которые образуют как твердые структурные составляющие, упрочняющие матрицу сплава, так и мягкие, играющие защитную роль твердой смазки.

Медь растворяется в алюминии в количестве 5,65% при 548 °C и 0,1% при 20°C. Эвтектика содержит смесь кристаллов α -фазы и химического соединения Al_2Cu , которое является упрочнителем. Медь, помимо растворенного упрочнения, обеспечивает возможность существенного дисперсионного твердения в результате старения после закалки, поскольку ее растворимость в (Al) с понижением температуры существенно снижается. Поэтому у сплавов Al-Cu можно достигнуть гораздо большей прочности (особенно пределов упругости и текучести) в более широком интервале температур. В тоже время медь снижает коррозионную стойкость алюминия и любых его сплавов. В этом отношении она является вредной добавкой (или примесью), и ее концентрацию нужно ограничивать. Медь образует с алюминием широкоинтервальную фазовую диаграмму, и поэтому литейные свойства сплавов на базе системы Al-Cu очень низки (диаграмма Al-Cu см. рисунок 1.12, 1.15) [101,102].

Медь увеличивает модуль упругости сплавов и является одной из основных легирующих присадок, резко упрочняющих алюминиевые сплавы. С увеличением содержания меди. Сплавы, содержащие медь способны к естественному старению. Отрицательно сказывается на старении железо, но добавки небольших присадок Mn (0,02-0,03%) восстанавливают эту способность сплавов. Процесс искусственного старения ускоряется под действием малых добавок индия, олова и кадмия. Медь входит в состав многих литейных и деформируемых сплавов. В подшипниковых материалах медь является обязательной присадкой в сплавах, прокатываемых со сталью при изготовлении биметалла, и в ряде литейных сплавов [14].

Ранее изучались сплавы системы алюминий-медь с содержанием меди от 2 до 15%. Для выявления их антифрикционных свойств были проведены испытания на трение и износ [103]. Данные этих испытаний показали, что коэффициент трения и износ как самого вала, так и стали возрастают с увеличением содержания меди. Это может быть объяснено тем, что с увеличением содержания меди возрастает количество твердых и хрупких составляющих сплава – кристаллов химического соединения меди с алюминием (Al_2Cu). Исследование механических и антифрикционных свойств сплавов алюминия с

медью показали более благоприятные результаты для сплавов, содержащих медь в количестве 2 и 4%. Особенно хорошие результаты были со сплавом, содержащим 5% меди. Этот сплав, примененный в шатунных подшипниках тракторов, в дизелях и грузовых машинах, показал хорошие результаты работы. Данные сплавы легко прирабатываются, дают незначительный износ шейки вала и имеют хорошие антифрикционные свойства. Кроме того, они переносят высокие ударные нагрузки. Согласно диаграмме состояния сплавов Al-Cu, состоят из кристаллов твердого раствора меди в алюминии и эвтектики $Al + Al_2Cu$. Химическое соединение Al_2Cu , представляющее собой сплошные серые включения, является твердой составляющей этих сплавов. Расположение этой твердой составляющей неблагоприятно с точки зрения антифрикционности сплава. Соответствующей термообработкой можно добиться сфероидизации и коагуляции кристаллов Al_2Cu [104,105].

Кремний снижает теплопроводность, электропроводность и коэффициент линейного расширения, повышает температуру рекристаллизации. Последнее благоприятно сказывается на жаропрочности сплавов. В технике широко используются бинарные литейные сплавы, силумины. Такие сплавы отличаются высокой жидкотекучестью и обладают хорошей сопротивляемостью коррозии. В подшипниковые литейные сплавы кремний добавляют в качестве присадки, создающей твердые структурные составляющие. Следует отметить, что кремний, в отличие от остальных компонентов, вводится в сплавы не только из-за своей растворимости (предел растворимости кремния в алюминии около 1,65%) в алюминиевом твердом растворе – (Al) , но и благодаря образованию эвтектики $(Al)+(Si)$ (содержащая 11,7% Si), определяющей многие свойства сплавов, прежде всего литейные. В связи с этим общую концентрацию кремния в сплавах целесообразно разделять на две части: первая (менее 1,65%) – Si в алюминиевой матрице (в твердом растворе или в виде вторичных выделений), вторая (до 20% и более) – Si в фазах кристаллизованного происхождения, прежде всего в кремниевом твердом растворе [102, 106].

Содержание кремния находится в пределах 4-22%, этот диапазон можно условно разделить на три части: 4-9%, 10-13% и 14-22%, что, согласно двойной диаграмме Al-Si (рисунок 1.19), соответствует доэвтектическим, эвтектическим и заэвтектическим силуминам. Нижний предел по кремнию (4%) обусловлен достижением необходимого уровня литейных свойств за счет достаточно узкого эффективного интервала кристаллизации. Верхний предел связан с обеспечением минимального уровня пластичности, поскольку кремниевая фаза отличается хрупкостью.

Сплавы Al-Si широко используются в машиностроении. Они имеют хорошие механические свойства, такие как коррозионную стойкость, высокую усталостную прочность и низкую усадку. Добавление Si в алюминий повышает износостойкость при нормальных нагрузках. Основным эффектом Si частиц является то, что они повышают твердость. Твердые Si частицы, находящиеся в мягкой матрице, повышают износостойкость [107]. Из сплавов системы Al-Si как наиболее подходящие в качестве антифрикционного материала можно указать на сплавы заэвтектического состава [108-112]. Исследования [111] заэвтектического алюминиево-кремниевого (Al-Si) сплава, используемого для блока цилиндров, показали влияние кремния (18% Si) на задиростойкость алюминиевого сплава в процессе трения. Проведенные испытания на износостойкость в условиях смазки и при нормальной нагрузке 5.0 Н показали, что сплав в сплаве первоначально подвергаются износу, находящиеся на поверхности частицы кремния, которые предотвращают разрушение основного материала. Тем самым была установлена корреляция между микроструктурой и износостойкостью, первоначально изнашиваются частицы кремния, в них происходит перелом и некоторые из них вдавливаются в мягкую матрицу. Только после полного износа Si происходит износ алюминиевой матрицы. Однако слой масла уменьшает износ при более высоких режимах трения. Показано, что при нагрузке 0,5 Н сплав работает в небольшом режиме трения, без ущерба для алюминиевой матрицы и очень ограниченного повреждения верхних частиц кремния.

По своей структуре алюминиевые сплавы с кремнием состоят из эвтектики Al-Si со вкрапленными в нее твердыми кристаллами избыточного кремния. Однако такой сплав после модификации и длительного отжига при температуре 560 °C приобретает равномерную зернистую антифрикционную структуру. Износостойкость термообработанных образцов повышается, а коэффициент трения становится меньше [113], также происходит изменение механических характеристик, в частности, повышение твердости [114, 115]. Повышение износостойкости термообработанных сплавов по сравнению с литыми, связано с благоприятным распределением частиц Si, которые в процессе укрупнения (коагуляции) частиц принимают более глобуллярную форму [116]. Так же термообработка уменьшает массовый износ экспериментальных сплавов [117].

Не исключена возможность использования модифицированных сплавов алюминия с кремнием эвтектического [118-120] и даже доэвтектического состава [110, 117, 121]. В некоторых работах указывается возможность применения сплавов Al-Si с добавками меди в качестве подшипникового материала [112, 122-124].

В работе [124] проводились исследования нового заэвтектического Al–Si–Cu сплава для замены вкладышей из серого чугуна, для блоков цилиндров. Так как задачей автомобильной промышленности является уменьшения веса для улучшения эффективности работы двигателя и уменьшения выброса CO₂ в атмосферу. Основной характеристикой, которой должны обладать новые сплавы, это износостойкость. Результаты показали, что коэффициенты трения заэвтектических сплавов имеют схожие характеристики с серым чугуном, а небольшие и хорошо распределенные частицы кремния улучшают износостойкость сплава и позволяют избежать сильного отделения этих частиц, уменьшая таким образом, абразивное изнашивание по механизму трёх тел.

Добавление небольшого количества Cu приводит к улучшению износостойкости сплава на основе Al-Si. Добавление Cu в сплав приводит к микроструктурным изменениям, увеличивается в твердость и прочность и способствует формированию слоя оксида между сопрягаемыми поверхностями, которая отвечает за контроль износа и трения [122].

Олово в твердом состоянии в алюминии практически не растворяется (диаграмма Al-Sn см. рисунок 1.6). Образуется эвтектика при температуре 229 °С и содержании олова 99,5%. При температурах выше 229 °С олово образует твердый раствор с алюминием [24].

В сплаве Al-Sn, олово располагается в алюминиевой матрице в виде свободных зерен [125]. Олово в малых количествах улучшает коррозионную стойкость алюминия, особенно при легировании его с медью. В алюминиевых подшипниковых сплавах олово присутствует в качестве компонента, создающего мягкие структурные составляющие. Сплавы Al-Sn, имеют неплохие прочностные и превосходные поверхностные свойства, они используются в качестве опорных материалов в течение длительного времени [125]. Сплавы Al-Sn [126] обладают высокой пластичностью, но прочность и твердость их невысока, она может быть повышена добавкой третьего компонента. Уже при добавлении 1-2% Si повышается прочность и твердость сплава на 50%, не изменяя существенным образом его пластичности. Одновременно добавка кремния улучшает антифрикционные свойства сплава Al-Sn [24]. В работе [127] изучены сплавы с различным содержанием кремния и влияние добавки олова на антифрикционные свойства этих сплавов. Сплав Al-12,5%Si-25%Sn показал износостойкость выше, чем сплавы Al-6,5%Si и Al-12,5%Si. Также добавка олова повлияла на коэффициент трения: у Al-12,5%Si-25%Sn коэффициент трения был ниже по сравнению с Al-6,5%Si и Al-12,5%Si. Сплав на основе Al-Si-Sn имеет низкий коэффициент трения за счет способности Sn образовывать мягкий защитный слой на поверхности скольжения.

Наиболее хорошими антифрикционными свойствами обладают сплавы Al-Sn-Si с добавлением меди. На рисунке 1.22 показана структура сплава на основе системы Al-Sn-

Cu-Si. В работе [125] исследовались новые подшипниковые сплавы на основе алюминия, которые производились методом литья в формы, и экспериментально были проанализированы трибологические характеристики этих сплавов. Были определены коэффициент трения и потери веса образцов при различных условиях работы. Были проанализированы эффекты легирующих элементов, добавляемых к алюминиевой матрице, на трибологические характеристики. Были изучены сплавы различного химического состава Al - 8,5%Si - 3,5%Cu, Al - 15%Sn - 5%Cu - 3%Si, Al - 15%Pb - 3,7%Cu - 1,5%Si - 1,1%Fe и чистый алюминий 97% масс. Al. В результате было показано, что сплав Al - 8,5%Si - 3,5%Cu имеет более низкое значение коэффициента трения, чем другие сплавы, однако сплав Al - 15%Sn - 5%Cu - 3%Si, показал самую высокую износостойкость в условиях смазки при наименьшей потере веса. В результате оценок, проведенных, Al-Sn и Al-Si сплавов, которые включают в себя Si и Sn, могут быть предпочтительными среди алюминиевых сплавов, которые будут работать в условиях смазки, в качестве материалов для подшипников.

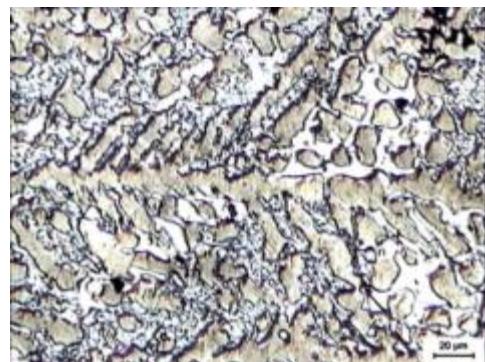


Рисунок 1.22 - Оптическая микрофотография сплава Al - 15%Sn - 5%Cu - 3%Si

Повысить прочность сплавов на основе системы Al-Sn-Si-Cu можно их термической обработкой. От закалки при температуре около 455 °C улучшается структура этих сплавов (твердые составляющие образуют сфероидальную форму) и повышается прочность. Для изготовления литых вкладышей применяют сплав с более высоким содержанием кремния состава: 89,5%Al, 6,5%Sn, 2,5%Si, 1%Cu и 0,5%Ni, который обладает высокими механическими свойствами. Этот сплав обладает прочностью оловянной антифрикционной бронзы и, судя по литературным данным, хорошо работает по шейкам вала с повышенной твердостью.

Путем добавки магния и повышения содержания меди могут быть значительно повышены механические свойства алюминиевого сплава. Такой сплав вполне можно

применять для изготовления целых вкладышей, работающих в тяжелых условиях или при повышенных температурах.

Свинец в алюминии не растворяется ни в твердом, ни в жидком состоянии. Согласно диаграмме состояния системы Al-Pb свинец (рисунок 1.7) не сплавляется с алюминием, а образует два отдельных слоя.

Эвтектика в системе Al-Pb образуется при температуре 326,8 °C и содержании свинца 99,98%. Содержание свинца в конструкционных сплавах алюминия не допускается свыше 0,05%. В подшипниковых сплавах свинец используется, также как и олово, для создания мягких структурных составляющих [14]. Типичная структура сплава системы Al-Pb показана на рисунке 1.23.

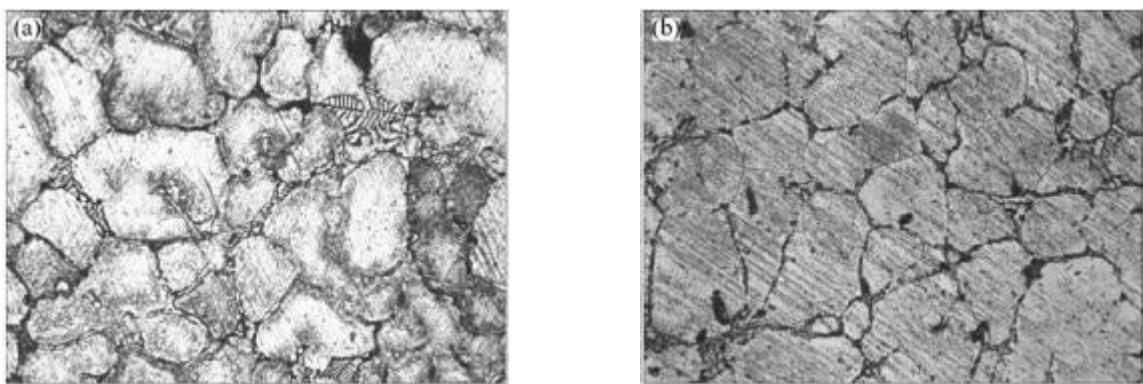


Рисунок 1.23 - Оптическая микроструктура алюминиевого доэвтектического сплава системы Al-Pb: (а) литая; (б) термообработанная T6 [110]

Свинец добавляют к антифрикционным сплавам на основе Al-Si, тем самым повышая антифрикционные свойства. В ранее проводимых исследованиях, было отмечено, что скорость износа из Al-Si и Al-Si-Pb сплавов уменьшается с увеличением содержания Si и Pb и тем самым увеличивается несущая способность [128]. Свинец, который добавляется в сплав Al-Si, уменьшает трение основного материала, таким образом, увеличивает сопротивление захвату и уменьшает коэффициент трения. Было обнаружено, что Pb в сплаве является важным элементом для уменьшения трения и обеспечения сопротивления задиру при сухом трении или в условиях смазки. Авторы работы [129] заявили, что механическое легирование играет важную роль в развитии микроструктур и износостойкости свойства сплавов системы Al-Pb. Износостойкость сплавов определялась путем измерения объемного износа и коэффициента трения, испытания проводились по схеме «блок-диск» как в условиях сухого трения, так и в условиях смазки. Было установлено, что при увеличении содержания свинца уменьшается износ сплава Al-Pb. В работе [130] исследовались два состава алюминиевых сплавов с

легированными добавками в равных количествах Sn и Pb. Было отмечено, что наличие Sn и Pb в экспериментальных сплавах на основе алюминия уменьшает коэффициент трения. В 2005 году этими же авторами были исследованы триботехнические свойства алюминиевых подшипниковых сплавов в условиях смазки [131]. Ими были подготовлены Al-Pb и Al-Sn сплавы методом литья в металлическую форму (кокиль). По результатам трибологических испытаний было обнаружено, что скорость износа Al-Pb сплавов ниже, чем у Al-Sn, а также Al-Pb подшипниковый сплав показал превосходную износостойкость, хотя он имеет несколько более низкие механические свойства, чем Al-Sn сплавов. Тем самым было показано, что при испытаниях на износ в условиях смазки, свинец, который играет роль мягкой фазовой составляющей, является более эффективным легирующим элементом, чем олово, поскольку оно обеспечивает более высокое сопротивление царапанию и износу. Сплавы Al-Pb являются ведущими материалами на основе алюминия; в которых Pb- мягкая фаза. Гомогенизированное распределение мягкой фазы в алюминиевой матрице, как правило, имеет достаточно важное значение для свойств износа [132]. На сегодняшний день, для изготовления двигателей стараются прибегать к использованию антифрикционных материалов с твердой основой и мягкими включениями, и с высокой температурой плавления, а не классические подшипниковые материалы, как Cu-Sn-Pb или Al-Sn. Эта проблема может быть решена, как правило, с помощью Al-Pb сплавов [133]. При работе такого сплава системы Al-Pb в подшипниках скольжения шейки вала мало изнашиваются. Так как размеры продуктов износа очень малы и имеют относительно небольшую твердость, то долго сохраняется высокое качество поверхности шеек вала. Следовательно, коэффициент трения при применении сплава Al-Pb не велик [24].

Железо, как говорилось ранее, присутствует в большинстве сплавов в качестве примеси. В системе Al–Fe (рисунок 1.24) при 1,9% Fe образуется эвтектика (Al)+Al₃Fe, плавящаяся при 655 °C, то есть на 5°C ниже температуры плавления чистого алюминия [24]. Химическое соединение Al₃Fe кристаллизуется в форме пластин, которые в поперечном сечении имеют вид иглообразных выделений (рисунок 1.25).

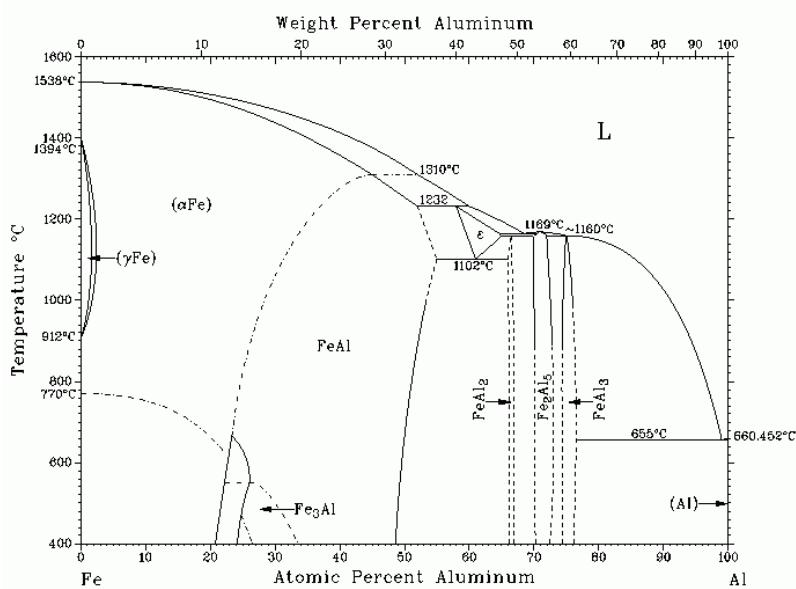


Рисунок 1.24 - Диаграмма состояния двойной системы Al-Fe, общий вид

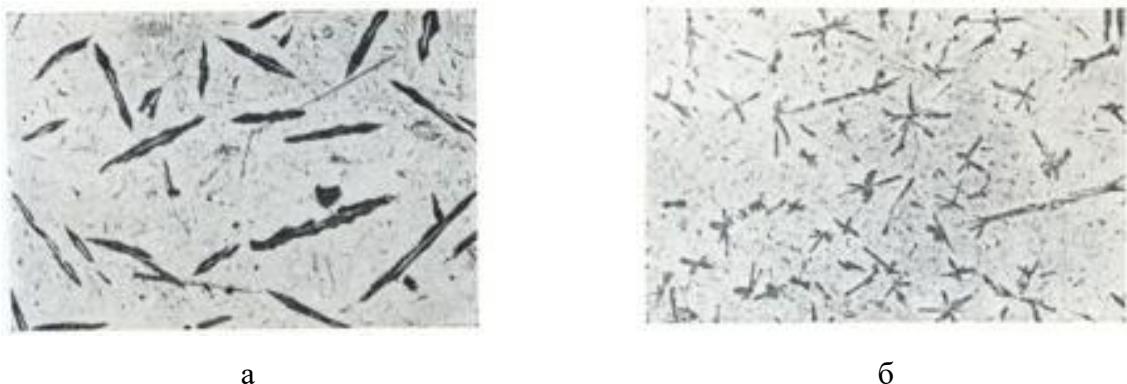


Рисунок 1.25 - Структура алюминиевого сплава с 6% Fe: а – середина, б – у края отливки

Железо обладает малой растворимостью в твердом алюминии (максимум сотые доли процента) и не образует пересыщенных твердых растворов даже при весьма быстрой кристаллизации. Условия охлаждения в значительной степени влияют на структуру сплава. Быстрое охлаждение весьма заметно измельчает как первично выделившиеся иглы, так и вторично выделившиеся кристаллы того же химического соединения Al_3Fe , входящих в эвтектику [104]. Его введение в алюминиевые сплавы всегда вызывает образование избыточных фаз кристаллизационного происхождения, которые часто снижают пластичность и коррозионную стойкость. Поэтому во многих случаях этот элемент как легирующие добавки или примеси, а железо является основной примесью в техническом алюминии, не желательны. Однако тугоплавкие алюминиды железа благотворно сказываются на жаропрочность, и когда это свойство оказывается

определяющим, то железо используют в качестве легирующего элемента. За счет высокотемпературного отжига указанным алюминидам эвтектического происхождения можно придать компактную форму (подобно кремниевым частицам) и тогда их отрицательное воздействие на пластичность существенно снижается [134]. Следует также отметить, что эти добавки, введенные даже в небольших количествах, существенно увеличивают объемную долю эвтектики и улучшают за счет этого литейные свойства [102, 101, 134].

Однако ряд литературных источников указывает на возможность использования сплавов алюминия с металлами группы железа.

Для повышения трибологических свойств алюминиевых антифрикционных сплавов применяют добавление **висмута**. Этот металл, образуя легкоплавкие эвтектики с оловом и свинцом, позволяет получить в сплавах включения с температурой плавления 125° С. Эта температура ниже температуры вспышки масла (~ 150° С), что позволяет получить в предзадирном состоянии слой жидкого металла, значительно повышающего задиростойкость пары трения. Однако наличие такой фазы ухудшает технологичность сплавов – повышается горячеломкость при отливке и растрескивание слитков при прокатке. Сплавы, содержащие висмут, обладают пониженной прочностью. АО11С3 статья. Данные были получены в Научно-исследовательском институте железнодорожного транспорта Мироновым А.Е.

1.7 Особенности получения алюминиевых литейных антифрикционных сплавов.

Литьем получают в основном монометаллические сплавы.

Для изготовления монометаллических подшипников применяются в основном сплавы II группы. Мягкой структурной составляющей в этих сплавах в подавляющем большинстве случаев является олово.

В технологический процесс входят следующие основные операции: отливка заготовок; упрочнение заготовок (в случае необходимости) холодной пластической деформацией или закалкой с последующим старением; механическая обработка заготовок; нанесение приработочного покрытия.

1.7.1 Отливка сплавов

Способ изготовления литейного антифрикционного сплава раскрывается в монографии Буше Н.А. [14]. Где для отливки заготовок применяются первичные

алюминий и олово, а также лигатуры алюминия с упрочняющими элементами. Модификаторы вводятся в эти сплавы либо в виде солей в процессе рафинирования сплавов, либо в виде лигатур. Применение лигатур при плавке позволяет избежать перегрева расплава, что крайне важно, так как алюминиевые сплавы склонны к насыщению газами при повышенных температурах. Состав лигатур, наиболее часто применяемых при плавке АО9-2 и других сплавов для монометаллических подшипников.

Плавка сплавов для монометаллических подшипников производится в электрических печах сопротивления или в индукционных печах. Плавка проводится в графитовых, шамотографитовых, карборундовых тиглях или в металлических тиглях с нейтральной футеровкой. Вначале расплавляются чистый алюминий и отходы в виде лома подшипников, литейных прибылей и т. п. После их расплавления вводятся лигатуры упрочняющих элементов и непосредственно перед рафинированием — лигатуры модифицирующих элементов и олово. Температура металла в печи в период плавки поддерживается на уровне 750—780° С. При заливке температура понижается до 720—740° С. Рафинирование сплавов производится хлористыми солями (в большинстве случаев используются хлористый цинк, хлористый аммоний), а также гексахлорэтаном путем погружения обезвоженных солей на дно расплава. Механизм рафинирования алюминиевых сплавов подробно описан в работах [135, 136].

Соли для рафинирования берутся в количестве 0,05% веса шихты. Если не проводилось модифицирование расплава лигатурами, одновременно с рафинированием производится модифицирование путем введения солей, содержащих цирконий или титан. Наиболее часто для модифицирования применяется фторцирконат калия, хлористый титан и фтортитанат калия.

Заготовки для подшипников в виде втулок отливают в металлический водоохлаждаемый кокиль из чугуна СЧ 18-36, установленный на универсальный станок с пневматическим приводом. Заполнение формы жидким металлом происходит через щелевую литниковую систему по всей высоте отливки. При таком методе подвода жидкого металла получается плотная отливка без усадочной пористости и рыхлости как в месте подвода металла, так и по всему сечению отливки. Для получения плотной отливки предусмотрена также кольцевая прибыль в верхней части. В прибыльной части толщина стенки в 2,5 раза больше, чем в отливке, а высота этой части составляет 1/5 общей высоты отливки.

Для оценки качества отливок определялось наличие пористости, рыхлости и других дефектов литейного происхождения на макротемплатах, вырезанных из заготовок по образующей, — в сечении напротив щелевого литника и на расстоянии 70—130 мм от

него (напротив места с наиболее резко выраженной усадкой кольцевой прибыли), а также с диаметрально противоположной стороны от щелевого литника [14].

В Научно-исследовательском институте железнодорожного транспорта (ВНИИЖТ) был запатентован новый способ получения литейного антифрикционного сплава на основе алюминия для монометаллических подшипников скольжения [137]. В данном патенте способ получения сплава включает расплавление алюминия, введение легирующих компонентов, выдержку при 800-840°C, дегазацию и модифицирование расплава в промежуточной емкости при температуре 780°C комплексным реагентом, содержащим гексафториттан, тетрафторборат калия, гексафторсиликат калия, хлорид калия и гексахлорэтан, и заливку расплава с температурой 740-760°C в кокили или формы. Обеспечивается повышение антифрикционных и механических свойств монометаллических подшипников скольжения. Олово, свинец и цинк вводят в расплав последними в виде тройной лигатуры. Желательно заливку расплава для получения отливок осуществлять в подогретые формы в течение не более 100 секунд после дегазации и модифицирования.

Режимы получения предложенного сплава выбраны из следующих соображений. Выбор температуры расплава перед дегазацией и модифицированием в интервале температур от 800 до 840°C обусловлен тем, что медь, кремний и магний образуют в сплаве тугоплавкие включения, которые не достаточно растворяются при более низких температурах. Температура расплава при заливке в кокили или другие формы в интервале 740-760°C позволяет обеспечить минимальные внутренние напряжения при достаточном качестве отливки (отсутствие горячих трещин).

Модифицирование лигатурами титана и/или бора и после этого - рафинирование хлористыми солями и гексахлорэтаном, в наиболее желательном воплощении изобретения объединены в одну (дегазация - модифицирование), для чего используется специальный реагент, содержащий гексафториттан, тетрафторборат калия, гексафторсиликат калия, хлорид калия и гексахлорэтан. Кроме того, заливка с 720-740°C не обеспечивает необходимых литейных свойств расплава.

Такие компоненты сплава, как олово, свинец и цинк, в расплав вводят в виде тройной лигатуры последними, что позволяет значительно снизить их угар. Для уменьшения растрескивания отливок желательно литье сплава проводить в подогретые кокили или формы. Оптимальной является температура подогрева 120-140°C. В процессе разливки расплавленного сплава необходимо контролировать время разливки - чем меньше время разливки, тем лучше получаются отливки. Желательно, чтобы время

разливки не превышало 100 секунд для всего ковша после дегазации. Можно разливать несколько ковшей в течение одной плавки.

Выбор температуры расплава в плавильной печи в интервале температур от 800 до 840°C обусловлен тем, что более низкие температуры не гарантируют полного растворения тугоплавких фаз, имеющихся в шихте (CuAl_2 , MgSi , Si и др.), или их появления на ранних стадиях обработки расплава. Более высокие температуры приводят к увеличению угаря легирующих элементов, особенно цинка, и газонасыщению расплава. Затем из печи расплав сливается в миксер или промежуточный тигель небольшими порциями для обеспечения оптимального времени последующей разливки в окончательные формы (не более 100 с). Там происходит операция дегазации и модификации комплексом солей и гексахлорэтана при температуре не ниже 780°C.

После этого расплав выстаивается, с его поверхности снимается шлак до чистого зеркала металла, время от слива из плавильной печи до окончания снятия шлака составляет 150-180 с.

Разливка металла в формы осуществляется при температуре 740-760°C в течение 100 с. Такой температурно-временной интервал обусловлен образованием в расплаве первых закристаллизовавшихся частиц (центров кристаллизации), обеспечивающих оптимальный размер зерен в готовом изделии при минимальных уровнях внутренних напряжений и минимальной вероятности образования горячих трещин. Для дополнительного снижения внутренних напряжений и вероятности образования горячих трещин предлагается производить нагрев заливаемых форм до 100-120°C.

Из плавильной печи можно производить несколько сливов расплава в миксер или промежуточный ковш, чтобы обеспечить разливку металла в формы за 100 с. Не рекомендуется принудительно охлаждать формы с отливками.

Термическая обработка состоит из отжига отливок при температуре 250-300°C в течение 10-12 часов. Это полностью прекращает естественное старение, которое без термической обработки длится в течение 1 года и приводит к изменению свойств примерно в 1,5 раза [137].

1.7.2 Термическая обработка сплавов

Возможность проведения термического упрочнения обусловливается наличием в антифрикционных сплавах меди. Механизм упрочнения алюминиевых сплавов, содержащих медь, при закалке и последующем старении подробно изучен и описан в работах [138].

Влияние термической обработки на структуру литых алюминиевых сплавов

Отливки из алюминия подвергают различным видам отжига I и II рода (гомогенизационному, для снятия остаточных напряжений, гетерогенизационному), а также закалке и старению. Основной задачей легирующих элементов, таких как кремний и другие металлы (магний, медь, реже цинк, никель, марганец и железо), является повышение прочности алюминиевой матрицы, понимая под последней алюминиевый твердый раствор (Al) вместе с вторичными выделениями.

При нагреве сплавов под закалку происходит частичное или полное растворение Cu-содержащих фаз (в частности, Al_2Cu), образовавшихся в результате протекания неравновесных эвтектических реакций. Так же важным процессом при нагреве является изменение морфологии кремниевой фазы. Поскольку наилучшей для механических свойств является глобулярная морфология, следует стремиться к сфероидизации всех частиц (Si), хотя этого не всегда удается достигнуть. Для получения глобулярных частиц надо проводить нагрев под закалку при максимально допустимой температуре, т.е. вблизи равновесного солидуса.

При старении закаленного сплава из пересыщенного алюминиевого твердого раствора происходит образование вторичных выделений, как правило, метастабильных фаз, что и приводит к упрочнению. По составу метастабильные фазы мало отличаются от стабильных, но имеют отличную от них кристаллическую решетку. В Cu-содержащих силуминах сначала образуются зоны Гинье-Престона, а затем фазы, когерентные алюминиевой матрицы. Далее формируются полукогерентные и некогерентные фазы. Стабильный фазы (в данном случае Al_2Cu), как правило, являются некогерентными.

Стандартные виды термообработки литьевых алюминиевых сплавов, принятые в РФ, приведены в таблице 1.11 [102].

Таблица 1.11 – Обозначение видов термообработки литьевых алюминиевых сплавов

Вид термообработки	Обозначение (ГОСТ 1583-93)
Без термообработки	-
Искусственное старение после литья	T1
Отжиг	T2
Закалка(плюс естественное старение)	T4
Закалка и неполное искусственное старение	T5
Закалка и старение на максимальную прочность (полное старение)	T6
Закалка и перестаривание	T7
Закалка и сильное перераспределение	T8

Из них наиболее широко применяют закалку без искусственного старения (T4) и старение на максимальную прочность после закалки (T6) [101]. Закалку часто проводят в диапазоне температур $(505\text{--}525) \pm 5$ °С в течение 4-6 часов. При старении наиболее часто используемый диапазон температур (160-190 °С) позволяет за сравнительно небольшое время (5-10 ч) получить максимальное упрочнение (T6).

1.7.3 Особенности механической обработки

Алюминиево-оловянные антифрикционные сплавы прекрасно обрабатываются резанием. Хорошая обрабатываемость обуславливается чрезвычайно благоприятным с точки зрения механической обработки сочетанием механических и физических свойств, а также микростроения. Обладая относительно невысокими прочностными свойствами, сплавы оказывают небольшое противодавление на инструмент даже при тяжелых режимах резания. Высокая теплопроводность сплавов обеспечивает хороший отвод тепла от зоны резания и создает условия для более длительной и надежной работы режущего инструмента [139]. Наличие олова в сплаве способствует тому, что отделение стружки происходит при меньших усилиях, так как облегчается скальвание металла при деформациях сдвига. Кроме того, стружка легко разламывается (получается сыпучей), что также важно при резании материала.

Алюминиево-оловянные сплавы обладают высоким сопротивлением схватыванию [140]. Это свойство при резании определяет высокую сопротивляемость наростообразованию. Механизм образования наростов при резании раскрыт В. Д. Кузнецовым [141]. Как уже отмечалось, образование наростов приводит к преждевременному разрушению режущих кромок инструмента и резкому снижению чистоты обрабатываемой поверхности. Подобное сочетание позволяет обрабатывать заготовки из алюминиево-оловянных сплавов при больших подачах и высоких скоростях резания и получать высокую чистоту обработки поверхностей [14].

1.8 Триботехнические испытания алюминиевых сплавов

В своё время М.М. Хрущёв, разрабатывая основные положения к методам испытаний на трение и изнашивание, исходил из того, что «... испытательной установкой, лучшей с точки зрения достоверности получаемых результатов, является сама машина». В частности, для исследования пары трения «гильза-цилиндр» – это сам двигатель.

Однако конструктивное разнообразие реальных трибосопряжений и условий их работы с неизбежностью породило разработку множества схем трения, их классификаций и методик испытаний, которые постоянно совершенствуются.

Основными классификационными признаками, использовавшимися различными авторами (М. М. Хрущёв, А. К. Зайцев, Д. В. Конвисаров и др.) [142, 143, 144] и положенными в основу соответствующих методик испытаний, являются:

- по объекту испытаний – натурные, стендовые, лабораторные;
- по характеру относительного движения сопряженных образцов – линейное, возвратно-поступательное, круговое;
- по кинематическому признаку – трение скольжения, качения, верчения;
- по виду трения – жидкостное, граничное, без смазки;
- по характеру нагрузки – постоянная, знакопеременная, ударная;
- по типу контакта образцов – точечный, линейный, поверхностный;

Для целей лабораторных испытаний, в частности, испытаний подшипниковых сплавов, востребованными являются машины трения типа СМТ, СМЦ, УМТ-2, УМТ-3, Т-05 и др. типы машин. Последние из них (серии УМТ, Т-05 и др.) оснащены программными комплексами, обеспечивающими непрерывную регистрацию скорости скольжения, нормальной и тангенциальной нагрузок, коэффициента трения, величины износа и температуры трения.

Говоря о направлении исследовательских работ в отношении подшипниковых материалов, М.М. Хрущёв подчёркивал, что при тех разнообразных требованиях, которым одновременно должен удовлетворять антифрикционный высококачественный материал, его оценка не может быть сколько-нибудь обоснованно сделана в результате только металлографического анализа и стандартных испытаний на твёрдость, сжатие и растяжение. Для полной оценки необходимы также особые механические испытания для выявления специфических «подшипниковых» свойств, а именно антифрикционности и прирабатываемости.

При этом под антифрикционностью подразумевалась способность материала обеспечивать в паре трения сравнительно низкий коэффициент трения в заданном интервале возможных изменений условий работы, в первую очередь, в отношении температуры и обеспеченности смазкой.

В частности, антифрикционности соответствует свойство подшипникового материала после местного разрушения граничного смазочного слоя (перегрев, перерыв в

подаче мазки и т.д.) и при трении без смазки обеспечивать в течение возможно большего времени низкий коэффициент трения и отсутствие заедания вала.

В свою очередь прирабатываемость характеризует собой способность подшипникового материала увеличивать посредством износа или пластического деформирования поверхность прилегания к цапфе при изменении внешних условий трения, в частности, при несовершенной смазке. В результате приработки под постоянной нагрузкой удельное давление на фактических площадках трения снижается, понижаются температуры на этих участках, что создаёт лучшие условия для смазки.

Таким образом, свойство подшипникового материала прирабатываться – также одно из основных свойств, определяющих его антифрикционность.

Критерии оценки работоспособности подшипниковых материалов

Общепринятой комплексной характеристикой этих свойств является коэффициент трения, а ещё более объективной – зависимость его от давления (нагрузки).

Серия экспериментов, проведенных автором [145] по схеме «вал-вкладыш» со ступенчатым нагружением на ряде экспериментальных сплавов (свинцовистая бронза, баббиты, в т.ч. SAE14, экспериментальный алюминиевый сплав с Sb 0,34%), показали, что по мере того, как в процессе испытания уменьшалась шероховатость рабочей поверхности, переход к резкому повышению коэффициента трения сдвигался в сторону более высоких удельных давлений.

Испытания, проведённые во ВНИИЖТ по аналогичной схеме на ряде экспериментальных алюминиевых сплавов в сравнении со стандартной свинцовистой бронзой БрО4Ц4С17 в условиях обеднённой смазки (2 капли дизельного масла М14В₂ в минуту), показали, что выбором и оптимизацией соотношения мягкой структурной составляющей и упрочнителя можно существенно (в 2-3 раза) сдвинуть порог задиростойкости в сторону больших контактных давлений [28].

Следует отметить большую трудоёмкость подобного рода практически натурных испытаний, поскольку каждый из экспериментов проводится при постоянной нагрузке до наработки достоверно измеримого износа, а в условиях трения со смазкой для этого необходимы десятки часов.

Обычно разработка и подбор антифрикционных алюминиевых материалов для конкретных условий эксплуатации осуществляется по традиционным прочностным критериям (НВ, σ_b , δ_0 , КС_U), которые обусловлены объёмными, а не поверхностными свойствами материалов [30]. Из них лишь твёрдость и пластичность имеют некоторое отношение к задиростойкости, поскольку характеризуют прирабатываемость материала и способность его поглощать абразивные частицы. Прочностные же характеристики в

большой мере обуславливают способность материала сопротивляться усталостному выкрашиванию, а ударная вязкость (KC_U , кгм/см²) является комплексной характеристикой склонности материала к хрупкому разрушению и во многом аналогична трещиностойкости. Отметим также, что точность определения вышеуказанных прочностных характеристик невысока. При оценке, например, δ_0 и KC_U вполне возможен их 3–4-х кратный разброс.

В то же время очевидно, что коль скоро задир начинается с поверхности, то и потенциальная склонность к нему при трении будет зависеть непосредственно от свойств приповерхностных слоёв и процессов, происходящих непосредственно в контактной зоне на пятнах фактического контакта.

В этом отношении известен ряд методов определения задиростойкости именно поверхностных слоёв.

В частности, А.П. Семёновым был разработан метод определения силы (коэффициента) трения методом перекрещающихся цилиндров [146], согласно которому длинный цилиндрический образец протягивается между двух цилиндрических принудительно вращающихся роликов, прижимаемых к образцу нормальной силой, изменяющейся по заданному закону, например, линейному.

Эксперименты проводились как со смазкой так и всухую, в том числе и в вакууме.

Н. М. Михиным и К.С. Ляпиным [147] был предложен способ и разработан прибор для определения фрикционных свойств подшипниковых материалов по критерию тангенциальной прочности адгезионной связи (τ_n) в зависимости от нормальных напряжений. Ими получен большой экспериментальный материал по сдвиговой прочности молекулярной связи различных материалов по стали ШХ15 в условиях трения как со смазкой, так и без неё.

Согласно положению И. В. Крагельского о видах фрикционных связей [148] процесс схватывания развивается во времени, проходя несколько стадий: от упругого взаимодействия через пластическое оттеснение и микrorезание, которое соответствует переходу от внешнего трения к внутреннему, и далее к адгезионному и когезионному отрыву. Какой конкретно из видов фрикционных связей будет реализован на пятне контакта при внешнем трении будет зависеть от относительной величины адгезионной прочности (τ/σ_t) и соответствующего ему относительного внедрения (h/R).

Обширный эксперимент по определению противозадирной стойкости ряда материалов по данному критерию (т.н. «порогу внешнего трения») был выполнен А. П. Дорошуком [148]. Эксперимент был основан на внедрении сферического индентора, скользящего по поверхности плоского шлифованного образца, наклонно установленного к

вектору относительного перемещения. В процессе эксперимента регистрировались нормальная нагрузка N , сила трения F и глубина внедрения индентора h , предельное значение которой, соответствующее порогу внешнего трения, оценивалось по появлению на дорожке скольжения царапин, трещин или вырывов, регистрируемых с помощью профилографа. Экспериментальные данные по определению задиростойкости различных материалов (сталь, медные сплавы, полимеры, покрытия), полученные как без смазки, так и со смазкой, были ранжированы по числу антифрикционности ($A\Phi_{зд}$). На основании этих результатов сделан вывод о том, что значения антифрикционности для стадии микрорезания ($A\Phi_{мкр}$), меньше значений антифрикционности для стадии задира ($A\Phi_{зд}$). В частности, в серии экспериментов, выполненных без смазки $A\Phi_{мкр} < A\Phi_{зд}$ (примерно на 18...30%), но ранжирование исследуемых пар при этом качественно не изменилось. И это естественно, потому что стадия микрорезания предшествует стадии задира.

В таблице 1.12 представлена выборка экспериментальных данных, полученных авторами [148] по этой методике для ряда подшипниковых материалов. Критерии их антифрикционности (h/R , τ , f) при трении в паре со сталью ШХ15 были определены в сравнительно узком интервале контактных деформаций – от начала микрорезания до достижения пороговых значений внешнего трения (т.е. задира). При этом очевидно, что поскольку относительное внедрение h/R при задире больше, чем при микрорезании, то и τ и f будут изменяться адекватно h/R . Сравнительный анализ этих данных показывает, что исследуемые материалы, будучи ранжированными между собой по любому из критериев их антифрикционности, сохраняют свой ранг независимо от того, в каких условиях он был определён, при трении со смазкой или без. Иными словами если задиростойкость материала высока при трении без смазки, то она останется сравнительно высокой и при наличии смазки.

Таблица 1.12 - Результаты эксперимента по определению порога внешнего трения подшипниковых материалов [148]

Материал	HB кг/м ²	h/R		τ кг/мм ²		f				
		Смазка		Без смазки	Смазка		Без смазки			
		Вазел. масло	ЦИА ТИМ 203		Вазел. масло	ЦИА ТИМ 203				
Ст. 45	183	0,004	0,05	0,1	27	23,8	0,27	0,13	0,14	
		0,005	0,07	0,12	33	30,6	0,28	0,20	0,155	
ЛС59-1	90	0,005	0,1	–	17,1	13,5	–	0,19	0,15	–
		0,01	0,13	–	22,5	18,0	–	0,25	0,20	–
БрАЖ 9-4	101	0,02	0,15	–	16,15	15,15	–	0,16	0,15	–
		0,04	0,18	–	22,2	17,2	–	0,22	0,17	–

Примечание: Нижняя строка в каждой графе соответствует задиру.

Таким образом имеются все предпосылки для моделирования условий на контакте методом склерометрии исследуемой поверхности сферическим индентором путём его плавного внедрения вплоть до задира.

В соответствии с вышеизложенным, представляется возможным и целесообразным служебные свойства триботехнических материалов оценивать по результатам не только традиционных триботехнических испытаний, но и дополнить их приборными методами определения свойств непосредственно поверхностных слоёв, в частности, методами микротвёрдости и склерометрии. Это позволит обеспечить предварительный отбор перспективных экспериментальных сплавов для дальнейших испытаний и тем самым существенно сократить трудоёмкость испытаний.

Выводы по главе

Резюмируя анализ выше рассмотренных работ можно сделать следующие выводы.

1. Показано, что в качестве подшипниковых антифрикционных материалов можно использовать сплавы на основе алюминия, которые способны заменить другие дорогостоящие материалы. Также это обусловлено удачным сочетанием эксплуатационных и технологических свойств при сравнительно невысокой стоимости. Благодаря этим качествам алюминиевые сплавы постепенно вытесняют стали, чугуны и медные сплавы в ряде традиционных для последних областей.
2. Показано, что промышленные марочные алюминиевые антифрикционные сплавы, такие как АО20-1, применяемый в качестве антифрикционного слоя биметаллических подшипников скольжения. Однако эти сплавы содержат большое количество олова (от 10 до 20% мас.). В связи с высокой стоимостью олова в последнее время проводятся работы по частичной замене этого металла свинцом, который в алюминиевых сплавах также выполняет функцию мягкой составляющей. Также сплавы типа АО3-7, для отливок монометаллических вкладышей и втулок. Однако данный сплав не в полной мере оптимизирован. Для того чтобы добиться необходимого сочетания антифрикционных, механических и литейных свойств требуется целенаправленное легирование алюминиевых сплавов несколькими элементами.

3. Показано, что добавка меди упрочняет сплав, обеспечивает возможность существенного дисперсионного твердения в результате старения после закалки и в тоже время снижает коррозионную стойкость алюминия и любых его сплавов. Добавление кремния повышает износостойкость при нормальных нагрузках, повышают твердость и литейные свойства сплава. Легкоплавкие элементы образуют мягкую фазовую составляющую, которая повышает антифрикционные свойства материала. Использование в качестве легирующих элементов легкоплавких элементов, таких как цинк, индий и кадмий нецелесообразно из-за того что: цинк не образует легкоплавких фаз с (Al), у индия высокая стоимость, кадмий токсичен и также имеет высокую стоимость.
4. Научной основой оптимизации состава являются фазовые диаграммы многокомпонентных систем. Для антифрикционных сплавов на основе алюминия базовыми являются диаграммы типа Al–Cu–Si–(X_1, X_2, \dots) (где X_1, X_2, \dots – легирующие легкоплавкие элементы). Фазовый состав сплавов этой многокомпонентной системы мало изучен. Имеются лишь некоторые сведения о строении тройных диаграмм Al–Cu–Si, Al–Cu–Sn, Al–Cu–Pb, Al–Cu–Bi, Al–Si–Sn, Al–Si–Pb, Al–Si–Bi, Al–Sn–Pb, Al–Bi–Sn. Сведений о более сложных диаграммах системы не обнаружено.
5. Следует отметить, что сложный фазовый состав многокомпонентных систем на основе алюминия может предоставить дальнейшие перспективы для изучения и разработки новых антифрикционных алюминиевых сплавов, превосходящих, по совокупности эксплуатационных, технологических и экономических факторов, широко используемые промышленные марочные антифрикционные сплавы (как алюминиевые, так и бронзовые).
6. Представляется возможным и целесообразным служебные свойства триботехнических материалов оценивать по результатам не только традиционных триботехнических испытаний, но и дополнить их приборными методами определения свойств непосредственно поверхностных слоёв, в частности, методами микротвёрдости и склерометрии.
7. Из марочных антифрикционных алюминиевых сплавов (АОЗ-7) получают фасонные отливки средней сложности (кокиль и жидкую штамповку), несмотря на то, что согласно строению фазовым диаграмм такие сплавы должны обладать широким интервалом кристаллизации.

ГЛАВА II. МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объекты исследования

В работе основными объектами исследований являлись отливки алюминиевых сплавов, которые имеют различный химический состав и структуру на базе следующих систем: Al–Si–Cu–Sn, Al–Si–Cu–Pb, Al–Si–Cu–Sn–Pb, Al–Si–Cu–Sn–Pb–Bi. Номинальный химический состав сплавов использованных в работе приведен в таблицах 2.1 и 2.2. В сплавах I группы (таблица 2.1) концентрации олова свинца были постоянными (около 6 и 2 % соответственно), а кремния и меди варьировались. Большинство сплавов второй II группы (таблица 2.2), наоборот, содержали постоянные концентрации кремния и меди (около 5 и 4 % соответственно), а концентрации легкоплавких металлов (Sn, Pb и Bi) варьировались.

Таблица 2.1 - Химический состав I группы исследуемых сплавов (11 образцов)

Маркировка	Концентрация, масс.%				
	Si	Cu	Sn	Pb	Al
1.1	0	0	6	2	92
1.2	0	4	6	2	88
1.3	2	0	6	2	90
1.4	2	4	6	2	86
1.5	5	0	6	2	87
1.6	5	4	6	2	83
1.7	10	0	6	2	82
1.8	10	4	6	2	78
1.9	0	4	6	0	90
1.10	5	0	6	0	89
1.11	5	4	6	0	85

Таблица 2.2 - Химический состав второй партии исследуемых сплавов (13 образцов)

Маркировка	Концентрация, масс.%					
	Si	Cu	Sn	Pb	Bi	Al
2.1	-	-	6	-	-	94
2.2	5	4	6	-	-	85
2.3	5	4	6	2	-	83
2.4	5	4	6	-	2	88
2.5	5	4	6	2	2	71
2.6	5	4	-	-	-	91
2.7	5	4	-	2	-	89
2.8	5	4	-	-	2	89
2.9	5	4	-	2	2	87
2.10	-	-	20	-	-	80
2.11	5	-	20	-	-	75
2.12	-	4	20	-	-	76
2.13	10	-	20	-	-	70

2.2 Приготовление сплавов

2.2.1 Плавка и литье экспериментальных сплавов

Для приготовления исследуемых сплавов использовали следующие шихтовые материалы:

- алюминий марки А99 (ГОСТ 11069-2001),
- кремний марки Кр00 (ГОСТ 2169-69),
- медь марки М1 и выше (ГОСТ 859-2001),
- олово марки О1 (в крайнем случае О2) (ГОСТ 860-75),
- свинец марки С1 (в крайнем случае С3) (ГОСТ 3778-98).
- висмут марки Ви00 (ГОСТ 10928-90).

Плавку экспериментальных алюминиевых сплавов I группы (8 сплавов) осуществляли в соответствии с технологическими инструкциями. В соответствии с расчетной программой производили шихтовку сплава определенного объема. При плавке использовали чистые и высушенные шихтовые материалы. Введение таких легирующих компонентов, как кремний и медь осуществляли в первую очередь. Это было сделано потому, что их для их растворения требуются больше времени и большие температуры.

Плавку осуществляли в силитовой печи (рисунок 2.1) в алундовых одномарковых тиглях. Первоначально в очищенный и разогретый тигель загружали куски чушки А99, предварительно нагретые, после расплавления алюминия температуру поднимали до 890 °С. После расплавления алюминия подогретой графитовой мешалкой снимали шлак и вводили медь (марки М1) и кремний. Легирующие элементы вводили одним куском, завернутым в алюминиевую фольгу. Расплав перемешивали по всему объему тигля с периодичностью 5 минут подогретой графитовой мешалкой, данные компоненты растворяли в сплаве в течении 30 минут каждый. Это подтверждалось отсутствием на дне тигля компонентов шихты. Затем понижали температуру до 740 °С, через 10 минут выдержки при данной температуре снимали шлак и вводили олово со свинцом (одним куском, завернутым в алюминиевую фольгу). Расплав перемешивался по всему объему тигля с периодичностью 5 минут подогретой графитовой мешалкой. Перед перемешиванием с зеркала расплава снимали шлак. Перед литьем давали выдержку для полного растворения легирующих элементов в течение 15 минут при температуре 750-770 °С. Для измерения температуры использовали хромель-алюмелевую термопару.



Рисунок 2.1 - Плавильная печь

Температуру расплава поддерживали в пределах 750-770 $^{\circ}\text{C}$, и с этой температурой расплав заливали в графитовую изложницу, получая плоские отливки с размерами 110x120x20 мм. На рисунке 2.2 представлены внешний вид формы и чертеж слитков.

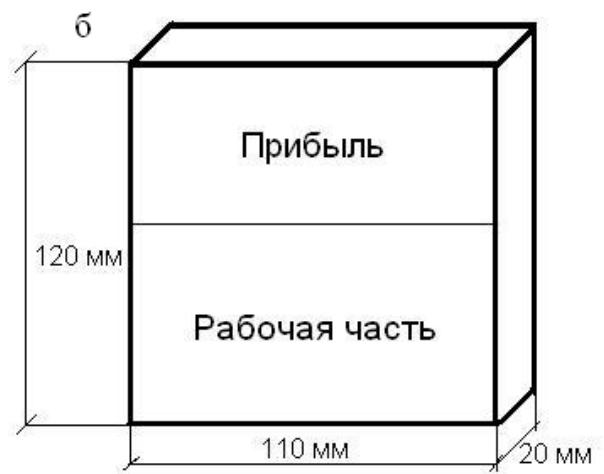


Рисунок 2.2 – Внешний вид графитовой изложницы (а) и чертеж слитка (б), полученного литьем в эту форму.

Для плавки экспериментальных алюминиевых сплавов II группы (13 сплавов) подготовку используемых шихтовых материалов производили по результатам расчетной программы (расчет проводился при помощи программного продукта Microsoft Excel). Массу шихтовых материалов определяли объемом используемой изложницы. Раскрай шихтовых материалов производили при помощи ленточнопильного станка JET и вручную. Все шихтовые материалы перед плавкой очищали от грязи и следов коррозии (механически, металлической щеткой), влаги и смазки (термически, нагрев до

температуры от 120 до 200 °C). Также перед введением шихтовых материалов в расплав, их подогревали на борту печи или в сушильном шкафу.

При плавках использовали только заранее подготовленные чистые и высушенные шихтовые материалы, приведенные выше. Для плавки использовали графито-шамотный тигель типа AC10 (на 10 марок по меди). Перед началом плавки тигель прокаливали по рекомендованному заводом-изготовителем режиму. Сплавы приготавливали в печи сопротивления LAC 90/13 представленной на рисунке 2.3, в отсутствии принудительного перемешивания. Тигель нагревали вместе с печью.



Рисунок 2.3 - Печь сопротивления фирмы LAC

В очищенный и разогретый графито-шамотный тигель загружали куски чушки алюминия повышенной чистоты марки А99 (ГОСТ 11069-74). После расплавления алюминия температура расплава поднимали до 890 °C, для измерения температуры использовали хромель-алюмелевую термопару погружения. Далее подогретой графитовой мешалкой снимали шлак и вводили медь (марки М1) и половина навески алюминиевой лигатуры собственного производства, содержащей 20% кремния (Al–20%Si). Легирующие элементы вводили одним куском, завернутым в алюминиевую фольгу. Расплав перемешивали по всему объему тигля с периодичностью 5 минут подогретой графитовой мешалкой. Через 15 минут выдержки (необходима для полного растворения легирующих элементов) снимали шлак и вводили оставшуюся навеску кремниевой лигатуры. Процесс растворения лигатуры можно считать законченным, если в расплаве полностью отсутствуют твердые куски шихты. После полного растворения введенных лигатур, понизили температуру расплава до 750 °C, в течении 10 минут давали выдержку при

температуре 750-770 °С. Далее подогретой графитовой мешалкой снимали шлак и вводили легкоплавкие металлы: олово марки О1, висмут марки Ви2 и свинец марки С2 (одним куском, завернутым в алюминиевую фольгу). Расплав перемешивали по всему объему тигля с периодичностью 5 минут подогретой графитовой мешалкой. Перед перемешиванием с зеркала расплава снимали шлак. Перед литьем давали выдержку для полного растворения легирующих элементов в течение 15 минут при температуре 750-770 °С.

Разливку осуществляли при температуре расплава равной 720-770 °С (в зависимости от сплава) в графитовые изложницы с сечением слитка 15x30 мм и 10x40 мм (температура изложницы равна комнатной температуре). Графитовые изложницы приведены на рисунке 2.4 и слитки на рисунке 2.5.



а)



б)

Рисунок 2.4 - Графитовые изложницы с сечением слитка 15x30 мм(а) и 10x40 мм (б)



а)



б)

Рисунок 2.5 - Полученные слитки с сечениями 15x30 мм (а) и 10x40 мм (б)

2.2.2 Определение литейных свойств сплавов

Для оценки литейных свойств использовали кокильные пробы на горячеломкость – кольцевую и карандашную «арфа» [100]. Схема изложницы на пробу «арфа» представлена на рисунке 2.6. Заливку вели в холодную изложницу, предварительно окрашенную краской на основе оксида цинка. Исследуемые сплавы заливали при характерных температурах литья 740 °С.

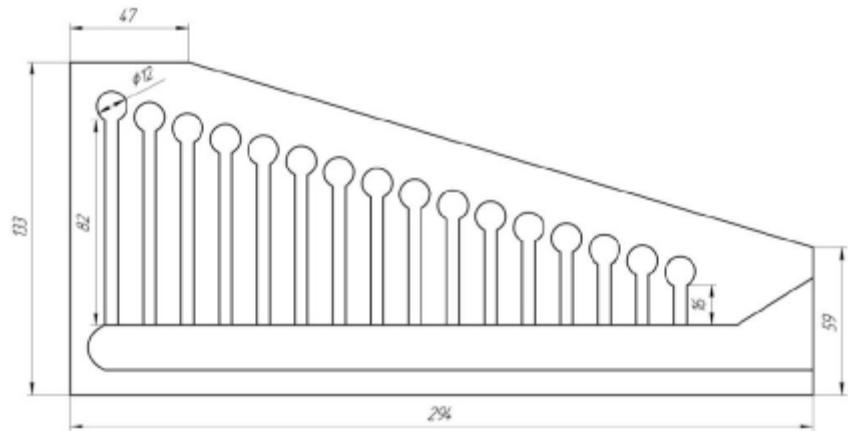
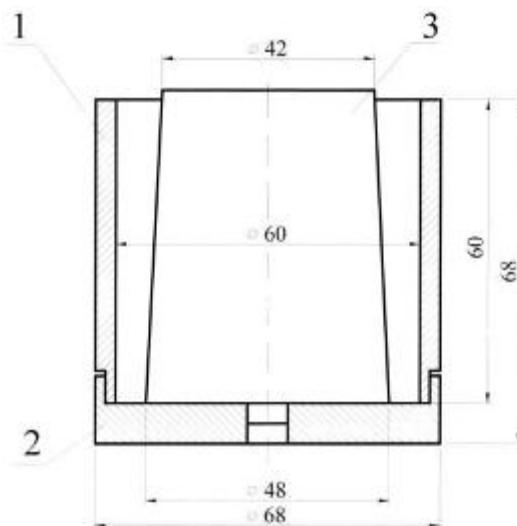


Рисунок 2.6 - Схема изложницы

В кокильной кольцевой пробе внешний диаметр получаемого образца был равен 60 мм, а внутренний, определяемый диаметром стержня, менялся: 40, 46 и 52 мм. В качестве показателей горячеломкости здесь использовали максимальный диаметр стержня, на котором появляются трещины в кольцевой отливке из исследуемого сплава, или суммарную длину трещин при постоянном диаметре стержня (рисунок 2.7).



1 – цилиндр; 2 – дно; 3 – вставка

Рисунок 2.7 - Форма для отливки пробы на горячеломкость

2.3 Контроль химического состава

Контроль химического состава осуществляли на спектрометре фирмы THERMOFISHER марки ARL 4460 OES (рисунок 2.8).



Рисунок 2.8 - Эмиссионный спектрометр ARL 4460 OES

После механического раскюя слитков исследуемые образцы подвергали фрезерной обработке на станке СПП-30. В качестве режущего инструмента в станке СПП-30 (рисунок 2.9) использовали дисковую фрезу с твердосплавными наконечниками. После проведения фрезеровки поверхность образца имеет шероховатость менее 2,5 мкм.

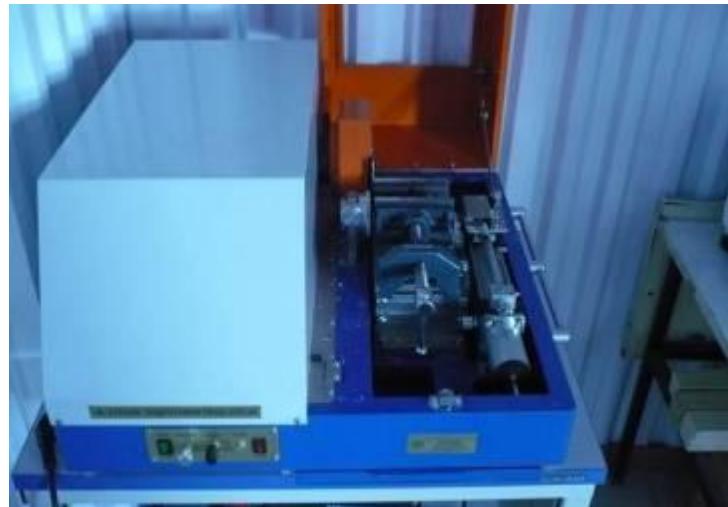


Рисунок 2.9 - Фрезерный станок пробоподготовки СПП-30

Для анализа химического состава оператор спектрометра устанавливал исследуемые образцы фрезерованной стороной на предметный столик в камере спектрометра и фиксировал его сверху зажимом, создавая этим плотное прилегание.

Прожиг образцов осуществляли благодаря низковольтной униполярной искре в атмосфере аргона. Электрод для осуществления подачи искры изготовлен из вольфрама. Аргон для проведения анализа использовали марки «ВЧ». Частота разрядов, энергия импульсов и напряжение контролируется компьютером. Максимальная погрешность измерения составляет 1 % от измеряемой величины при диапазоне измеряемых концентраций равном от 0,0001 до 50 %. Для каждого образца делали серию от трех до пяти измерений. По среднему значению результатов определяли химический состав экспериментальных сплавов. Фактический химический состав экспериментальных сплавов представлен в таблице 2.3 (11 сплавов) и таблице 2.4 (13 сплавов) после химического анализа.

Таблица 2.3 – Химический состав экспериментальных сплавов I группы (8 сплавов).

Маркировка	Концентрация, масс.%					
	Si	Cu	Sn	Pb	Al	Примеси
1.1	<0,01	<0,01	5,80	1,40	остальное	0,09
1.2	<0,01	4,20	5,60	2,00	остальное	0,09
1.3	1,80	<0,01	5,70	1,60	остальное	0,08
1.4	1,80	4,20	6,10	1,10	остальное	0,08
1.5	4,50	<0,01	5,40	1,90	остальное	0,09
1.6	4,60	4,30	5,50	1,70	остальное	0,09
1.7	9,50	<0,01	5,60	1,90	остальное	0,07
1.8	9,80	4,50	4,50	1,50	остальное	0,04
1.9	-	4,54	6,36	-	остальное	0,02
1.10	4,38	-	5,93	-	остальное	0,15
1.11	4,64	4,62	5,63	-	остальное	0,18

Таблица 2.4 – Химический состав экспериментальных сплавов II группы (13 сплавов)

Маркировка	Концентрация, масс.%						
	Si	Cu	Sn	Pb	Bi	Al	Примеси
2.1	<0,01	<0,01	5,83	<0,01	-	остальное	0,02
2.2	5,05	4,14	5,16	-	-	остальное	0,03
2.3	4,93	4,29	5,59	1	<0,01	остальное	0,03
2.4	4,79	4,22	5,60	<0,01	3,14	остальное	0,02
2.5	4,75	4,18	5,68	1,01	1,7	остальное	0,02
2.6	4,87	3,94	-	<0,01	-	остальное	0,04
2.7	4,76	4,02	<0,01	0,3	<0,01	остальное	0,04
2.8	4,66	4,10	<0,01	<0,01	2,34	остальное	0,02
2.9	4,64	4,07	<0,01	0,72	1,15	остальное	0,02
2.10	<0,01	<0,01	21,35	<0,01	<0,01	остальное	0,03
2.11	4,99	<0,01	20,09	<0,01	<0,01	остальное	0,03
2.12	<0,01	4,58	19,00	<0,01	<0,01	остальное	0,03
2.13	10,41	<0,01	16,25	<0,01	<0,01	остальное	0,02

Из таблиц 2.3 и 2.4 видно, что выплавленные экспериментальных сплавы по своему фактическому составу (кроме свинца и висмута) достаточно близки номинальному (таблица 2.1 и 2.2).

2.4 Термическая обработка

Термообработку сплавов проводили в муфельных электрических печах SNOL 58/350 и SNOL 8,2/1100, представленных на рисунке 2.10. В данных печах используется программируемый терморегулятор, который дает возможность устанавливать время нагрева и на дисплее одновременно указывается заданная и текущая температура в камере. Также электронный терморегулятор имеет возможность задавать программы нагрева во времени (4 программы по 16 итераций в каждой). В зависимости от целей термической обработки сплавы выдерживали при разных температурах и охлаждали в печи, на воздухе или закаливали в воду.



а

б

- a) Муфельная электрическая печь SNOL 58/350;
- б) Муфельная электрическая печь 8,2/1100

Рисунок 2.10 - Муфельные печи для термообработки

Алюминиевые сплавы подвергали термической обработке - диффузионному (гомогенизационному) отжигу. Гомогенизационный отжиг является основным специфическим именно для литьих сплавов видом термической обработки. Его задача – устранение последствий дендритной ликвации и повышение конечных свойств фасонных отливок, а также слитков деформируемых сплавов, у которых в результате гомогенизации улучшается технологическая пластичность при обработке давлением.

Термическая обработка I группы сплавов (11 сплавов)

Термообработку слитков проводили в муфельной электропечи SNOL 8,2/1100. Для этого сплавы нагревали до температуры 400 °C и выдерживали 6 ч (точность поддержания температуры около 5 °C); после выдержки их охлаждали вместе с печью. Данная температура выше температуры плавления легкоплавких металлов, входящих в состав сплава, но он мало влияет на структуру самих экспериментальных сплавов. Также она была взята для моделирования эксплуатационного предельного нагрева.

Термическая обработка II группы сплавов (13 сплавов)

Полученные слитки подвергали термической обработке в муфельной электрической печи SNOL 8,2/1100 с точностью поддержания температуры 5 °C. Режим термической обработки: отжиг при температуре 500 °C с выдержкой в течение 6 часов и последующим охлаждением в воде, старение производили по режиму: 175 °C в течение 6 часов (таблица 2.5). Данная термообработка типична для силуминов.

Таблица 2.5 – Режимы термообработки экспериментальных сплавов

Сплавы	Режим термообработки		
	Отжиг	Охлаждение	Старение
I группа	400 °C, 6 часов	С печью	-
II группа	500 °C, 6 часов	В воде	175°C, 6 часов

2.5 Определение физических и механических свойств

2.5.1 Измерение твердости

Измерение твердости по Виккерсу проводили по стандартной методике в соответствии с ГОСТ 2999-75 [149] на универсальном твердомере Shimadzu HMV – 2000, представленном на рисунке 2.11.

Микротвердомер Shimadzu HMV - 2000 предназначен для измерения микротвердости материалов методом Виккера в диапазоне нагрузок от 5 до 2000 гр., его технические характеристики приведены в таблице 2.6.



Рисунок 2.11 - Микротвердомер Shimadzu HMV – 2000 (производство - Япония)

Таблица 2.6 - Технические характеристики микротвердомера

Нагрузки (гр)	5, 10, 15, 25, 50, 100, 200, 300, 500, 1000, 2000
Время выдержки (сек)	5 – 60 (задается программно)
Индентер для измерений по методу Виккерса	алмазная пирамида с углом 136 ⁰ между противоположными гранями
Увеличения микроскопа	10X, 50X
Размеры предметного столика	120Х120 мм
Высота образца	Не более 60 мм

Измерение твердости по Бринеллю производилось по стандартной методикой в соответствии с ГОСТ 9012 – 59 [150] на универсальном твердомере Wolpert UH930 при следующих параметрах: диаметр шарика индентора - 2,5 мм, нагрузка на индентор составляла 612,9 Н, время выдержки 20 с. Внешний вид твердомера Wolpert UH930 представлен на рисунке 2.12.



Рисунок 2.12 - Твердомер Wolpert UH930

2.5.2 Определение электропроводности

Электропроводность образцов исследовали при помощи вихревого структуроскопа марки ВЭ-26НП представленном на рисунке 2.13. Принцип работы измерения структуроскопа основан на методе вихревых токов с использованием фазового способа обработки сигнала накладного вихревокового преобразователя. Диапазон измерений прибора 5-62 МСм/м. Допускаемая относительная погрешность 2 %.

Образцы для измерения были одинаковой формы и габаритов. Поверхность образцов была отшлифована. Для каждого образца делали серию из пяти измерений. Помимо эталонов прибора использовали свой эталон - отшлифованный образец из алюминия А99 и А5Е. Каждое измерение проводили по следующей схеме: эталон прибора - собственный эталон - исследуемый образец.



Рисунок 2.13 - Вихревой структуроскоп ВЭ-26НП

Встроенный термометр позволяет учесть влияние температуры окружающей среды и повысить точность измерений. Измерение удельного электросопротивления проволоки и плоских образцов заданных размеров проводили с помощью цифрового программируемого микроомметра Gw INSTEK GOM - 2.

2.5.3 Термический анализ

Для проведения прямого термоанализа использовали самодельный лабораторный стенд, состоящий из лабораторной печи, КСП-4, соединительного провода, хромель-алиомелевых термопар типа К и компьютера. Термопары защищали при помощи кожуха из алюндовой соломки, для плавки использовали алюндовый тигель. Лабораторный стенд представлен на рисунке 2.14.

В тигель помещали навеску сплава 20 грамм, ставили в печь и нагревали до полного расплавления. Затем извлекали тигель, в него помещали ХА термопару и снимали кривую охлаждения (до 100-200 °C) в координатах «время – температура». Далее помещали тигель вместе с намороженной термопарой и снимали кривую нагрева в тех же координатах (нагрев производился до 800 °C). Калибровку полученных данных проводили с использованием экспериментальных кривых нагрева и охлаждения чистого алюминия марки А99.



Рисунок 2.14 - Лабораторный стенд для проведения прямого термоанализа

2.5.4 Определение плотности

Определение плотности производили на лабораторных электронных весах HR-202i представленных на рисунке 2.15. Плотность каждого образца рассчитывали, зная массу образца на воздухе и в жидкости (воде), а также плотность жидкости (воды).

Расчет производился по формуле (2.1):

$$P_{расч} = \frac{M_{возд}}{M_{воде} - M_{возд}} \cdot \rho_{возд} \quad (2.1)$$

где $M_{возд}$ – масса образца на воздухе, гр;

$M_{воде}$ – масса образца в воде, гр;

ρ – плотность воды при температуре 10 °C (0,99970 г/см³).



Рисунок 2.15 – Лабораторные электронные весы HR-202*i*

2.6 Структурные исследования

Для подробного изучения состава и морфологии структурных составляющих образцов был использован комплекс микроскопических исследований, включающий в себя оптическую микроскопию (ОМ), сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) [151, 152], а также сканирующую зондовую микроскопию (СЗМ) поверхности [153, 154].

2.6.1 Приготовление металлографических шлифов

Для исследования образцов были подготовлены шлифы (высотой 5 мм, шириной 10-15 мм, длиной 15-20 мм), которые вырезали из центральной части отливок. Для этого, с целью получения плоскопараллельных поверхностей, образцы резали на программируемом отрезном станке «Accutom-5» фирмы Struers (Рисунок 2.16,а). Затем образцы фиксировали в специальных формах с самотвердеющей пластмассой «SpeciFix-20 Kit».



а



б

Рисунок 2.16 - Оборудование фирмы Struers: а -программируемый отрезной станок «Accutom-5», б - шлифовально-полировальный станок «TegraPol-25»

После затвердевания, полученные металлографические шлифы готовили на комплексе «Tegra Pol-25» с автоматическим вращателем образцов «Tegra Force-5» фирмы Struers (рисунок 2.16,б). Для исследуемых алюминиевых образцов применяли последовательно режимы шлифования (выравнивание и тонкое шлифование) и полирования (алмазное и оксидное). Для каждого из режимов определены оптимальные параметры (тип суспензии, зернистость абразива, нагрузка, время обработки).

2.6.2 Оптическая микроскопия

Для исследования исходной структуры поверхности сплавов на первом этапе использовали оптический микроскоп (ОМ) «Neophot-2» с системой наблюдения изображения в цифровом формате «Image Scope» и Axio Observer MAT. Оптическая микроскопия является экспрессным методом исследования. Её несомненными преимуществами являются простота приготовления образца, простота и быстрота самого исследования, а также возможность оперативно просматривать большие участки поверхности. Получаемое при этом изображение аналогично зрителю восприятию [155, 156]. Основным недостатком оптической микроскопии является низкое разрешение, и как следствие - невозможность изучения достаточно мелких деталей.

2.6.3 Сканирующая электронная микроскопия

Структурные исследования сплавов проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) «Philips SEM - 505» с системой рентгеновского микроанализа «Genesis 2000 XMS 60 SEM», а также на сканирующем электронном микроскопе TESCANVEGA 3 (СЭМ). Микроскоп TESCAN, укомплектованный энергодисперсионной приставкой-микроанализатором производства Oxford Instruments и программным обеспечением Aztec.

Электронная микроскопия в таких работах является, очевидно, основным методом исследования [157, 158]. К преимуществам метода следует отнести высокое разрешение, большую глубину резкости (что позволяет чётко различать детали рельефа поверхности) и возможность проведения рентгеновского микроанализа. К недостаткам метода следует отнести необходимость специальной подготовки образцов (полировка, создание проводящего слоя на поверхности диэлектриков). Другими недостатками являются возможность загрязнения образца в колонне микроскопа (например, загрязнение углеродом при работе в микроскопе с масляной откачкой), «прожигание» образа –

особенно при длительной работе и/или при большом увеличении. К особенностям метода следует отнести необходимость вакуумирования образцов в колонне микроскопа.

Огромным преимуществом электронного микроскопа является возможность проведения рентгеноспектрального микроанализа (при наличии приставки-микроанализатора) - метод даёт информацию об элементном составе поверхности с высоким разрешением. Процесс проводится непосредственно в колонне микроскопа, фактически одновременно с получением микроскопического изображения. Последнее даёт возможность проведения локального анализа заранее выбранных (по микрофотографии) областей. При этом возможно проведение интегрального анализа (по всем элементам) в заранее выбранной области и/или т.н. «картирование»- получение изображения плотности распределения(«карты») по заранее выбранным элементам. Отметим, что рентгеновский микроанализ также накладывает определённые ограничения – так, требуются определённые режимы работы микроскопа (напряжение и ток в колонне, положение образца). Получаемые при этом данные об элементном составе являются уникальными т.к. не могут быть получены другими методами.

2.6.4 Сканирующая зондовая микроскопия

На завершающем этапе исследований применяли сканирующий зондовый микроскоп (СЗМ) «SmartSPMTM». К особенностям последнего следует отнести наличие оптической камеры для предварительно получения изображения образца и выбора области исследования.

Сканирующая зондовая микроскопия, основной разновидностью которой является атомно-силовая микроскопия (ACM), обычно применяется на заключительном этапе микроскопических исследований. Чаще всего используется метод тэйпинга (др. названия - вибрационный, резонансный, полуконтактный, режим «обстукивания»). К преимуществам метода следует отнести высокое разрешение (как плоскостное, так и вертикальное), возможность получения профилей в любом выбранном направлении вдоль поверхности, определение параметров наношероховатостей и пространственной геометрии поверхности. Огромным достоинством метода является возможность исследования (за счёт применения т.н. «дополнительных мод ACM», часто с использованием специальных зондов) различных характеристик поверхности - адгезионных, магнитных, электростатических, электропроводящих, упругих и т.д. Особенностью современного метода ACM является также развитый аппарат обработки изображения - возможно получение 3D-изображений и различные типы преобразования ACM - картин. По

получаемым массивам данных возможен расчет различных параметров шероховатости, разброса высот, волнистости, текстуры и др. В ряде случаев применяются дополнительные методы - изучение фазового контраста, измерение в контактном режиме и др. К недостаткам метода следует отнести невозможность исследования крупных образцов, ограниченность поля сканирования, малую «глубину резкости», невозможность исследования образцов с высокой шероховатостью и с заряжающейся поверхностью.

Исследование поверхности алюминиевых сплавов, данные методы существенно дополняют друг друга. При этом важным фактором является исследование одних и тех же областей поверхности.

2.7 Трибологические испытания

Для предварительного отбора из ряда экспериментальных антифрикционных сплавов, оптимальных по их задиростойкости в эксплуатационных условиях, применяли метод склерометрии. Он позволял приборными методами определить свойства непосредственно поверхностных слоёв [159]. При исследовании задиростойкости не обязательно исследуемые образцы доводить до задира. Достоверную оценку склонности материала к задиру можно дать по контактным напряжениям, обусловливающим процесс микрорезания ($\sigma_{\text{мкр}}$) при склерометрировании.

2.7.1 Склерометрия

Склерометрирование I группы сплавов проводили на скретч-тестере REVETEST фирмы CSM (Швейцария) с переменной глубиной царапания. Схема тестера приведена на рисунке 2.17.

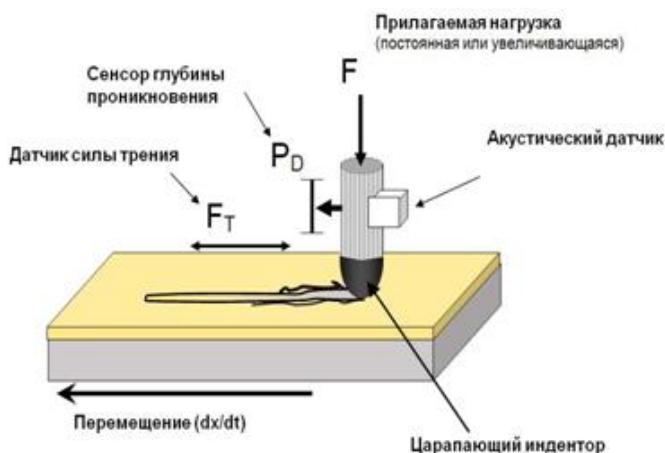


Рисунок 2.17 - Схема испытания на скретч-тестере

При этом алмазный конусный индентор был заменен стальным сферическим индентором.

Условия испытаний:

- индентор – шарик $\varnothing 6$ мм ($R_{ш}=3$ мм) из стали 100Cr6 (аналог стали ШХ15)
- максимальная нагрузка 60 (90) Н
- скорость нагружения – 59,1 (89,1) Н/мин
- длина царапины – 5 мм
- скорость скольжения – $V=5$ мм/мин

В процессе эксперимента регистрировали зависимость коэффициента трения по длине царапания [160, 161].

Склерометрическое исследование испытуемых образцов II экспериментальной группы алюминиевых сплавов проводили по ранее изложенной методике, но с регистрацией сдвигового усилия на трибометре UMT-3, который обладает возможностью регистрации как нормальных, так и сдвиговых усилий и при этом обеспечивает плавное внедрение сферического индентора при его перемещении относительно исследуемого образца.

Принципиальная схема и общий вид прибора представлена на рисунке 2.18 а и б.

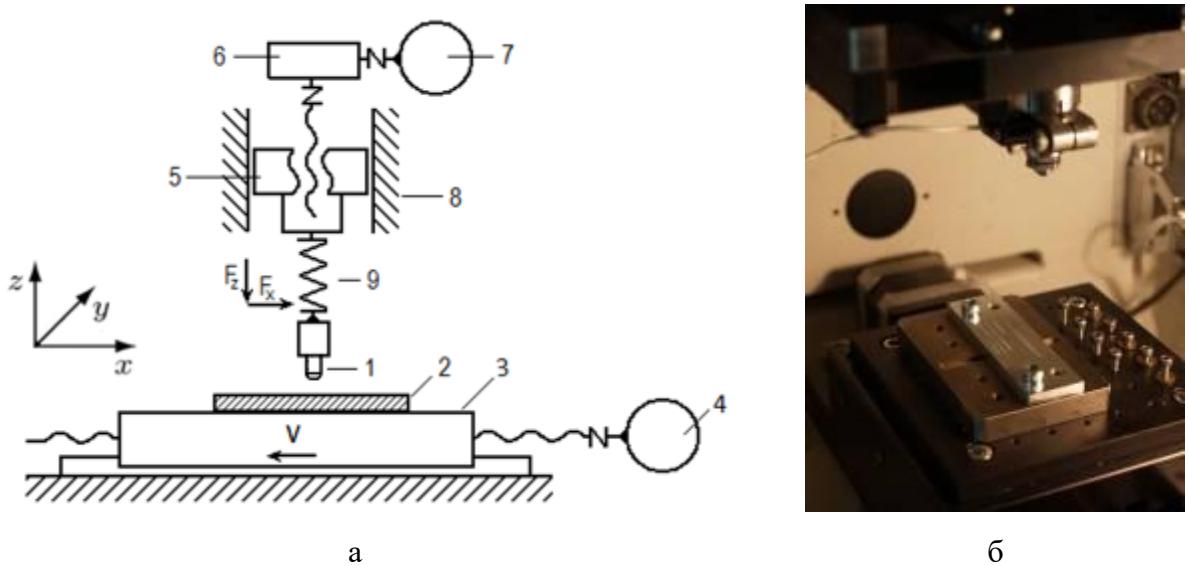


Рисунок 2.18 - Принципиальная схема (а) и общий вид (б) трибометра

Контробразец - пластина 2 неподвижно закреплена на предметном столике 3, который приводится приводом 4 в поступательное движение. Сферический индентор 1 закреплен в держателе, который в свою очередь смонтирован на упругом элементе 9. Нормальная нагрузка передается на образец через упругий сменный элемент посредством

винтовой передачи 5, которая приводится в движение через редуктор 6 электродвигателем 7. Упругий элемент представляет собой 2-х компонентный датчик, предназначенный для измерения действующих на образцы нормальной силы и силы трения (N и F_{tp}). Измерительная система прибора оснащена функцией обратной связи электродвигателя 7 с датчиком сил, которая позволяет, при необходимости, поддерживать заданную нормальную силу N на постоянном уровне. Система прибора вырабатывает сигнал рассогласования в том случае, если происходит изменение линейного размера взаимодействующих образцов вдоль линии действия нормальной силы N . Одной из причин такого изменения является изнашивание взаимодействующих тел. Сигнал рассогласования поступает на привод винтовой передачи, которая смешает гайку 5 вдоль направляющих 8 до тех пор, пока не будет восстановлено прежнее значение нормальной силы N . Таким образом, нагружающая система трибометра позволяет проводить испытания образцов как при заданной постоянной нагрузке, так и с постоянным заглублением индентора.

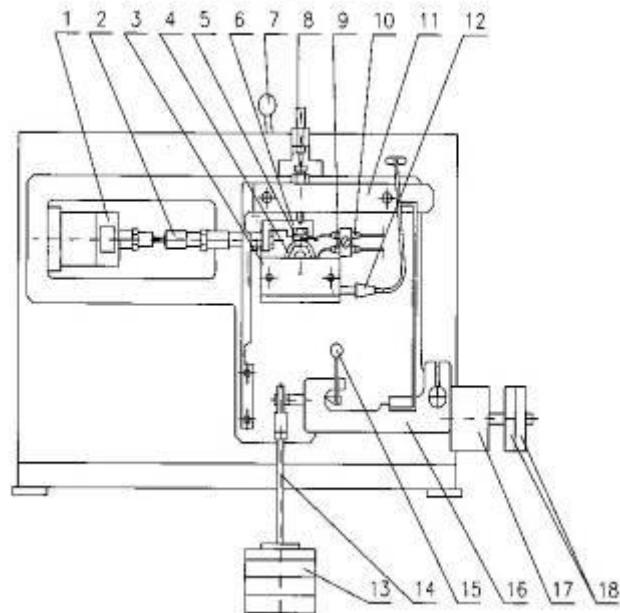
Условия испытаний:

- индентор – шарик $d=4$ мм, для образца из сплава №2 – $d=1,5$ мм,
- максимальная нагрузка 190 Н
- скорость нагружения – 30 Н/мин
- длина царапины – 30 мм
- скорость скольжения – $V=5$ мм/мин

2.7.2 Триботехнические испытания на износостойкость

Эти испытания имели целью проверку обоснованности предварительного вывода о возможности отбора из ряда экспериментальных антифрикционных сплавов, оптимальных по их задиростойкости в эксплуатационных условиях.

В нормальных условиях триботехнические испытания проводили по схеме «вал-вкладыш» на триботестере Т-05, конструктивная схема которого и общий вид представлены на рисунках 2.19, 2.20.



1- датчик силы трения, 2- стяжная муфта, 3- смазочная ванна, 4- контробразец (ролик), 5- испытуемый образец (колодка), 6- держатель образца, 7- стопорный рычаг вала, 8- датчик сближения, 9,10 – термопары, 11 – верхний рычаг рычажной системы, 12 – электронагреватель, 13 – грузы, 14 – подвеска для грузов, 15 – стопорный рычаг, 16 – нижний рычаг рычажной системы, 17 – основной балансир, 18 – дополнительный балансир

Рисунок 2.19 - Схема машины трения Т-05



Рисунок 2.20 - Общий вид триботестера Т-05

В корпусе прибора смонтирован шпиндельный узел, кинематически связанный с приводом вращения (на чертеже не показаны). На торце шпинделя, консольно

выступающим за лицевую стенку корпуса, выполнен посадочный конус, на который устанавливается кольцевой контробразец 4.

Испытуемый образец 5 устанавливается в держателе 6 с возможностью самоустановки по поверхности контробразца. Нагружение испытуемой пары нормальной нагрузкой N обеспечивается грузами 13 на подвеске 14 с помощью рычажной системы 16, соотношение плеч которой обеспечивает 32-х кратное увеличение массы груза G на подвеске, т.е. $N=32G$.

Непрерывная регистрация силы трения F обеспечивается датчиком 1, который с помощью винтовой стяжки 2 соединен с держателем образца 6.

Непрерывный контроль сближения образца с контробразцом вследствие износа обеспечивается индуктивным датчиком смещения 8, который через промежуточный шток контактирует с держателем образца 6.

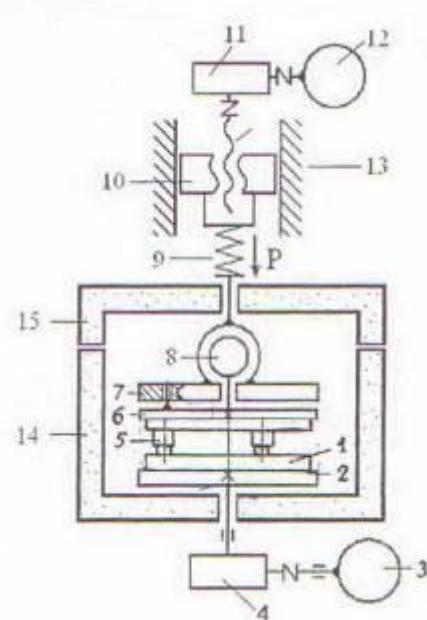
Образец 5 устанавливался в сквозном пазу сферической опоры и в сборе с ней - в пазу Г-образного держателя 6, который поверх стенки ванны 3 жестко соединен винтовой стяжкой с датчиком силы 1.

В процессе испытаний осуществлялась непрерывная регистрация силы трения F_h сближения h , обусловленного износом образца.

Условия испытаний: все эксперименты проводились при постоянной скорости скольжения $V=1,0$ м/с, $p=0,5-3,0$ МПа, трение без смазки, повторность $n=3\dots5$.

В общей программе исследований антифрикционных алюминиевых сплавов были предусмотрены также испытания при повышенных температурах ($100-125$ °C), которые проводили на многофункциональном трибометре фирмы CENTER FOR TRIBOLOGY Inc., США, модель UMT-2, оснащенном программным комплексом.

Испытания проводили по трёхпальчиковой схеме, имитирующей работу опорного подшипника. Принципиальная схема, общий вид прибора и испытуемые образцы представлены на рисунках 2.21 а, б и 2.22.



а



б

1 – контробразец (диск), 2 – планшайба, 3 – электродвигатель, 5 – образец (пальчик)

Рисунок 2.21 - Принципиальная схема трибометра UMT-2(а) и общий вид трибометра UMT-2 (б)

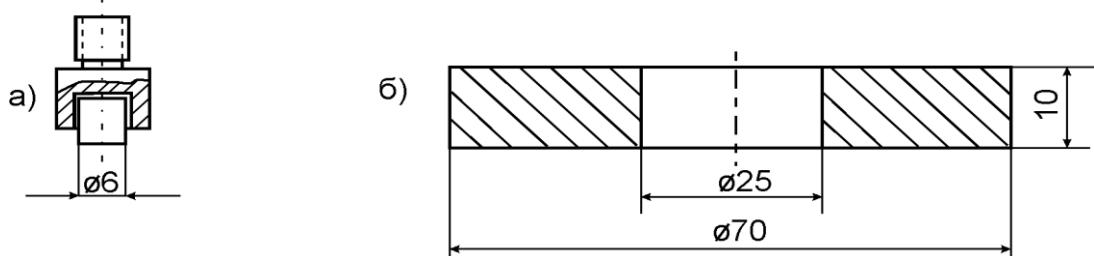


Рисунок 2.22 - Испытуемые образцы. а) – образец из алюминиевого сплава в держателе, б) – стальной контробразец

Контробразец 1 установлен и закреплен на планшайбе 2, которая приводится во вращение электродвигателем 3 через редуктор 4. Прибор укомплектован двумя взаимозаменяемыми приводами вращения: низкоскоростным высокомоментным приводом (Model S20HE, скорость от 0.001 до 80 об/мин; предельный момент до 20000 Н·мм) и высокоскоростным низкомоментным приводом (Model S33HE, скорость от 0,1 до 3000 об/мин; предельный момент до 3500 Н·мм). Оба привода снабжены устройством

позиционирования, которое обеспечивает поворот ведущего вала привода на строго определенный заранее задаваемый угол.

Три пальчиковых образца из исследуемого материала расположены с возможностью самоустановки в своих держателях 5, которые в свою очередь жестко закреплены на планшайбе 6, соединенной через поводковую систему 7 со сферическим шарниром 8, позволяющим компенсировать влияние возможных биений и перекосов. Нагрузка на контакт передается через упругий элемент 9 посредством винтовой передачи 10, которая приводится в движение через редуктор 11 электродвигателем 12. Упругий сменный элемент 9 представляет собой 6-ти компонентный датчик, предназначенный для измерения всех действующих на образец сил ($F_x F_y F_z$) и моментов ($T_x T_y T_z$). В частности, модель TH-100 упругого элемента 9 предназначена для измерения момента трения T_z в диапазоне от 100 до 20000 Н.мм и нормальной нагрузки в диапазоне от 10 до 1160 Н. Работая в режиме поддержания нормальной нагрузки F_z на постоянном уровне, измерительная система прибора вырабатывает сигнал рассогласования в том случае, если происходит изменение линейного размера сопряжения «образец – контртело» вдоль линии действия нагрузки F_z . Одной из причин такого изменения является износ исследуемого сопряжения. Этот сигнал поступает на привод винтовой передачи, которая смешает гайку 10 вдоль направляющей 13 до тех пор, пока не будет восстановлено прежнее значение нормальной нагрузки F_z . Это смещение регистрируется прибором в качестве износа. Исследуемое сопряжение было заключено в теплоизолирующую камеру 14 с крышкой 15, объемную температура в которой поддерживалась постоянной.

Прибор обеспечивает непрерывную регистрацию и запись коэффициента трения, а при необходимости также сближение (т.е. износ) образцов и приповерхностную температуру.

Испытания проводили без смазки при давлении 1 МПа и скорости скольжения 0,43 м/с.

2.8 Расчет фазового состава с использование программы Thermo-Calc

Для расчетного анализа фазового состава сплавов на базе системы Al–Si–Cu–Sn–Pb–Bi использовали программу Thermo-Calc (версия 3.1, база данных TCAL1, TTAL7, TCAL4 и SNOB). С ее помощью были построены и проанализированы фрагменты многокомпонентных диаграмм на основе алюминия применительно как к промышленным, так и к перспективным сплавам. Программа Thermo-Calc позволяет строить политеrmические и изотермические сечения, рассчитывать фазовый состав заданного

сплава, в том числе при разных температурах (включая массовые и объемные доли фаз, а также концентрации в них элементов). Thermo-Calc представляет собой программный пакет, содержащий большое количество термодинамических данных, для выполнения расчетов и построения фазовых диаграмм состояния [162].

Компания Thermo-Calc Software является одной из наиболее опытных компаний – поставщиков программного обеспечения в сегменте численного моделирования в области разработки и исследования материалов. Программное обеспечение Thermo-Calc широко распространено во всем мире, и, возможно, является наиболее часто используемым программным обеспечением для термодинамического моделирования. Преимуществом Thermo-Calc является возможность обеспечения проведения не только стандартных расчетов состояния равновесия и термодинамических величин с использованием термодинамических баз данных, но и проведения специальных видов расчета [163].

В основе программы Thermo-Calc заложена модель классической термодинамики, которая имеет дело с системами, находящимися в состоянии равновесия, то есть в состоянии стабильном относительно внутренних флуктуаций и числа параметров, таких как температура и состав. Эти параметры, которые определяют свойства в состоянии равновесия, называются переменной состояния. Другими примерами переменных состояния являются давление и химический потенциал. Термодинамика предусматривает численную зависимость между переменными состояния, что позволяет производить расчет любых термодинамических параметров в состоянии равновесия [164].

Фундаментальные принципы для выявления истинных равновесий в системе основаны на законах термодинамики. Из них следует, что система находится в равновесии, если свободная энергия Гиббса (G), зависящая от энталпии (H) и энтропии (S) минимальна ($G=H+TS=\min$). Именно на этом принципе и основана работа программы Thermo-Calc. Не вдаваясь в подробности, отметим, что величина G каждой фазы зависит от ее состава и температуры. Из этого следует, что для корректного расчета надо иметь такие зависимости для всех фаз, которые могут существовать в заданном сплаве или во всей системе. Эти зависимости и составляют суть базы данных, необходимых для расчета по программе Thermo-Calc. К сожалению, расчет таких зависимостей из «первых принципов» (т.е. физических констант) к настоящему времени не осуществлен.

Поэтому получение зависимостей для G требует достаточно большого объема экспериментальных данных. Тем не менее, этот метод весьма перспективен и многие наиболее важные для промышленных сплавов тройные диаграммы уже рассчитаны с удовлетворительной точностью. Результаты расчет могут быть представлены как

графически, так и в виде числовых значений. Подробное описание данной программы и примеры ее использования можно найти на сайте <http://www.thermocalc.com>

Далее будут показаны фрагменты многокомпонентных диаграмм состояния, которые были построены с использованием программы Thermo-Calc. Оптимизация состава производилось при помощи программного продукта Thermo-Calc. Программа Thermo-Calc строит диаграммы состояния на основании зависимости химических потенциалов от температуры.

Все расчеты основаны на термодинамических данных, которые сопоставляются с базами данных. Существует широкий выбор высококачественных баз данных для различных целей, которые включают много различных материалов. Базы данных производятся специалистами через критическую оценку и систематическую оценку экспериментальных и теоретических данных. Метод CALPHAD, собирает и оценивает все доступные экспериментальные и теоретические сведения доступных на фазовых равновесиях и термохимических свойствах. Обеспечение CALPHAD и базы данных обеспечивают высокую точность расчета фазовых равновесий в многокомпонентных системах алюминиевых сплавов и обеспечивает эффективный способ разработки и оптимизации химического состава материалов и обработки для получения требуемой микроструктуры и свойств. Методология CALPHAD может определить: количество фаз и конституция, в зависимости от состава; количество фаз и состав, в зависимости от температуры; ликвидус, солидус и другие температуры фазового превращения; растворимость легирующих элементов в Al; разметка легирующих элементов между различными фазами; энталпия, теплоемкость, движущей силой для фазы зарождения и роста; параметры решетки, плотность, коэффициент теплового расширения и объема [162].

ГЛАВА III. РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С ЛЕГКОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ

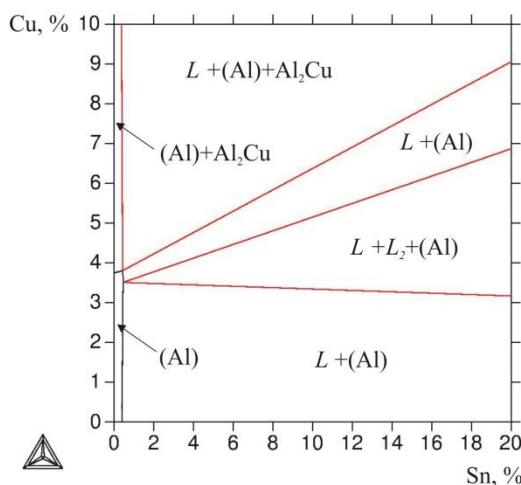
Для того чтобы добиться необходимого сочетания антифрикционных, механических и литейных свойств требуется целенаправленное легирования алюминиевых сплавов несколькими элементами. Научной основой оптимизации состава являются фазовые диаграммы многокомпонентных систем [165].

3.1 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn

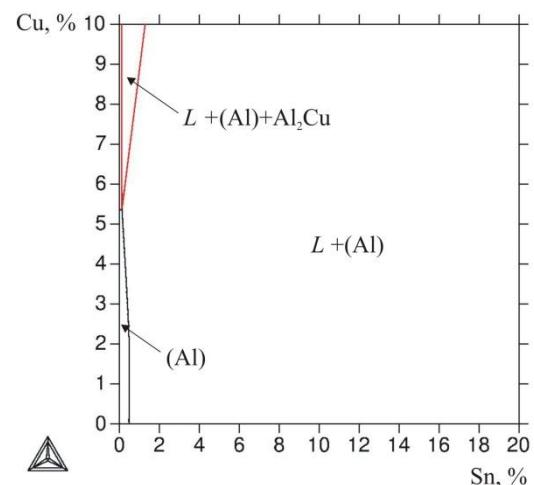
Для расчета фазового состава системы Al–Cu–Si–Sn использовали программу Thermo-Calc (версия TCW5, база данных TCAL1) [162].

Система Al–Cu–Sn

Малые добавки олова (0,05 – 0,10 %) влияют на упрочнение при старении сплавов системы Al–Cu. Хотя максимальная твердость, количество тепла, выделяемого при старении, и максимальные значения механических свойств сплавов Al–Cu–Sn такие же, как и двойных сплавов, введение олова замедляет формирование зон ГП, подавляет образование первого максимума на изотерме твердости и приводит к увеличению второго максимума (рисунок 3.1). Этот эффект обычно приписывают высокой энергии связи между атомами олова и вакансиями, он объясняется уменьшением растворимости меди в присутствии олова. Медь не влияет на выделение олова в сплавах системы Al–Sn.



а



б

Рисунок 3.1 - Изотермические сечения системы Al–Cu–Sn при 500 °C (а) и 540 °C (б)

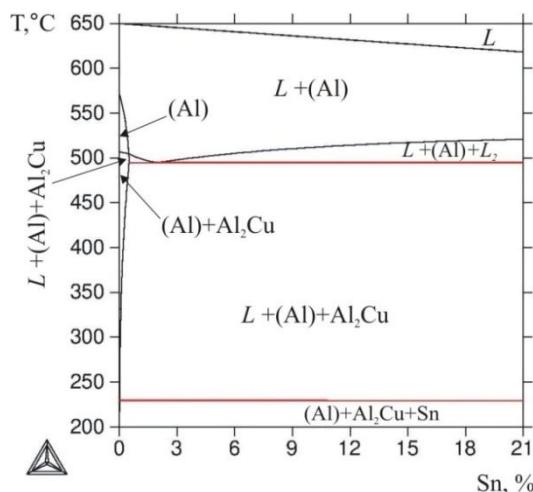


Рисунок 3.2 - Политегмические сечения системы Al–Cu–Sn при 4% Cu

Согласно политегмическому разрезу, рассчитанному при 4%Cu (рисунок 3.2), в сплавах, содержащих более 3%Sn, после первичной кристаллизации (Al) должно происходить расслоение жидкой фазы, а затем нонвариантная монотектическая реакция. После этого в широком температурном интервале (более 350°C) сплавы находятся в трехфазной области L+(Al)+Al₂Cu, что отвечает продолжению кристаллизации. Завершается кристаллизация по нонвариантной эвтектической реакции L→(Al)+Al₂Cu+(Sn), температура которой близка температуре плавления чистого олова [166].

Таблица 3.1 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al–6%Sn–4%Cu при характерных температурах

Температура	Фаза	Массовая доля, масс. %	Объемная доля, об. %	Химический состав фазы, % масс			
				Al	Si	Cu	Sn
Al–6%Sn–4%Cu							
200	(Al)	86,76	92,81	99,9	-	0,10	<0,01
	(Sn)	6,0	2,38	0,16	-	<0,01	99,8
	Al ₂ Cu	7,24	4,81	46,0	-	54,0	<0,01
500	(Al)	91,0	96,32	96,2	-	3,3	0,5
	L1	6,6	2,64	33,0	-	14,0	53,0
	L2	2,4	1,04	12,0	-	2,6	85,4

Система Al-Si-Sn

Система очень простая, других фаз крометверджих растворов на основе чистых металлов не обнаружено [93-96, 84]. Тройная эвтектика имеет такой же состав жидкой фазы, как и двойная эвтектика в системе Al–Sn (99,5% Sn) и затвердевает при 226,5 °C. Эффект модификации оловом сплавов системы Al-Si мал или совсем отсутствует, но

добавки олова улучшают обрабатываемость сплавов резанием. Поверхностное натяжение на границе твердая фаза — жидкость в сплавах системы Al-Si-Sn составляет приблизительно половину от поверхностного натяжения на границе твердая фаза — твердая фаза. На рисунке 3.3 и рисунке 3.4 показаны изотермическое и политермические сечения системы Al-Si-Sn.

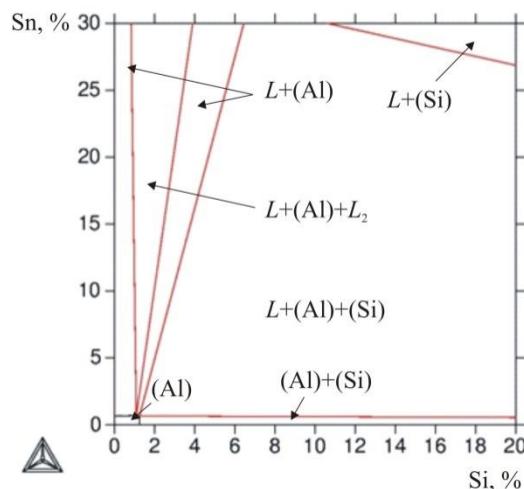


Рисунок 3.3 - Изотермическое сечение системы Al–Si–Sn при 540 °C

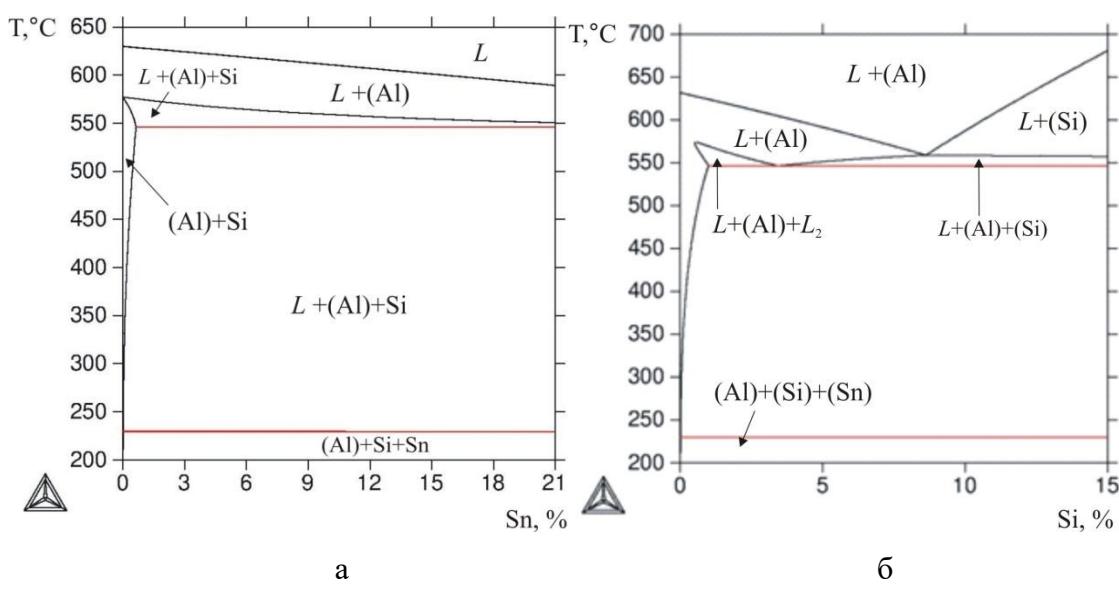


Рисунок 3.4 - Политермические сечения системы Al–Si–Sn при 5%Si (а)
и 20%Sn (б)

Расчет системы Al–Si–Sn также показывает наличие нонвариантного монотектического превращения: $L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$ при ~ 550 °C. Однако при 5%Si купол расслоения начинается при достаточно высоких концентрациях олова, т.е. в сплавах, содержащих до 21 %Sn включительно, две жидкости могут сосуществовать только при температуре нонвариантного монотектического превращения, которому должно

предшествовать формирование алюминиево-кремниевой эвтектики (рисунок 3.4). Из рисунка 3.4 видно, что в широком температурном интервале (он составляет более 400 °C) сплавы данного разреза находятся в трехфазной области L+(Al)+(Si). Завершается кристаллизация по нонвариантной эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + (Si) + (Sn)$ вблизи температуры плавления чистого олова [166].

Таблица 3.2 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al-6%Sn-5%Cu при характерных температурах

Температура	Фаза	Массовая доля, масс.%	Объемная доля, об. %	Химический состав фазы, % масс			
				Al	Si	Cu	Sn
Al-6%Sn-5%Si							
200	(Al)	89,0	91,73	>99,9	<0,01	-	<0,01
	(Sn)	6,0	2,29	0,16	-	-	99,8
	(Si)	5,0	5,97	0,03	99,9	-	<0,01
500	(Al)	89,7	92,45	98,7	0,8	-	0,5
	L	6,0	2,42	7,7	<0,01	-	92,3
	(Si)	4,3	5,13	<0,01	99,9	-	0,12

Система Al-Si-Cu-Sn

Наболее значимыми особенностями политермических разрезов четверной системы являются: широкие интервалы кристаллизации фаз Al_2Cu и (Si) [103], наличие области расслоения жидкости и протекание нонвариантного пятифазного превращения $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$ (при $\sim 485^0C$). Последнее также можно определить как монотектическое (или квазимонотектическое). Согласно политермическому разрезу при 4%Cu и 5%Si, показанному на рисунке 3.5, в экспериментальных сплавах 1.11 и 2.2, содержащих 6%Sn, должны последовательно протекать следующие превращения: $L \rightarrow (Al)$, $L \rightarrow (Al) + (Si)$. $L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$. $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$. $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + (Si)$ и $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + (Si) + (Sn)$. Таким образом, после полной кристаллизации (т.е. ниже 230^0C) данный сплав должен содержать кроме (Al) три избыточные фазы: Al_2Cu , (Si) и (Sn) .

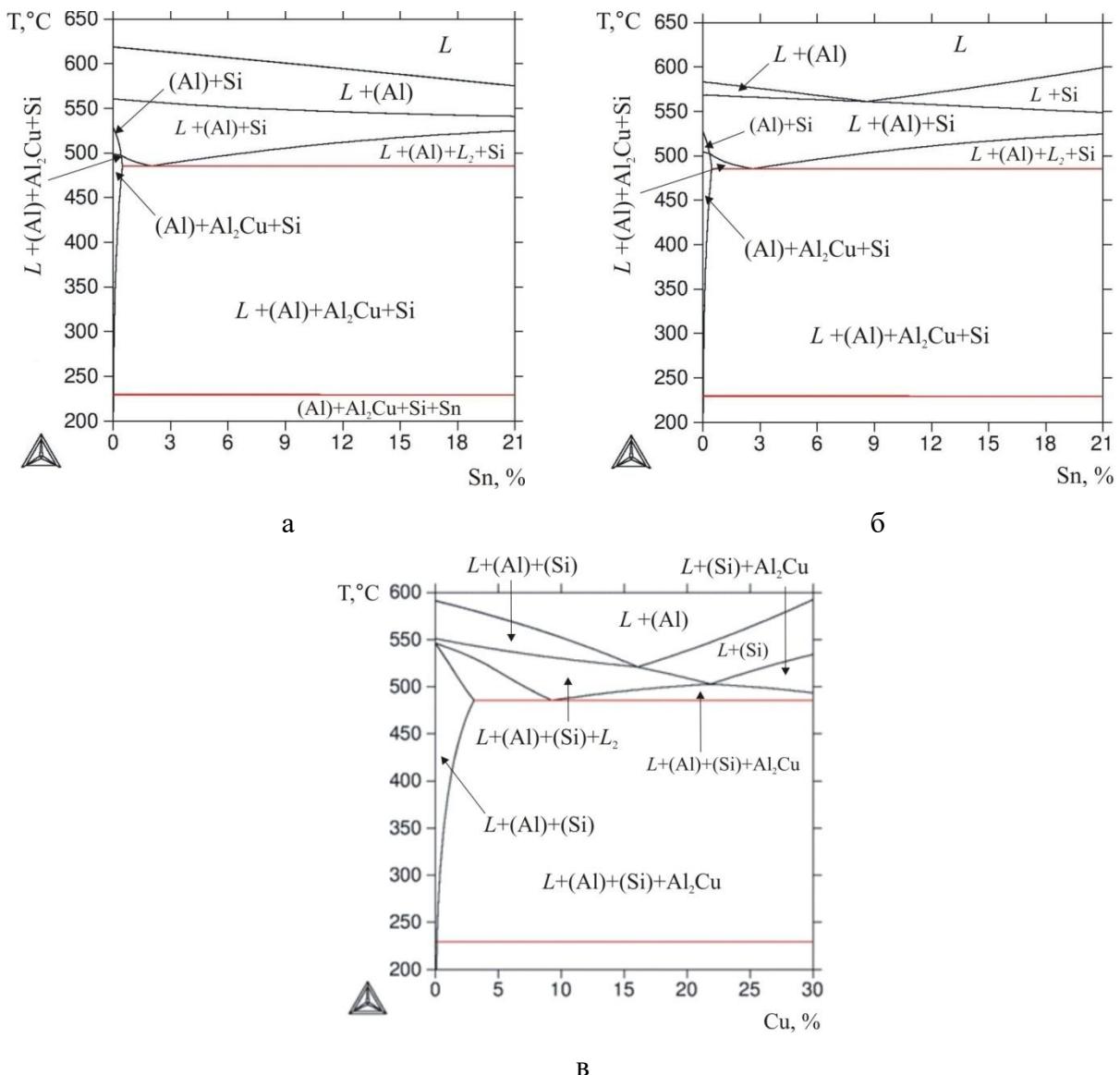


Рисунок 3.5 - Политермические сечения системы Al–Cu–Si–Sn при: а) 4% Cu и 5% Si; б) 4% Cu и 10% Si; в) 20% Sn и 5% Si

Поскольку политермические разрезы не позволяют оценить количества фаз и их составы, был проведен расчет соответствующих величин. Из таблицы 3.3 видно, что при 200 °C растворимости Al, Cu и Si в оловянном твердом растворе ничтожно малы. Однако при 500 °C концентрации этих элементов в жидкой фазе на основе олова становятся значимыми.

Таблица 3.3 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al–6%Sn–4%Cu–5%Si при разных температурах

Температура	Фаза	Массовая доля, масс. %	Объемная доля, об. %	Химический состав фазы, % масс			
				Al	Si	Cu	Sn
200	(Al)	81,7	86,68	>99,9	<0,01	0,1	<0,01
	(Sn)	6,0	2,36	0,16	<0,01	<0,01	99,8
	Al ₂ Cu	7,3	4,81	45,9	<0,01	54,0	<0,01
	(Si)	5,0	6,15	<0,01	99,9	<0,01	<0,01
485	(Al)	86,3	91,57	95,0	0,76	3,70	0,51
	L	6,2	2,36	8,8	0,06	1,57	89,6
	(Si)	4,3	5,28	<0,01	<0,01	99,9	0,11
	Al ₂ Cu	1,2	0,79	47,1	<0,01	57,9	<0,01
500	(Al)	83,0	88,07	95,9	0,85	2,68	0,54
	L	13,0	7,01	41,3	2,2	13,7	42,9
	(Si)	4,0	4,92	<0,01	99,9	<0,01	0,11

Результаты расчета показывают, что объемная доля оловянной фазы (при 200 °C) существенно меньше массовой и не превышает 2,5 об.% (т.е. меньше, чем других избыточных фаз). Добавление олова влияет на концентрационную границу появления первичных кристаллов кремния. В частности, из политермического разреза при 4%Cu и 10%Si (рисунок 3.5,б) следует, что, начиная примерно с 9% Sn, сплавы должны иметь заэвтектическую структуру [166].

3.2 Сплавы системы Al–Cu–Si–Pb

Система Al–Cu–Pb

Характерной особенностью тройной системы Al–Cu–Pb является наличие купола расслоения жидкости [85]. Размеры этого купола примерно такие же, как и в двойной системе Al–Pb (рисунок 1.7). Из этого следует, что при плавке сплавов, содержащих свыше ~1%Pb, необходим значительный перегрев расплава, т.к. его температура перед литьем должна быть заведомо в однофазной области.

Также как и в системах алюминия с другими легкоплавкими металлами наличие свинца приводит к значительному расширению интервала кристаллизации. Это вытекает из того, что кристаллизация завершается по нонвариантным эвтектическим реакциям, температуры которых близки температуре плавления чистого свинца (горизонтали при 327 °C на рисунке 3.6).

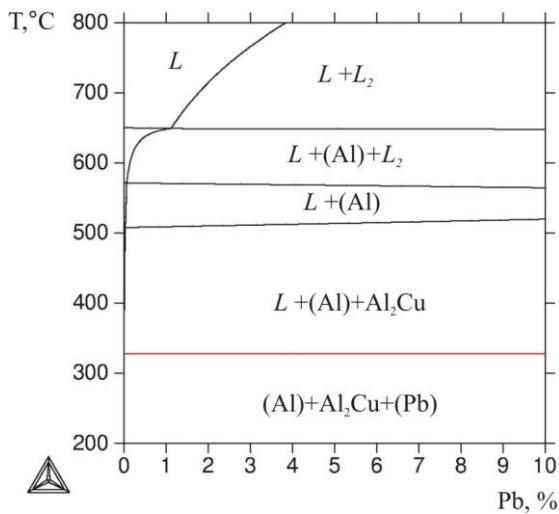


Рисунок 3.6 - Политермическое сечения системы Al–Cu–Pb при 4% Cu

Система Al-Si-Pb

Характерной особенностью политермических разрезов тройной системы Al–Si–Pb с 5%Si (рисунок 3.7), является наличие купола расслоения жидкости. Расчет политермического разреза системы Al–Si–Pb [87-90] кроме купола расслоения показывает также наличие нонвариантного монотектического превращения: $L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$ при $\sim 580^{\circ}C$ (верхняя горизонталь на рисунке 3.7).

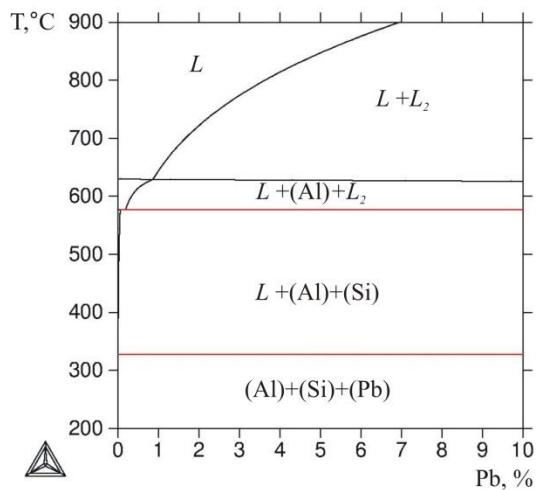


Рисунок 3.7 - Политермическое сечение тройной системы Al–Si–Pb при 5%Si

Система Al-Cu-Si-Pb

Наличие двух жидкостей в значительной мере определяет фазовый состав сплавов четверной системы. В качестве примера на рисунке 3.8 приведены политермические разрезы, рассчитанные при переменном содержании свинца и кремния. Совместное

введение меди и кремния несколько снижает концентрацию свинца, при которой начинается расслоение жидкости (по сравнению с двойной диаграммой Al–Pb). В частности, из рисунка 3.8,а видно, что при 5%Si и 4%Cu эта концентрация составляет около 0,8% (против 1,2%, см. рисунки 3.6 и 3.7). Достаточно сложно влияние на фазовый состав четверных сплавов оказывает кремний. Как следует из рисунка 3.8,б при его концентрации от ~2 до ~16 расслоение жидкости начинается до начала кристаллизации. При меньших концентрациях этого элемента расслоению жидкости предшествует первичная кристаллизация (Al), а при больших – первичная кристаллизация (Si).

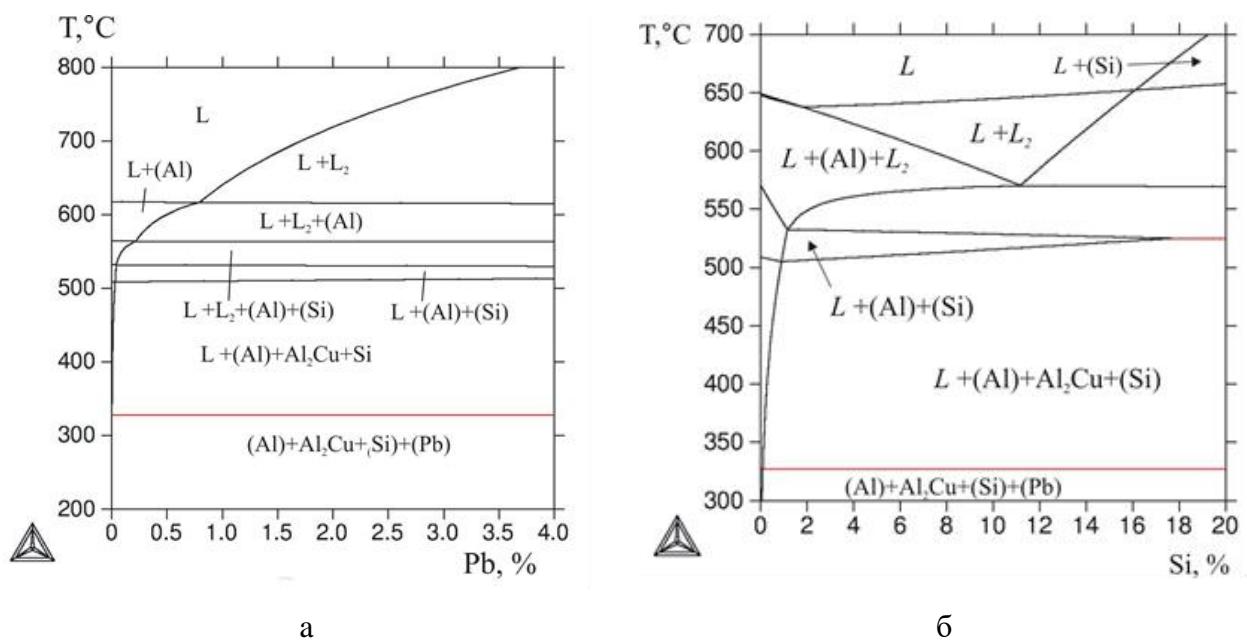


Рисунок 3.8 - Политермические сечения диаграммы Al–Cu–Pb–Si: а) при 5%Si и 4%Cu; б) при 4% Cu и 1%Pb

Наличие двух жидкостей характерно и в широком температурном интервале между ликвидусом и солидусом, что отражают изотермические разрезы, рассчитанные при 4% Cu (рисунок 3.9). Из них видно, что в большую часть рассчитанного диапазона по Si и Pb занимают области с двумя жидкими фазами. При 600 $^{\circ}\text{C}$ это L+L₂ и L+L₂+(Al) (рисунок 3.9,а), а при 550 $^{\circ}\text{C}$ – L+L₂+(Al) и L+L₂+(Al)+(Si) (рисунок 3.9,б).

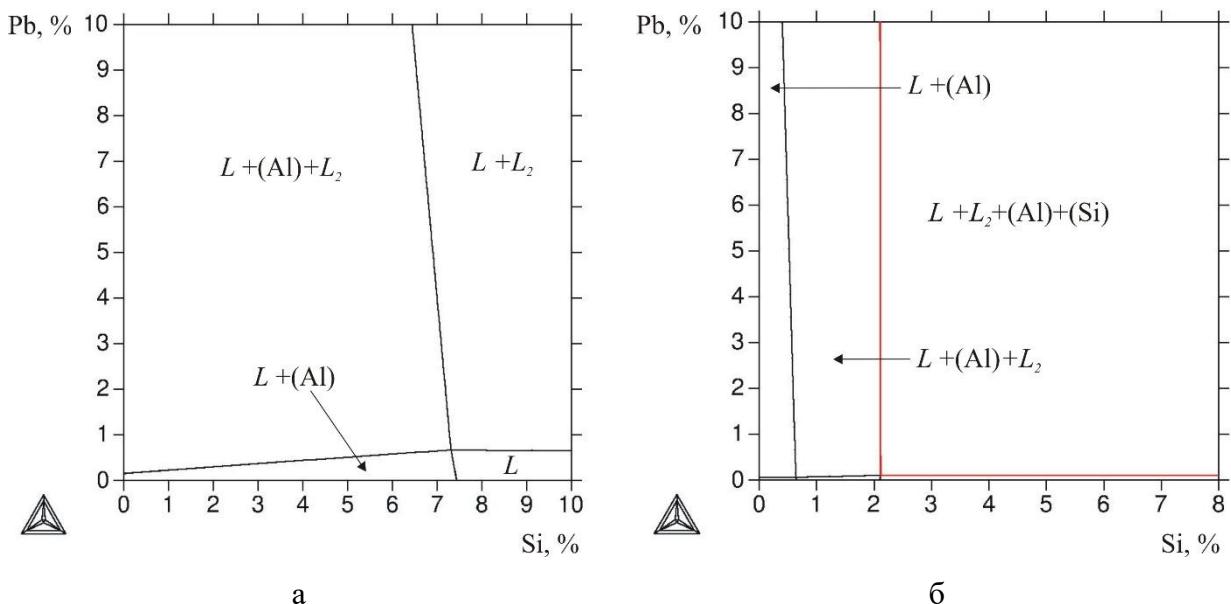


Рисунок 3.9 - Изотермические сечения диаграммы Al–Cu–Si–Pb при 4% Cu: а) при 600°C , б) при 550°C

Поскольку изотермические разрезы четырехкомпонентной системы не позволяют оценить количества фаз и их составы [162], был проведен расчет соответствующих величин. В качестве примера в таблице 3.4 приведены результаты расчета сплава, содержащего 5% Si, 4% Cu и 1% Pb. Как следует из таблицы 3.4, при 327°C (температуре солидуса) данный сплав содержит следующие фазы: (Al), Al_2Cu , (Si) и (Pb). Плавление свинца приводит к появлению жидкой фазы, состоящей практически из одного этого металла. Причем массовая доля жидкости отвечает содержанию свинца в сплаве, а объемная доля жидкости существенно меньше ($\sim 0,2$ об.%). Это обусловлено тем, что плотность свинца существенно больше, чем у алюминия (11,3 против $2,7 \text{ г}/\text{см}^3$). При 531°C появляется вторая жидкость, сильно отличающаяся по составу от исходной. В частности, концентрация свинца в ней составляет всего 0,03; а концентрации меди и кремния близки к составу тройной эвтектики из системы Al–Cu–Si. Две жидкости остаются и при полном расплавлении при 617°C . При этом в одной из них основу составляет свинец. Однофазная область достигается лишь при 640°C (таблица 3.4).

Таблица 3.4 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al-5%Si-4%Cu-1%Pb при характерных температурах

Температура	Фаза	Массовая доля	Объемная доля	Химический состав фазы, % масс			
				Al	Si	Cu	Pb
327(T_S)	Al ₂ Cu	6,40	4,58	46,37	0,15	53,47	-
	(Al)	87,70	90,41	99,24	0,09	0,66	<0,01
	(Pb)	0,99	0,13	<0,01	-	<0,01	99,99
	(Si)	4,91	4,88	-	100	-	-
328	Al ₂ Cu	6,37	4,57	46,37	0,16	53,47	-
	(Al)	87,72	90,42	99,22	0,09	0,67	<0,01
	L	0,99	0,13	<0,01	-	-	99,99
	(Si)	4,90	4,88	-	100	-	-
530	(Al)	95,13	96,00	94,61	1,14	4,20	0,04
	L	0,96	0,11	0,06	<0,01	<0,01	99,94
	(Si)	3,91	3,89	-	100	-	-
531(T_{L2})	(Al)	95,10	95,96	94,61	1,15	4,19	0,04
	L	0,95	0,13	0,06	<0,01	-	99,94
	L ₂	0,04	0,03	68,92	5,91	24,80	0,03
	(Si)	3,90	3,88	-	100	-	-
616(T_L)	(Al)	0,41	0,42	98,83	0,60	0,47	0,08
	L	0,21	0,03	0,13	-	<0,01	99,86
	L ₂	99,38	99,55	90,15	5,03	4,02	0,79
617	L	0,20	0,02	0,13	-	<0,01	99,86
	L ₂	99,80	99,98	90,18	5,01	4,01	0,80
639(T_{L2})	L	0,07	0,01	0,15	-	<0,01	99,84
	L ₂	99,99	99,99	90,00	5,00	4,00	0,99
640	L	100	100	90,00	5,00	4,00	1,00

В сплаве с 2% свинца изменение качественное фазового состава происходит аналогично. Основное отличие состоит в том, что расслоение жидкости исчезает только нагреве до 719 °C, т.е. примерно на 100 °C выше ликвидуса (таблица 3.5) [167].

Таблица 3.5 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al-5%Si-4%Cu-2%Pb при характерных температурах

Температура	Фаза	Массовая доля	Объемная доля	Химический состав фазы, % масс			
				Al	Si	Cu	Pb
327(T_s)	Al ₂ Cu	6,40	4,24	46,36	0,15	53,47	-
	(Al)	86,69	90,23	99,24	<0,01	0,66	<0,01
	(Pb)	1,99	0,29	<0,01	-	<0,01	99,99
	(Si)	4,91	5,24	-	100	-	-
328	Al ₂ Cu	6,38	4,22	46,37	0,16	53,47	-
	(Al)	86,70	90,25	99,23	0,09	0,67	<0,01
	L	1,99	0,29	-	-	-	99,99
	(Si)	4,91	5,24	-	100	-	-
530	(Al)	94,12	95,78	94,56	1,14	4,25	<0,01
	L	1,96	0,28	0,06	<0,01	<0,01	99,94
	(Si)	3,92	3,94	-	100	-	-
531(T_{L2})	(Al)	93,89	95,58	94,60	1,15	4,19	0,04
	L	1,96	0,28	0,06	<0,01	<0,01	99,94
	L ₂	0,24	0,22	68,92	5,91	24,80	0,36
	(Si)	3,90	3,92	-	100	-	-
615(T_L)	(Al)	1,57	1,64	98,81	0,62	0,49	0,08
	L	97,19	98,18	89,97	5,13	4,11	0,78
	L ₂	1,24	0,18	0,13	<0,01	<0,01	99,87
616	L ₁	98,78	99,83	90,09	5,06	4,05	0,79
	L ₂	1,22	0,17	0,13	<0,01	<0,01	99,86
718(T_{L2})	L	99,99	99,999	89,00	5,00	4,00	2,00
	L ₂	0,007	0,001	0,24	<0,01	<0,01	99,76
719	1	100	100	89,00	5,00	4,00	2,00

3.3 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb

Медь и кремний согласно имеющимся данным [77-93, 85, 87] не образуют новых фаз в алюминиевом углу системы Al–Cu–Pb–Si–Sn (по сравнению с системой Al–Cu–Si). Однако происходит усложнение фазовых превращений, что обусловлено, главным образом, наличием области расслоения в жидком состоянии и монотектических реакций. Поскольку графическим методом провести количественный анализ фазового состава рассматриваемой пятикомпонентной системы практически невозможно, в данной работе использовали программу Thermo-Calc (версия TCW5). База данных TTAL7 предназначена для расчета фазового состава многокомпонентных сплавов на основе алюминия, она содержит сведения о всех химических элементах рассматриваемой системы [162].

Наличие двух жидкостей в значительной мере определяет фазовый состав сплавов системы Al–Cu–Si–Sn–Pb. В качестве примера на рисунке 3.10 приведен изотермический разрез, рассчитанный при 4% Cu, 5% Si и 550 °C. Из него видно, что в диапазоне концентраций до 20% Sn и 4% Pb наибольшую часть разреза занимает фазовая область

$L+L_2+(Al)+(Si)$. Интересно отметить, что расслоение жидкости исчезает вблизи сторон разреза (фазовые области $L+(Al)+(Si)+Al_2Cu$ и $L+(Al)+(Si)$), т.е. при малом количестве одного из легкоплавких металлов.

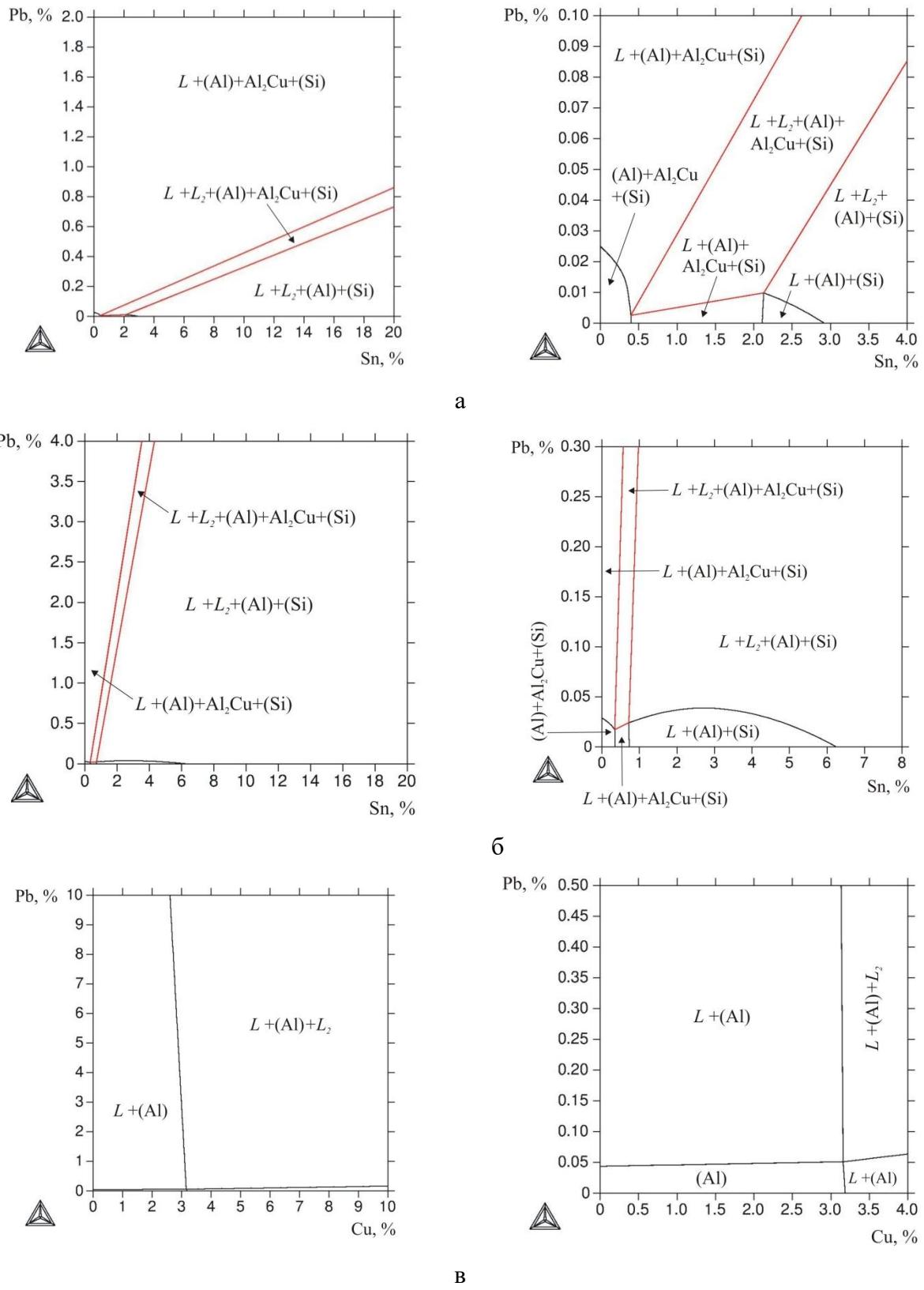


Рисунок 3.10 - Изотермическое сечение диаграммы Al–Cu–Si–Sn–Pb при 4% Cu, и 5% Si: а) 490 °C, б) 500 °C, в) 550 °C

Поскольку изотермические разрезы пятикомпонентной системы не позволяют оценить количества фаз и их составы, был проведен расчет соответствующих величин. В качестве примера в таблице 3.6 приведены результаты расчета 8 сплавов, содержащих 6%Sn и 2%Pb и переменное количество меди и кремния.

Таблица 3.6 - Расчетные параметры фазового состава сплавов системы Al–Sn–Pb–Cu–Si при 400°

Образец	Фаза	Массовая доля	Объемная доля	Химический состав фазы, % масс				
				Al	Si	Cu	Sn	Pb
1.1 (Al6Sn2Pb)	(Al)	92,06	98,13	99,80	-	-	0,16	<0,01
	L1	7,94	1,87	1,20	-	-	73,60	25,10
1.2 (Al4Cu6Sn2Pb)	Al ₂ Cu	5,09	3,85	46,0	-	53,0	-	-
	(Al)	86,97	94,38	98,30	-	1,4	0,17	<0,01
	L1	7,94	1,77	1,20	-	0,02	73,00	25,00
1.3 (Al2Si6Sn2Pb)	(Al)	90,29	96,53	98,30	-	-	0,17	<0,01
	L1	7,95	1,73	1,20	-	-	73,00	25,00
	(Si)	1,76	1,74	-	100	-	-	-
1.4 (Al2Si4Cu6Sn2Pb)	Al ₂ Cu	5,17	3,85	46,80	0,44	52,70	-	-
	(Al)	85,14	92,60	98,0	0,27	1,49	0,17	<0,01
	L1	7,95	1,77	1,22	-	-	73,60	25,10
	(Si)	1,74	1,78	-	100	-	-	-
1.5 (Al5Si6Sn2Pb)	(Al)	87,28	93,62	99,50	0,26	-	0,16	<0,01
	L1	7,95	1,74	1,22	-	-	73,60	25,10
	(Si)	4,77	4,64	-	100	-	-	-
1.6 (Al5Si4Cu6Sn2Pb)	Al ₂ Cu	5,26	3,85	46,80	0,41	52,70	-	-
	(Al)	82,04	89,26	98,05	0,27	1,49	0,17	<0,01
	L1	7,95	1,85	1,22	-	0,02	73,60	25,10
	(Si)	4,75	5,04	-	100	-	-	-
1.7 (Al10Si6Sn2Pb)	(Al)	82,25	88,12	99,57	0,26	-	-	0,26
	L1	7,97	1,74	1,23	-	-	73,60	25,00
	(Si)	9,78	10,14	-	100	-	-	-
1.8 (Al10Si4Cu6Sn2Pb)	Al ₂ Cu	5,4	4,16	46,80	0,41	52,70	-	-
	(Al)	76,87	83,68	98,00	0,27	1,49	0,17	<0,01
	L1	7,96	1,78	1,22	-	0,02	73,60	25,09
	(Si)	9,77	10,38	-	100	-	-	-

Из приведенных результатов видно, что при 400 °C (т.е. заведомо ниже тройной эвтектики в системе Al–Cu–Si во всех сплавах присутствует жидкая фаза). Поскольку растворимости олова и свинца в (Al) малы, жидкая фаза содержит в себе практически все количество этих легкоплавких металлов. По сути, она представляет собой сплав 75%Sn+25%Pb, который согласно диаграмме Sn–Pb должен заканчивать кристаллизацию при 183 °C [162]. Кроме жидкой фазы и алюминиевого твердого раствора при этой

температурае могут присутствовать фазы Al_2Cu и (Si) . Результаты расчета также показывают, что объемная доля жидкой фазы существенно меньше массовой и не превышает 2 об.%. Это обусловлено тем, что плотности олова и свинца существенно больше, чем у алюминия.

Таблица 3.7 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве $\text{Al}-4\%\text{Cu}-5\%\text{Si}-6\%\text{Sn}-2\%\text{Pb}$ при температурах расслоения жидкой фазы

Температура, °C	Фаза	Массовая доля, %	Объемная доля, %	Химический состав фазы, % мас.				
				Al	Sn	Si	Cu	Pb
400	(Al)	82,04	89,26	98,05	0,18	0,27	1,49	<0,01
	L1	7,95	1,85	1,22	73,63	<0,01	0,02	25,12
	Al_2Cu	5,26	3,85	46,83	-	0,41	52,75	-
	(Si)	4,75	5,04	-	-	100	-	-
495(T_{L2})	(Al)	86,28	92,28	95,03	0,39	0,89	3,73	0,39
	L1	7,96	2,08	3,63	71,14	0,01	0,21	24,99
	Al_2Cu	1,50	1,18	47,89	-	1,08	51,00	-
	(Si)	4,27	4,46	-	-	100	-	-
496	Al_2Cu	0,27	0,19	47,90	0,39	1,10	50,99	-
	(Al)	85,52	91,53	94,99	0,39	0,80	3,77	0,01
	L1	6,85	1,77	3,11	67,93	<0,01	0,16	28,78
	L2	3,16	2,07	44,91	31,98	2,45	20,15	0,50
500	(Si)	4,20	4,44	-	-	100	-	-
	(Al)	84,45	90,51	95,22	0,39	0,86	3,51	0,014
	L1	6,16	1,48	2,84	65,20	<0,01	0,13	31,82
	L2	5,25	3,56	45,83	31,53	2,62	19,48	0,54
550	(Si)	4,14	4,45	-	-	100	-	-
	(Al)	56,29	61,13	97,23	0,30	1,28	1,17	0,03
	L1	2,14	0,29	0,27	17,15	<0,01	<0,01	82,57
	L2	40,38	37,39	69,99	13,55	7,67	8,27	0,52
600	(Si)	1,18	1,19	-	-	100	-	-
	(Al)	7,04	7,42	98,54	0,16	0,7	0,52	0,06
	L1	1,39	0,21	0,20	6,21	<0,01	<0,01	93,59
	L2	91,57	92,37	83,06	6,44	5,40	4,32	0,76
604(T_L)	(Al)	0,60	0,59	98,64	0,15	0,65	0,48	0,07
	L1	1,29	0,18	0,19	5,72	<0,01	<0,01	94,08
	L2	98,11	99,23	84,00	6,04	5,09	4,07	0,79
	L1	1,29	0,18	0,19	5,67	<0,01	<0,01	94,13
605	L2	98,71	99,82	84,08	6,00	5,06	4,05	0,79
	L1	99,98	99,99	83,01	6,00	5,00	4,00	1,98
706(T_{L2})	L2	0,02	0,01	0,30	4,45	<0,01	<0,01	95,22
	L1	100	100	83,00	6,00	5,00	4,00	2,00

Представление о сложном изменение фазового состава сплавов, рассматриваемой системы при повышении температуры, дает таблица 3.7, в которой приведены результаты расчета сплава $\text{Al}-4\%\text{Cu}-5\%\text{Si}-6\%\text{Sn}-2\%\text{Pb}$. Как следует из таблицы 3.6, при 400°C

данный сплав содержит следующие фазы: (Al), Al₂Cu, (Si) и L. Причем количество жидкости достаточно велико (около 8 масс.%).

С ростом температуры до 495 °C оно мало меняется, происходит лишь некоторое увеличение в ней концентрации алюминия (с 1,2 до 3,6%). При 496 °C появляется вторая жидкость, сильно отличающаяся по составу от исходной. В частности, концентрация алюминия в ней составляет около 45% (таблица 3.7). Две жидкости остаются и при полном расплавлении при 604 °C. При этом в одной из них основу составляет свинец (94%). Однофазная область достигается лишь при 707 °C, т.е. значительно выше ликвидуса [168].

Таким образом, показано, что многокомпонентные сплавы систем Al–Sn–Si и Al–Pb–Si, Al–Sn–Cu и Al–Pb–Cu, Al–Sn–Cu–Si и Al–Pb–Cu–Si характеризуются наличием расслоения жидкости, когда происходят монотектические реакции. С помощью расчета для исследуемых систем были определены составы жидких фаз для нонвариантных монотектических реакций, которые приведены в таблицах 3.8 – 3.10.

Таблица 3.8 - Параметры нонвариантного монотектического превращения L→L₂+(Al)+(Si) в тройных системах Al–Sn–Si и Al–Pb–Si

Система	T, °C	Составы фаз, масс.%								
		L			L ₂			(Al)		
		Al	Sn/Pb	Si	Al	Sn/Pb	Si	Al	Sn/Pb	Si
Al–Sn–Si	545	56,05	38,38	5,57	14,29	85,39	14,29	98,15	0,66	1,19
Al–Pb–Si	576	86,28	1,44	12,28	0,16	99,42	0,42	98,48	<0,01	1,52

Таблица 3.9 - Параметры нонвариантного монотектического превращения L→L₂+(Al)+Al₂Cu в тройных системах Al–Sn–Cu и Al–Pb–Cu

Система	T, °C	Составы фаз, масс.%								
		L			L ₂			(Al)		
		Al	Sn/Pb	Cu	Al	Sn/Pb	Cu	Al	Sn/Pb	Cu
Al–Sn–Cu	495	33,61	51,41	14,97	10,96	86,70	3,61	95,88	0,51	3,61
Al–Pb–Cu	547	66,55	0,49	32,97	0,10	99,90	<0,01	94,31	<0,01	5,69

Таблица 3.10 - Параметры нонвариантного монотектического превращения $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$ в четверных системах Al–Sn–Cu–Si и Al–Pb–Cu–Si

Al–Sn–Cu–Si, 486 °C											
L, масс.%				L ₂ , масс.%				(Al), масс.%			
Al	Sn	Cu	Si	Al	Sn	Cu	Si	Al	Sn	Cu	Si
38,56	43,93	15,92	1,58	9,08	89,24	1,60	0,07	95,37	0,51	3,40	0,72
Al–Pb–Cu–Si, 521 °C											
L, масс.%				L ₂ , масс.%				(Al), масс.%			
Al	Pb	Cu	Si	Al	Pb	Cu	Si	Al	Pb	Cu	Si
68,31	0,61	29,94	6,14	0,09	99,66	<0,01	0,25	94,28	<0,01	4,72	1,00

3.4 Расчет фазового состава сплавов Sn–Pb–Bi при разных температурах

Поскольку висмут отсутствует в термодинамической базе TTAL7, а также исходя из незначительной растворимости легкоплавких элементов в алюминиевом твердом растворе, был проведен расчет тройной системы Bi–Pb–Sn.

На рисунках 3.11 – 3.14 приведены изотермические сечения системы Bi–Pb–Sn., рассчитанные с использование термодинамической базы SNOB3 для разных температур. При 90 °C жидкую фазу отсутствует (рисунок 3.11), а при 100 °C появляются сразу несколько областей (рисунок 3.12). Следует отметить наличие небольшой однофазной жидкой области, которая располагается вблизи точки тройной эвтектики. В обоих случаях на разрезах присутствуют 4 твердые фазы: твердые растворы (Sn), (Pb), (Bi) и соединение PbBi. С повышением температуры до 150 °C однофазная жидкая область существенно увеличивается (рисунок 3.13), а при 200 °C она занимает большую часть этой тройной системы (рисунок 3.14).

Количественный анализ этой тройной системы проводили для двух сплавов: Sn–20%Pb–20%Bi и Sn–10%Pb–10%Bi. Результаты расчета приведены в таблицах 3.11 и 3.12.

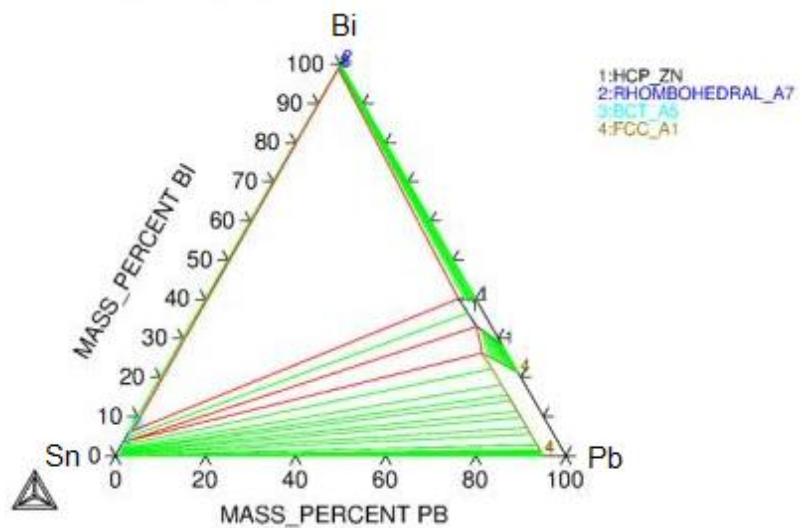


Рисунок 3.11 - Изотермическое сечения системы Bi-Pb-Sn при 90 °C

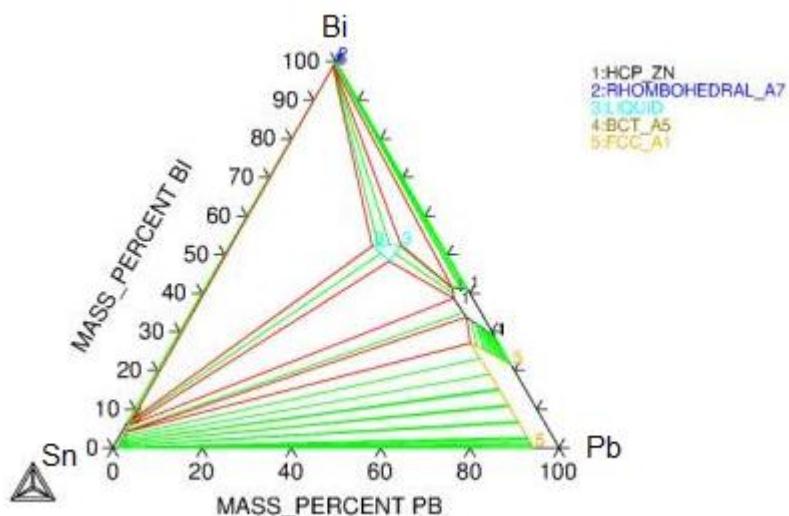


Рисунок 3.12 - Изотермическое сечения системы Bi-Pb-Sn при 100 °C

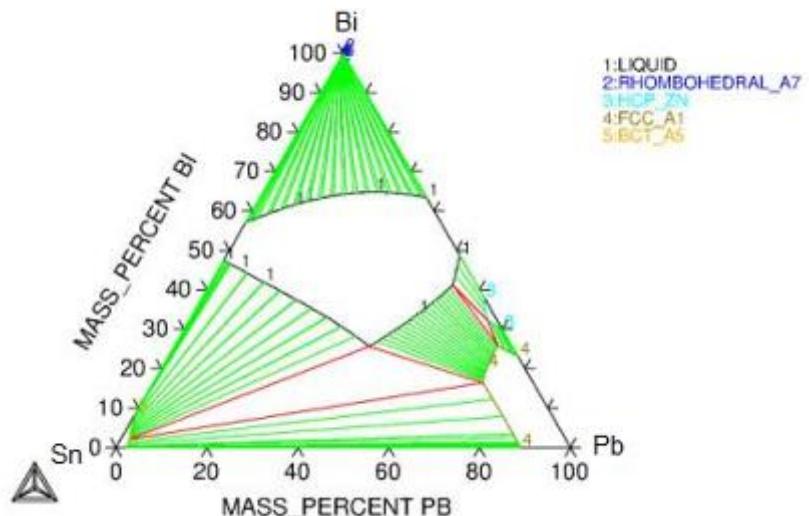


Рисунок 3.13 - Изотермическое сечения системы Bi-Pb-Sn при 150 °C

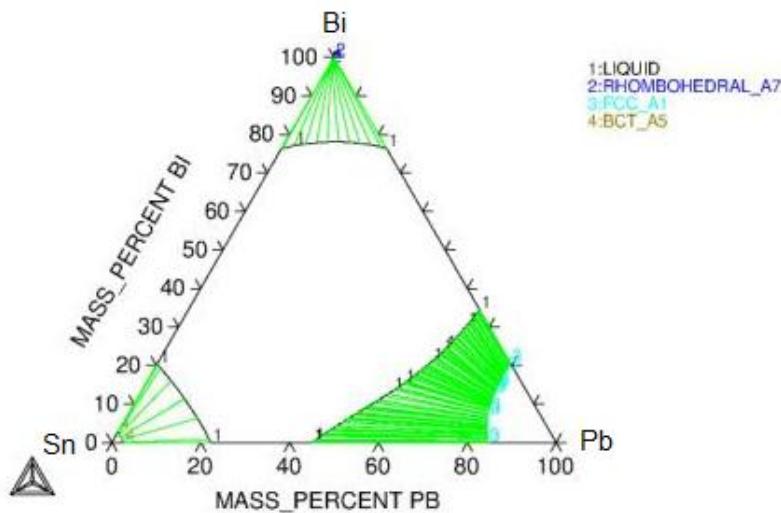


Рисунок 3.14 - Изотермическое сечение системы Bi-Pb-Sn при 200 °C

Таблица 3.11 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Sn–20%Pb–20%Bi при характерных температурах

Температура, °C	Фаза	Массовая доля	Химический состав фазы, % масс		
			Sn	Pb	Bi
90	(Sn)	63,01	93,06	0,64	6,30
	PbBi	34,93	3,83	56,09	40,07
	(Bi)	2,06	1,11	0,06	98,83
100	(Sn)	60,97	93,41	0,78	5,81
	PbBi	24,81	4,31	57,03	38,65
	L	14,23	13,93	37,79	48,28
150	(Sn)	40,67	95,32	1,54	3,14
	L	59,33	35,79	32,65	31,56
200	L	100,00	60,00	20,00	20,00

Таблица 3.12 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Sn–10%Pb–10%Bi при характерных температурах

Температура, °C	Фаза	Массовая доля	Химический состав фазы, % масс		
			Sn	Pb	Bi
90	(Sn)	84,16	94,38	0,67	4,95
	PbBi	15,84	3,55	59,59	36,86
100	(Sn)	84,26	94,18	0,80	5,02
	PbBi	15,74	4,12	59,22	36,66
150	(Sn)	74,47	95,44	1,62	2,94
	L	23,53	34,96	34,46	30,58
200	(Sn)	10,76	97,37	1,31	1,32
	L	89,24	77,91	11,04	11,05
250	L	100,00	80,00	10,00	10,00

3.5 Расчет зависимости интервала кристаллизации от состава

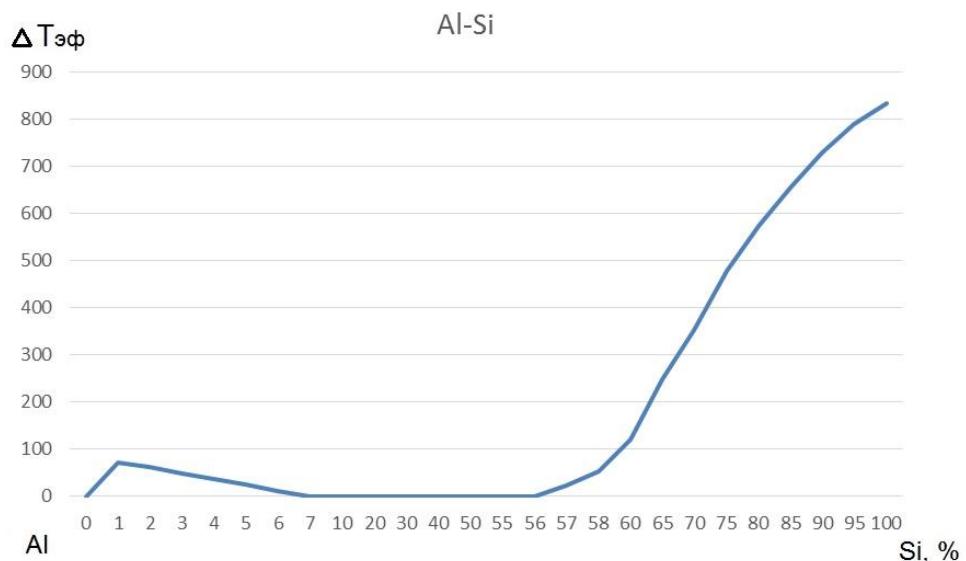
Эффективный интервал кристаллизации при добавлении к чистому металлу второго компонента возрастает, достигает максимума на концентрационной границе появления эвтектики и затем постепенно уменьшается до нуля в точке совпадения температуры начала линейной усадки с эвтектической горизонталью. Для оценки влияния легирующих элементов на интервал кристаллизации в алюминиевом сплаве были проведены расчеты эффективного интервала кристаллизации с помощью программы Thermo-Calc. Известно, что эффективный интервал кристаллизации – это температурный интервал между температурой начала линейной усадки и неравновесным солидусом сплавов. В этом интервале сплавы находятся в твердо-жидком состоянии, обладая свойствами твердого тела. Таким образом $\Delta T_{\text{эфф}}$ была рассчитана по формуле (3.1):

$$\Delta T_{\text{эфф}} = T_{\text{нлу}} - T_{\text{nc}} \quad (3.1)$$

$T_{\text{нлу}}$ – температурой начала линейной усадки,

T_{nc} – температура неравновесного солидуса.

Построенные графики зависимости интервала кристаллизации от составов сплавов систем Al-Si, Al-Cu и Al-Sn показаны на рисунках 3.15 – 3.17. По полученным данным видно, что при добавление кремния в небольших количествах от 1-7%Si к алюминию увеличивает интервал кристаллизации, достигая максимума при содержании около 1,2% Si до 72 °C, который при переходе через эту концентрацию падал до нуля.



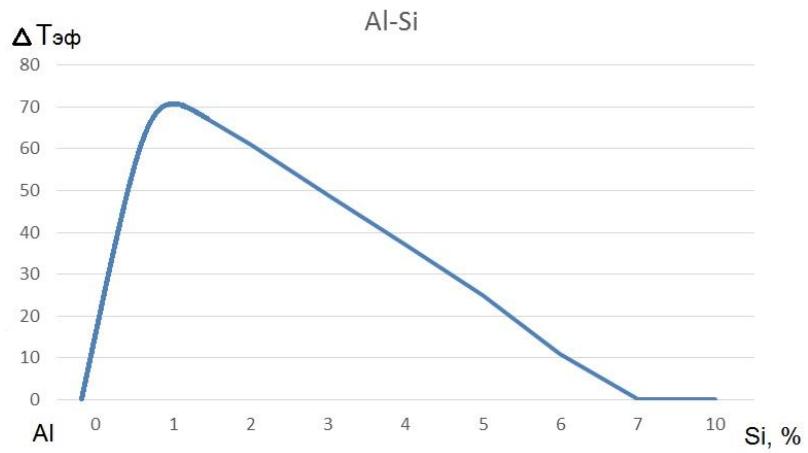


Рисунок 3.15 - Эффективный интервал кристаллизации Al-Si

В системах Al – Cu наиболее сильно возрастает интервал кристаллизации при содержании около 1% меди (до 107 °C), с увеличением концентрации которой интервал уменьшается (рисунок 3.16).

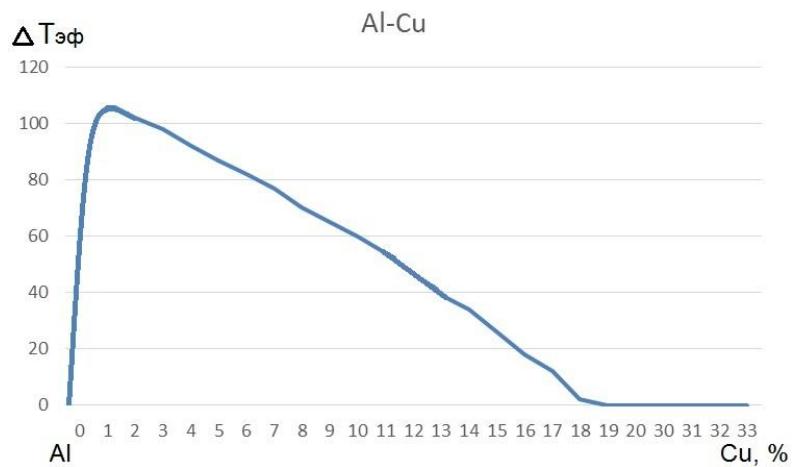


Рисунок 3.16 - Эффективный интервал кристаллизации Al-Cu

Исследование системы Al-Sn (рисунок 3.17), показало, что наличие олова в чистом алюминии ухудшает его горячеломкость, что обусловлено значительным расширением интервала кристаллизации (более 400 °C).

Горячеломкость тем больше, чем больше эффективный интервал кристаллизации, и поэтому состав сплава должен совпадать с границей появления эвтектики. Это положение сыграло важную роль в изучении зависимости горячеломкости от состава, так как оно позволило связать сопротивляемость сплавов образованию трещин с диаграммой состояния и, в первом приближении, предсказать область составов наиболее горячеломких сплавов.

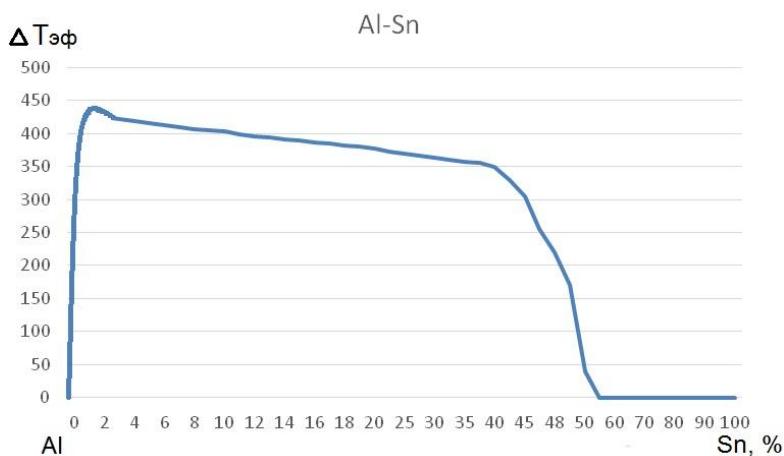


Рисунок 3.17 - Эффективный интервал кристаллизации Al-Cu

Из полученных графиков и таблицы 3.13 видно, что добавление Si и Cu увеличивают эффективных интервалов кристаллизации максимум до 72 °С и 107 °С соответственно (расчетные значения совпадают с данными, полученными А.А.Бочваром, что свидетельствует о правильности расчета), тогда как Sn расширяет интервал выше 400 °С. Для более наглядного сравнения в таблице 3.13 приведены температуры для систем Al-Si, Al-Cu и Al-Sn, с различным содержанием легирующих элементов.

Таблица 3.13 – Изменение температур от состава сплавов

Системы	$T_{\text{ликвидуса}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{солидуса}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta T, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{нлу}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta T_{\text{эфф}}, ^\circ\text{C}$
Al-1%Si	657	577	80	649	72
Al-5%Si	654	577	77	602	25
Al-1%Cu	659	548	111	655	107
Al-4%Cu	647	548	99	640	92
Al-1%Sn	659	230	429	675	445
Al-6%Sn	647	230	417	643	413
Al-20%Sn	617	230	387	607	377

Выводы по главе

1. Расчетным путем показано, что в системе Al–Cu–Si–Sn возможно наличие расслоения жидкости и протекание монотектических превращений, в том числе пятифазного нонвариантного $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$ при ~ 480 °C.
2. Показано, что в системе Al–Cu–Si–Pb имеется значительная область с двумя жидкими фазами. Это предполагает сильную ликвацию по свинцу, что экспериментально подтверждено на примере сплава Al–5% Si–4% Cu–2% Pb.
3. С использованием расчета в программе Thermo-Calc изучены фазовые превращения в системе Al–Cu–Si–Sn–Pb. В равновесии с алюминиевым твердым раствором могут находиться только фазы из соответствующих двойных систем Al_2Cu , (Si), (Sn) и (Pb). Показано, что в данной системе возможно наличие расслоения жидкости и протекание монотектических превращений.
4. Температура солидуса сплавов системы Al–Cu–Si–Sn–Pb мало зависит от наличия меди и кремния, так как она практически совпадает с температурой плавления эвтектики в системе Sn–Pb.
5. Показано, что при плавке сплавов, содержащих свыше $\sim 1\%$ Pb, необходим значительный перегрев расплава, чтобы избежать ликвации по составу.
6. Расчетная оценка эффективного интервала кристаллизации показал, что при добавлении к чистому металлу легкоплавких металлов, таких как олово, увеличивают интервал кристаллизации интервал свыше 400 °C, тогда как добавление Si и Cu увеличивают эффективных интервалов кристаллизации максимум до 72 °C и 107 °C соответственно.

ГЛАВА IV. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВОВ

4.1 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn

Составы экспериментальных сплавов (табл. 2.1 и 2.3) №№1.9, 1.10, 1.11 выбирали из следующих соображений. Концентрация олова, введенного в сплав для образования мягкой фазы, предназначеннной для повышения антифрикционных свойств, составляет 6% [169, 170]. Концентрация меди (4%), введенной для упрочнения, близка к предельной растворимости этого металла в алюминиевом твердом растворе (далее (Al)). Основное назначение добавки кремния – повышения литейных свойств [101]. При 5%Si, как правило, достигается наилучший баланс между механическими и технологическими свойствами.

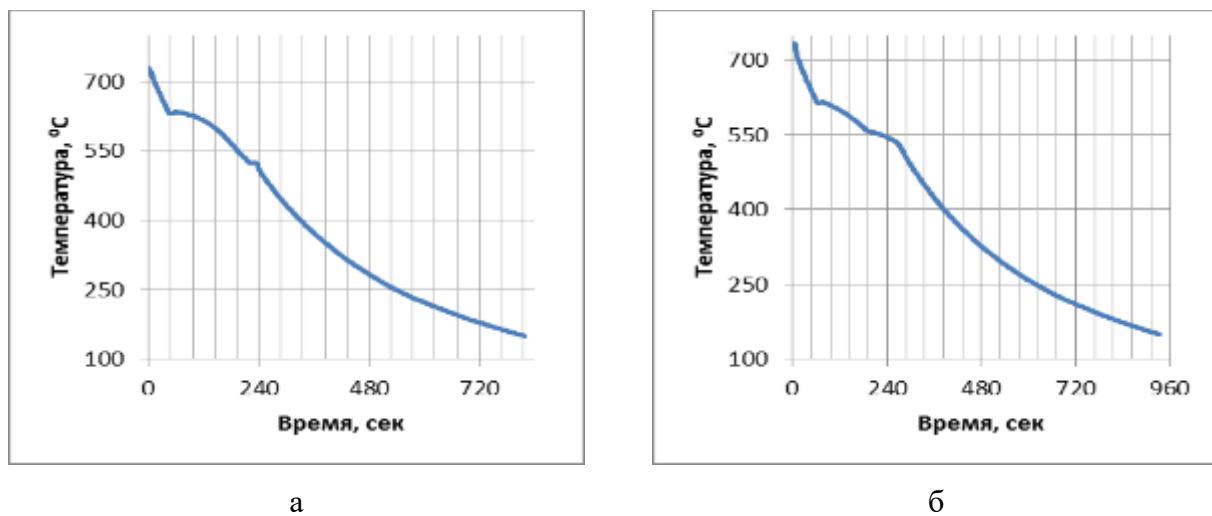


Рисунок 4.1 - Кривые охлаждения экспериментальных сплавов Al-6%Sn-4%Cu (а) и Al-6%Sn-5%Si

Кривые охлаждения, построенные методом прямого термического анализа (рисунок 4.1) показывают, что температуры ликвидуса достаточно близки расчетным значениям. Однако температуры солидуса, когда формируется оловянная фаза, на прямых термограммах на фиксируются, что можно объяснить недостаточным термическим эффектом. Для их выявление необходимы более чувствительные методы, в частности использование дифференциального термического анализа (ДТА) [93]. Кривые нагрева, полученные с использованием ДТА, выявляют пики при $213\text{--}214^0\text{ C}$ (рисунок 4.2), что можно связать с плавлением оловянной фазы (в составе эвтектик). По литературным

данным эти температуры несколько выше: 228 °C в системе Al–Cu–Sn [77, 78] и 228 °C в системе Al–Si–Sn [96]. Данное различие возможно связано с тем, что настоящей работе эксперимент проводили на литых слитках, полученных с достаточно высокой скоростью, что привело к существенному отклонению от равновесия.

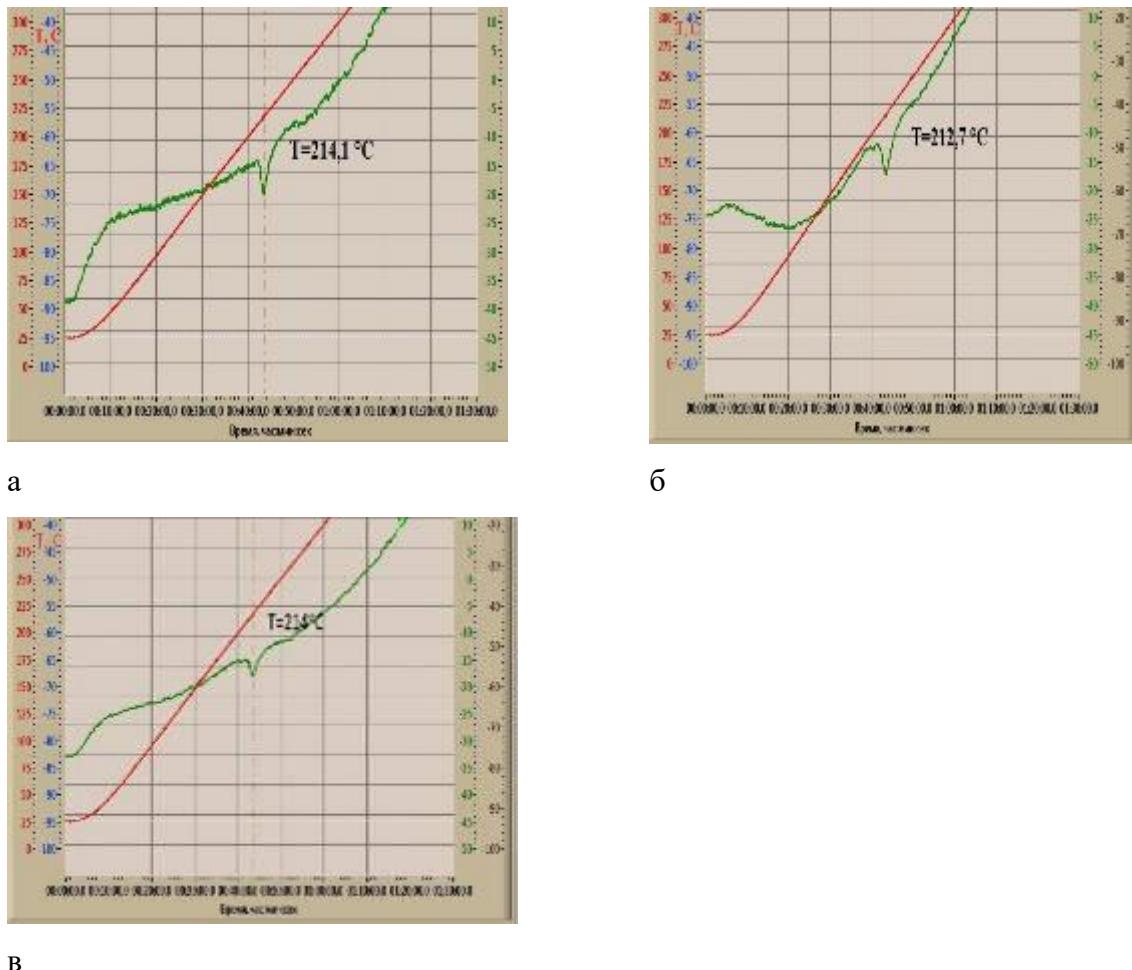


Рисунок 4.2 - ДТА кривые нагрева экспериментальных сплавов: а) Al-6%Sn-4%Cu; б) Al-6%Sn-5%Si; в) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu

Использование металлографического (ОМ и СЭМ) и микрорентгеноспектрального анализов (МРСА) позволяет выявить все выше рассмотренные фазы. В литом состоянии оловянная фаза во всех сплавах имеет вид вытянутых прожилок (самые светлые в СЭМ), которые располагаются по границам дендритных ячеек первичных кристаллов (Al). В сплаве 1.9 рядом с оловянной фазой располагаются включения фазы Al_2Cu (рисунок 4.3,а). В сплаве 1.10 значительное место в структуре занимают эвтектические кристаллы кремниевой фазы. И, наконец, четырехкомпонентный сплав 1.11 содержит все выше перечисленные фазы. Следует отметить, что кремниевая фаза из близости атомных номеров Al и Si при использовании СЭМ практически не видна (рисунок 4.3,б,в).

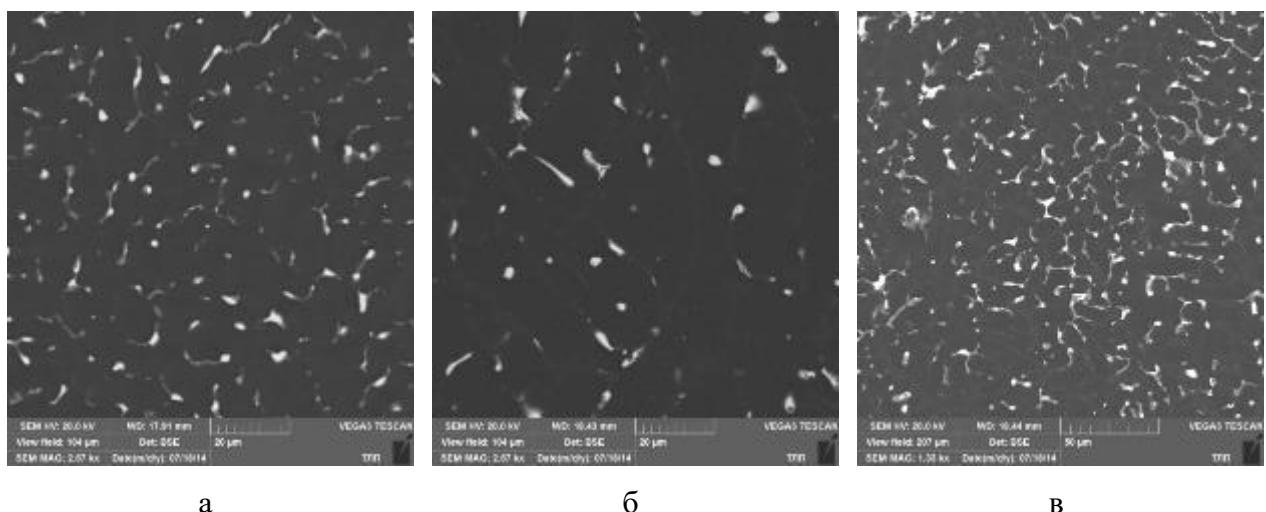


Рисунок 4.3 - Микроструктуры экспериментальных сплавов в литом состоянии, СЭМ:
а) Al-6%Sn-4%Cu; б) Al-6%Sn-5%Si; в) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu

Отжиг при 500 $^{\circ}$ C с последующей закалкой существенно меняет структуру всех сплавов. Оловянная фаза приобретает глобулярную форму (рисунок 4.4), поскольку в процессе нагрева происходит локальное оплавление, что значительно ускоряет диффузионные процессы, способствующие сфероидизации избыточных фаз [101]. В сплавах 1.9 и 1.11 количество включений фазы Al₂Cu существенно меньше, чем в литом состоянии (рисунок 4.4, а, в), что связано с их частичным растворением в (Al) при отжиге. Кремниевая фаза в сплавах 1.10 и 1.11 становится более глобулярной (рисунок 4.4, б, в), а ее количество меняется незначительно по сравнению с литым состоянием.

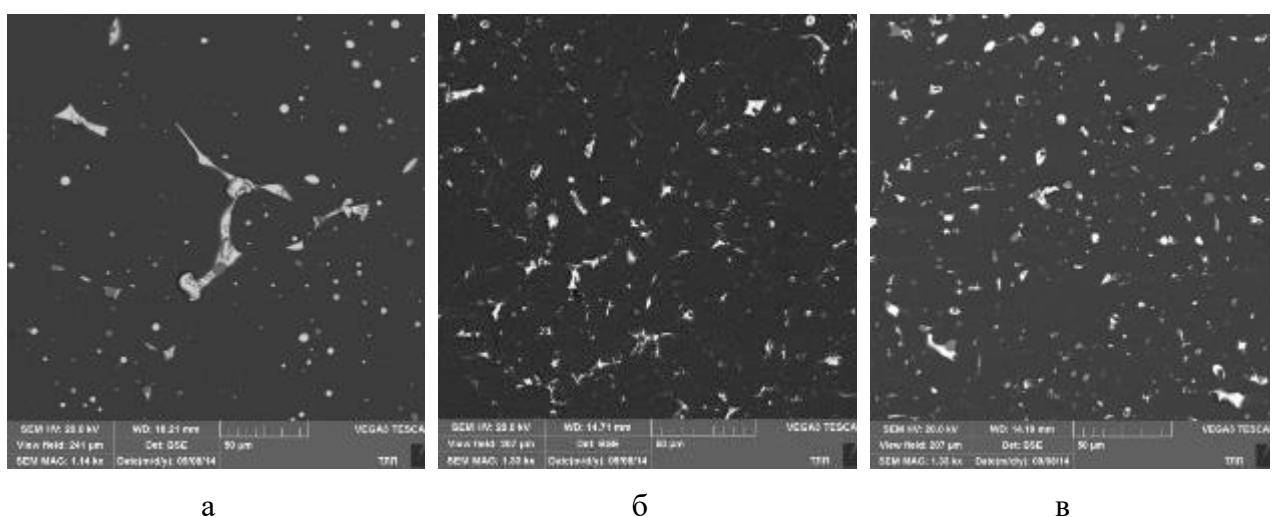
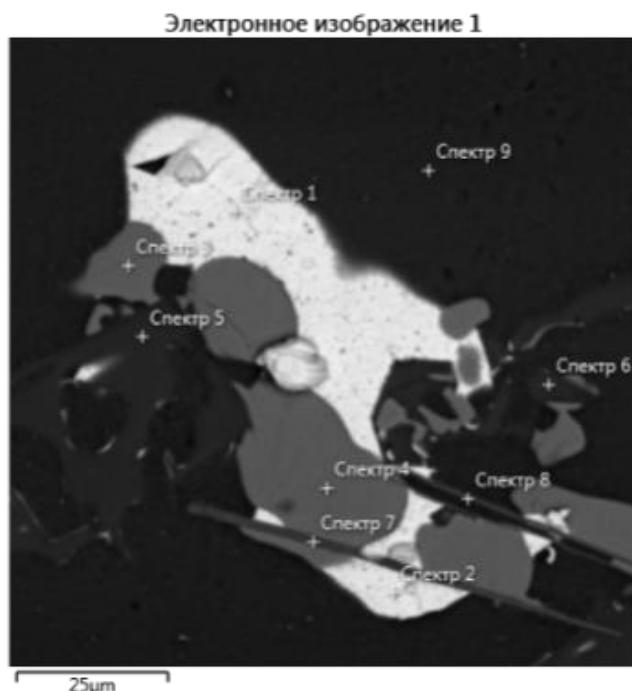


Рисунок 4.4 - Микроструктуры экспериментальных сплавов после отжига при 500 $^{\circ}$ C,
СЭМ: а) Al-6%Sn-4%Cu; б) Al-6%Sn-5%Si; в) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu

Микрорентгеноспектральный анализ сплава 1.11 четко выявляет оловянную составляющую (рисунок 4.5), которая согласно таблице представляет собой закаленную жидкость. Однако концентрации в ней других компонентов существенно ниже расчетных значений. С другой стороны расчет фазового состава при более низких температурах показывает существенные изменения. В частности, расчет при 485⁰C показывает наличие фазы Al₂Cu, а концентрация олова в жидкости существенно возрастает по сравнению с 500⁰C. Наличие частиц фазы Al₂Cu в экспериментальном сплаве 1.11 также можно объяснить тем, что фактическая концентрация меди заметно больше номинальной (см. таблицу 2.3). В целом, экспериментальные и расчетные данные результаты неплохо согласуются между собой, что может свидетельствовать о перспективности продолжения работ по изучению фазовых диаграмм данного класса.



Название спектра	Al	Si	Cu	Sn	Сумма	Фаза (смесь фаз)
Спектр 1	0,36	-	0,58	99,07	100	(Sn)
Спектр 2	0,84	-	0,84	98,33	100	(Sn)
Спектр 3	51,49	0,44	48,06	-	100	Al ₂ Cu
Спектр 4	48,23	0,78	50,99	-	100	Al ₂ Cu
Спектр 5	56,10	28,22	15,68	-	100	Al ₂ Cu+(Si)+(Al)
Спектр 6	51,25	42,38	0,89	5,48	100	(Si)+(Al)+(Sn)
Спектр 7	43,02	0,52	46,11	10,35	100	Al ₂ Cu+(Sn)
Спектр 8	9,19	37,55	1,03	52,22	100	(Si)+(Al)+(Sn)
Спектр 9	97,70	-	2,03	-	100	(Al)

Рисунок 4.5 - Распределения элементов в микроструктуре сплава Al-6%Sn-5%Si-4%Cu после отжига при 500⁰C, СЭМ/МРСА

Следует также отметить, что медь и кремний существенно повышают твердость сплавов, что отражено в таблице 4.1. В частности, твердость, достигаемая в сплаве 1.11 (более 70 НВ в литом состоянии), выше значений, которым должны удовлетворять большинство антифрикционных бронз, в частности, марок БрО5Ц5С5 и БрО4Ц4С17 (ГОСТ 613-79). С другой стороны, твердость марочного алюминиевого сплава АО20-1 составляет около 30 НВ. Из этого следует, что дополнительное легирование сплавов системы Al–Sn позволяет рассчитывать на принципиальную возможность создания подшипниковых материалов на основе алюминия, способных заменить антифрикционные бронзы [166].

Таблица 4.1 - Твердость экспериментальных сплавов

№ сплава	Состав сплава	Состояние	Твердость, НВ
1.9	Al-4%Cu-6%Sn	Литой	49±1
		Отжиг 500 °C / вода	70±1
1.10	Al-6%Sn-5%Si	Литой	46,5±0,5
		Отжиг 500 °C / вода	41,3±1
1.11	Al-6%Sn-5%Si-4%Cu	Литой	71,6±1
		Отжиг 500 °C / вода	81,5±1

4.2 Сплавы системы Al–Cu–Si–Pb

Для экспериментального изучения были выбраны 2 сплава с 5%Si и 4%Cu, различающиеся отсутствием (сплав 2.6) и наличием свинца (сплав 2.7).

Как видно из таблицы 4.2, фактические концентрации кремния и меди, достаточно близки к расчетным значениям (таблица 2.2). Однако концентрация свинца оказалась существенно ниже расчетной (2%), что может быть связано с его ликвацией из-за наличия расслоения жидкости (см. рисунки 1.7, 3.6, 3.7, 3.8 и таблицы 3.4, 3.5).

Таблица 4.2 - Химический состав экспериментальных сплавов

Сплав	Концентрация, масс.-%*						
	Si	Cu	Pb	Fe	Zn	Mg	Al
2.6	4,87	3,94	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	остальное
2.7	4,76	4,02	0,33	<0,01	<0,01	<0,01	остальное

*в отливке

Термообработку отливок проводили в муфельной электропечи SNOL 8,2/1100 по режиму 500 °C, 6 часов, закалка в воде (состояние Т4). Для оценки влияние свинца на дисперсионное упрочнение после закалки проводили старение по режиму 180 °C, 6 часов (состояние Т6).

Литая структура базового сплава характеризуется, прежде всего, наличием кристаллов кремниевой фазы, образовавшиеся в результате эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + (Si)$, а также колоний тройной эвтектики $(Al) + Al_2Cu + (Si)$ [165]. Следует отметить, что фаза (Si) из-за малого различия атомных номеров алюминия и кремния еле видна, а светлые частицы фазы Al_2Cu , наоборот, четко выявляются (рисунок 4.6,а). Добавка свинца мало сказывается на общем характере структуры. Отличие заключается в наличии небольшого количества свинцовой фазы, которые имеют вид глобулярных частиц размером до 5 мкм (рисунок 4.6,б).

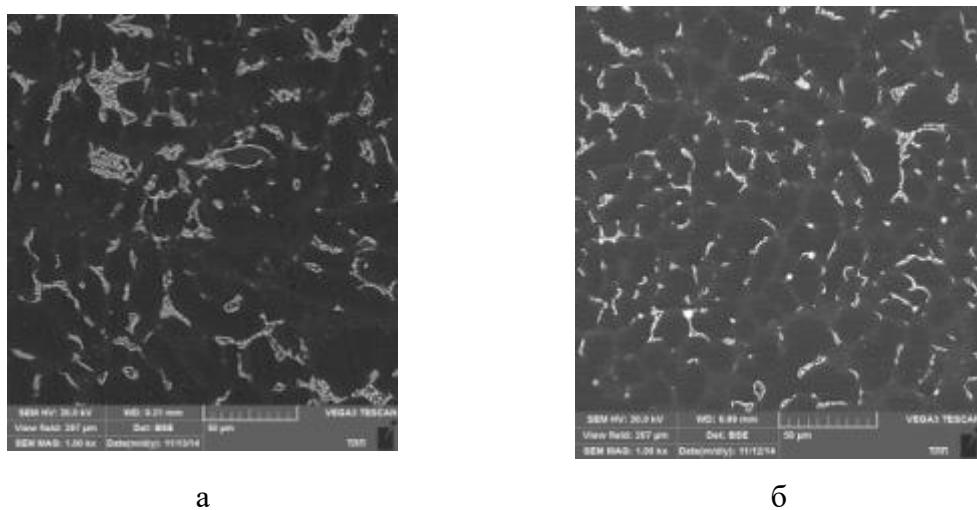


Рисунок 4.6 - Микроструктура сплавов Al-5%Si-4%Cu (а) и Al-5%Si-4%Cu-Pb (б) влитом состоянии, СЭМ

Отжиг первого сплава при 500 °C приводит к растворению большей части меди в (Al) и сфероидизации частиц кремниевой фазы (рисунок 4.7,а). В сплаве 2 кроме этих процессов происходит локальное плавление свинцовой фазы, что вытекает из результатов расчета фазового состава (см. таблицы 3.4, 3.5). В результате этого оплавления и последующей закалки свинцовые включения становятся более глобулярными, их трудно отличить от оставшихся эвтектических включений фазы Al_2Cu (рисунок 4.7,б).

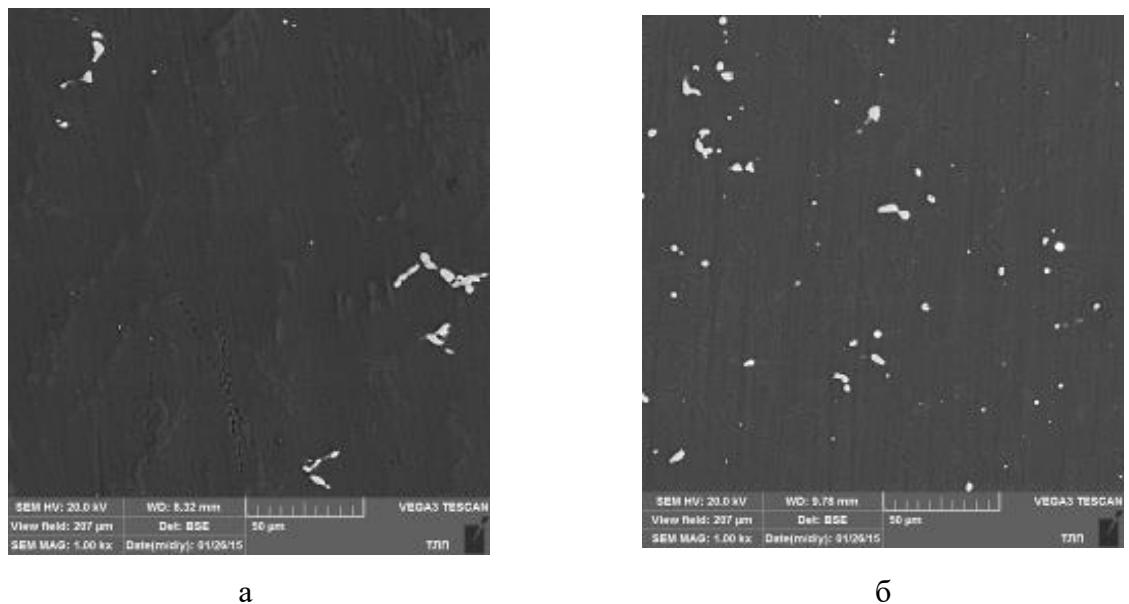
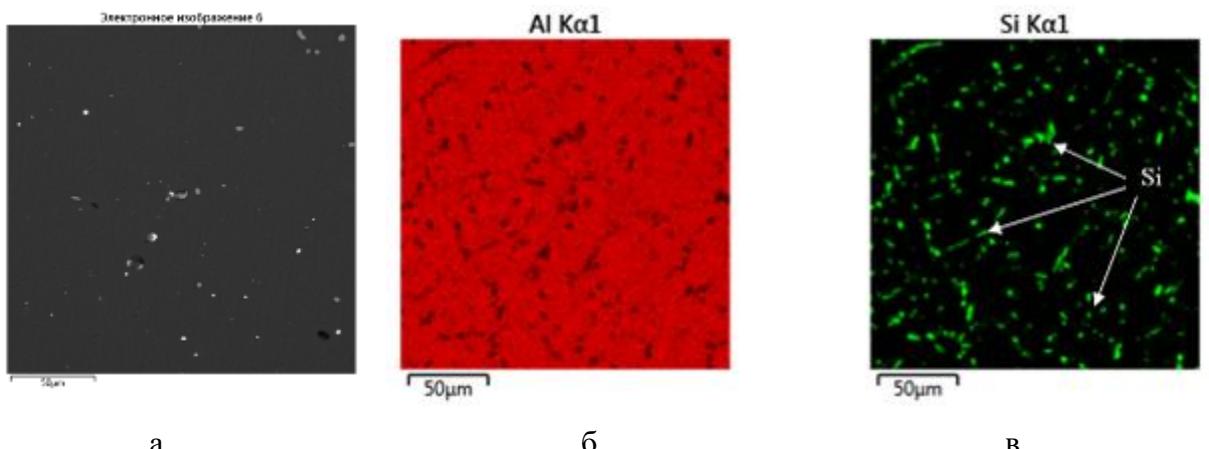


Рисунок 4.7 - Микроструктура сплавов Al-5%Si-4%Cu (а) и Al-5%Si-4%Cu-Pb
после отжига при 500 $^{\circ}$ C и закалки, СЭМ

Для более надежной идентификации фаз использовали метод МРСА. Как видно из рисунка 4.8, в структуре термообработанного сплава 2 четко выявляются частицы (Si) (рисунок 4.8,в), которые трудно различимы при съемке в отраженных электронах (рисунок 4.8,а). Сравнение рисунков 4.8,г и 4.8,д позволяет увидеть, что области, обогащенные медью и свинцом, отвечают разным частицам, т.е. фазам Al_2Cu и (Pb) соответственно.



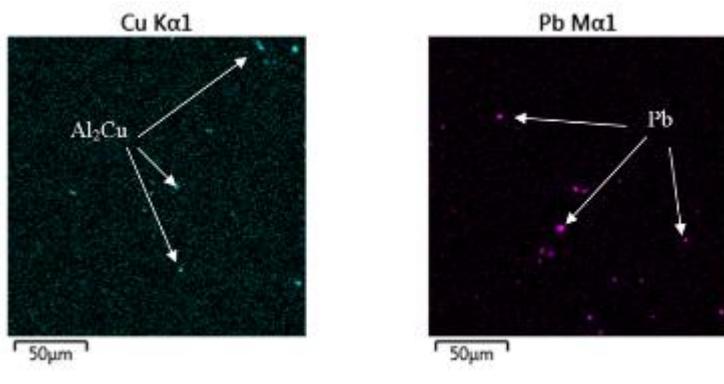


Рисунок 4.8 - Распределение элементов в структуре сплава Al–5%Si–4%Cu–Pb после термообработки

Для металлографического анализа рассматривали также структуры медленно закристаллизованных сплавов. Для этого навески сплавов массой около 50 г помещали в тигель, нагревали до 750 °C, а затем расплав охлаждали вместе с печью. Скорость охлаждения в интервале кристаллизации составляла около 0,1 К/с. Медленная кристаллизация, как это вытекает из общих закономерностей [102], привела к огрублению структуры: увеличению размера дендритной ячейки (Al) и избыточных фаз. Как видно из рисунка 4.9,а, включения, содержащие Pb, также заметно укрупнились (срав. с рисунком 4.6,б). При больших увеличениях можно увидеть неоднородность свинцовых включений (рисунок 4.9,б), что может быть связано с расслоением жидкости, что вытекает из результатов расчета (см. рисунок 3.9,а и таблицы 3.4, 3.5) и подтверждается данными МРСА.

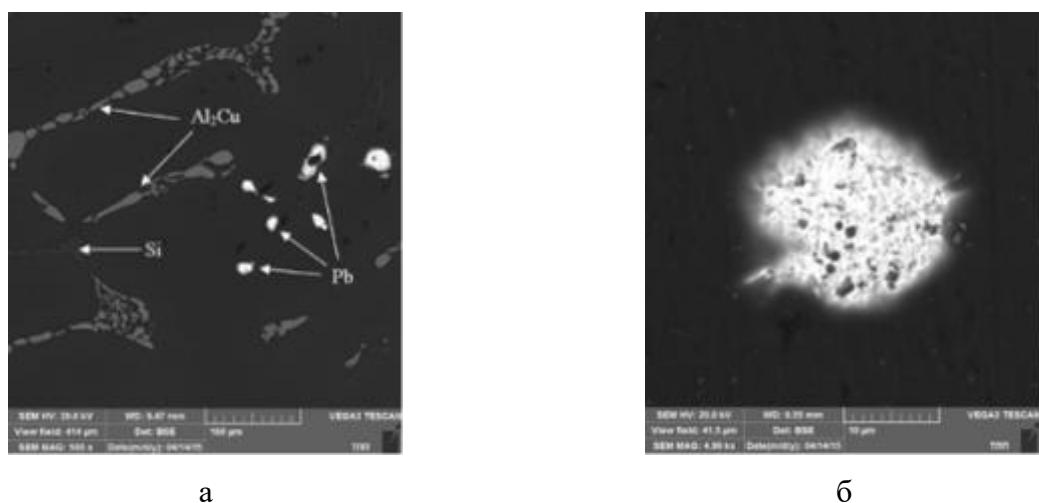


Рисунок 4.9 - Микроструктура медленно закристаллизованного сплава Al–5%Si–4%Cu–Pb, СЭМ: а) общий вид; б) включение свинцовой фазы

Как известно, наибольшая прочность в медистых силуминах достигается после закалки и старения (термообработка типа Т6). Поэтому в данной работе проводили сравнение твердости экспериментальных сплавов в различных состояниях. Как видно из таблицы 4.3, свинец почти не оказывает влияния на величину НВ. Отмечается только некоторое повышение твердости в состоянии Т4, что можно объяснить тем, что свинец несколько ускоряет процесс естественного старения. В состоянии Т6 значение НВ сплава со свинцом достаточно высоко, что предполагает временное сопротивление на разрыв не ниже 300 МПа.

Таблица 4.3 - Влияние термообработки на твердость экспериментальных сплавов

Сплав	состояние	Твердость,НВ
2.6	Литое	77 ± 3
	Закаленное (500°C , 6ч)	$81,9 \pm 2$
	Состаренное (180°C , 6ч) после закалки	$108 \pm 3,4$
2.7	Литое	$77,7 \pm 0,4$
	Закаленное (500°C , 6ч)	$88,4 \pm 1$
	Состаренное (180°C , 6ч) после закалки	$110 \pm 0,5$

Таким образом, из полученных результатов вытекает, что введение свинца в алюминиевые требует, с одной стороны, анализа фазовых превращения, а с другой, специальных технологических приемов, препятствующих ликвации свинца [167].

4.3 Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb

Для экспериментального изучения были выбраны сплавы I группы, в состав которых входили 6%Sn и 2%Pb, сплавы с 1.1 по 1.8 (см. таблицу 2.1 и 2.3).

Дифференциальный термоанализ (ДТА) проводили на дериватографе Q1500D фирмы Паулик-Эрдей при скорости нагрева 5 град/мин (в атмосфере воздуха). В ходе нагрева непрерывно фиксировалась разница температур между образцом и эталоном.

Кривые охлаждения, построенные методом прямого термического анализа, показывают, что температуры ликвидуса и некоторых других превращений достаточно близки расчетным значениям (рисунок 4.10). Однако температуры солидуса, когда формируется легкоплавкая фаза, на прямых термограммах не фиксируются, что можно объяснить недостаточным термическим эффектом.

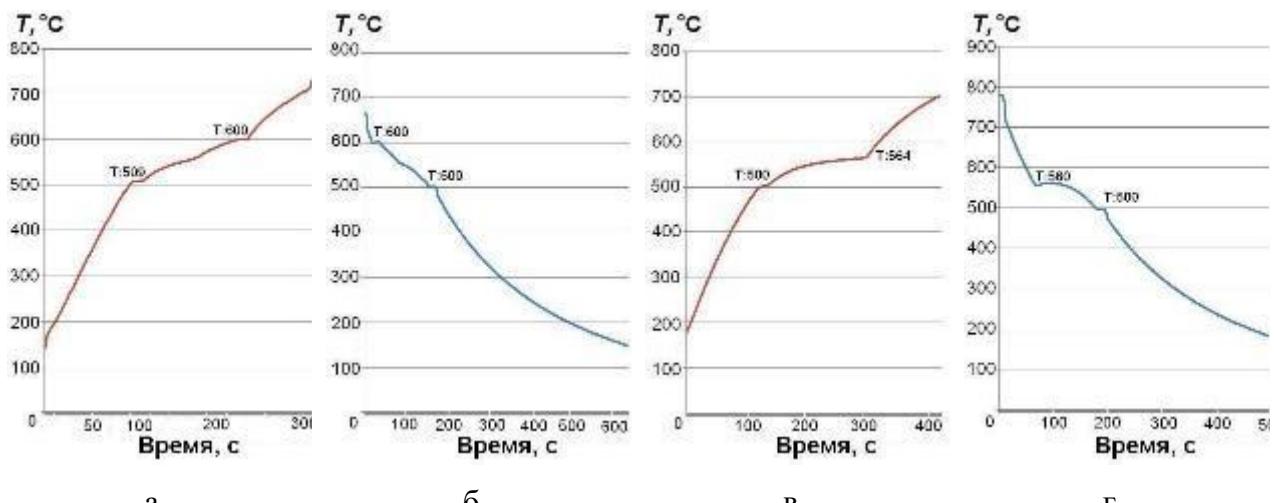


Рисунок 4.10 - Кривые нагрева (а,в) и охлаждения (б,г) экспериментальных сплавов 1.6 (а,б) и 1.8 (в,г)

С другой стороны на кривых нагрева, полученных методом ДТА, выявляются слабые пики при ~ 180 $^{\circ}\text{C}$, что можно связать с плавлением оловянно-свинцовой эвтектики.

4.3.1 Структура литых сплавов

Использование оптической микроскопии позволило исследовать поверхность всех сплавов на макроуровне. На рисунке 4.11 приведены типичные изображения поверхностей двух сплавов - содержащих в своем составе кремний и без него.

Исследование поверхности сплавов с помощью оптической микроскопии показало, что добавление кремния меняет структуру алюминиевого сплава. Наличие кремния в структуре алюминиевого сплава способствует образованию слабо разветвлённых зерён Al, которые выглядят в виде объемных древовидных ветвящихся образований – дендритов, обрамлённых по границам ячеек хрупкой сеткой крупных эвтектических кремниевых кристаллов. Это особенно заметно у сплавов с содержанием 5 – 10% Si (сплавы 1.5 – 1.8 на рисунке 4.11).

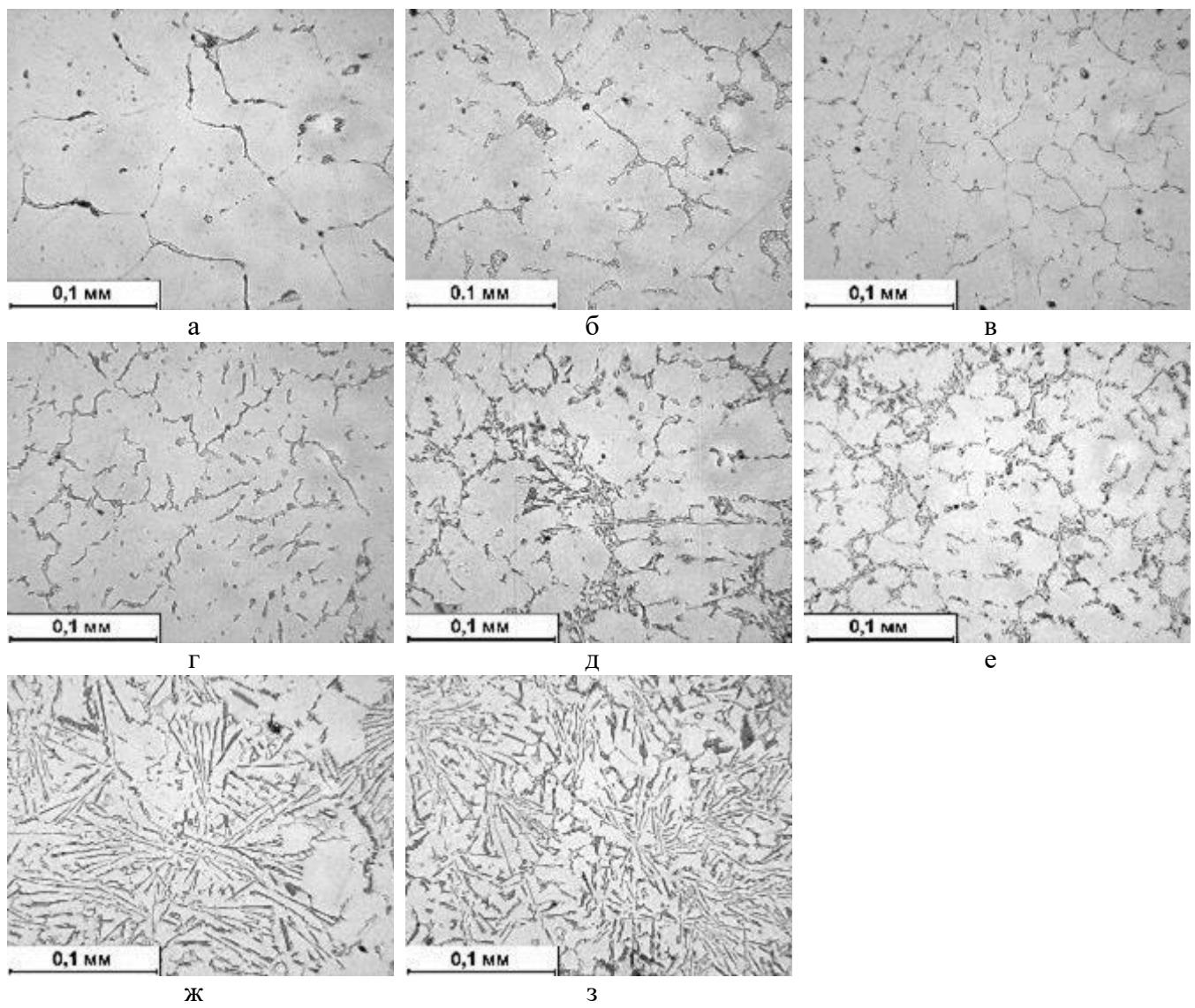


Рисунок 4.11 – Микроструктура исследуемых сплавов 1.1(а), 1.2(б), 1.3(в), 1.4(г), 1.5(д), 1.6(е), 1.7(ж) и 1.8(з) в исходном литом состоянии (ОМ)

Металлографические исследования с помощью электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа позволили определить наличие различных фазовых составляющих (рисунки 4.12). Основой всех экспериментальных сплавов является алюминиевая матрица. На границах зерен показано выделение мягкой фазы, состоящей из олова и свинца (самая светлая область на СЭМ-изображениях), которая в литом состоянии имеет вид удлиненных прожилок (рисунок 4.12,а, образец 1.1). В сплаве 1.2 (рисунок 4.12,б) помимо мягкой фазы, видны включения Θ -фазы – соединения Al_2Cu . Остальные сплавы 1.3-1.8, легированные кремнием от 2% до 10% характеризуется наличием эвтектических кристаллов – серые прожилки (рисунок 4.12,в-з). Следует выделить сплавы, в состав которых входят все пять компонентов с содержанием кремния 2%, 5% и 10%, соответственно 1.4, 1.6 и 1.8 (рисунок 4.12,г,е,з).

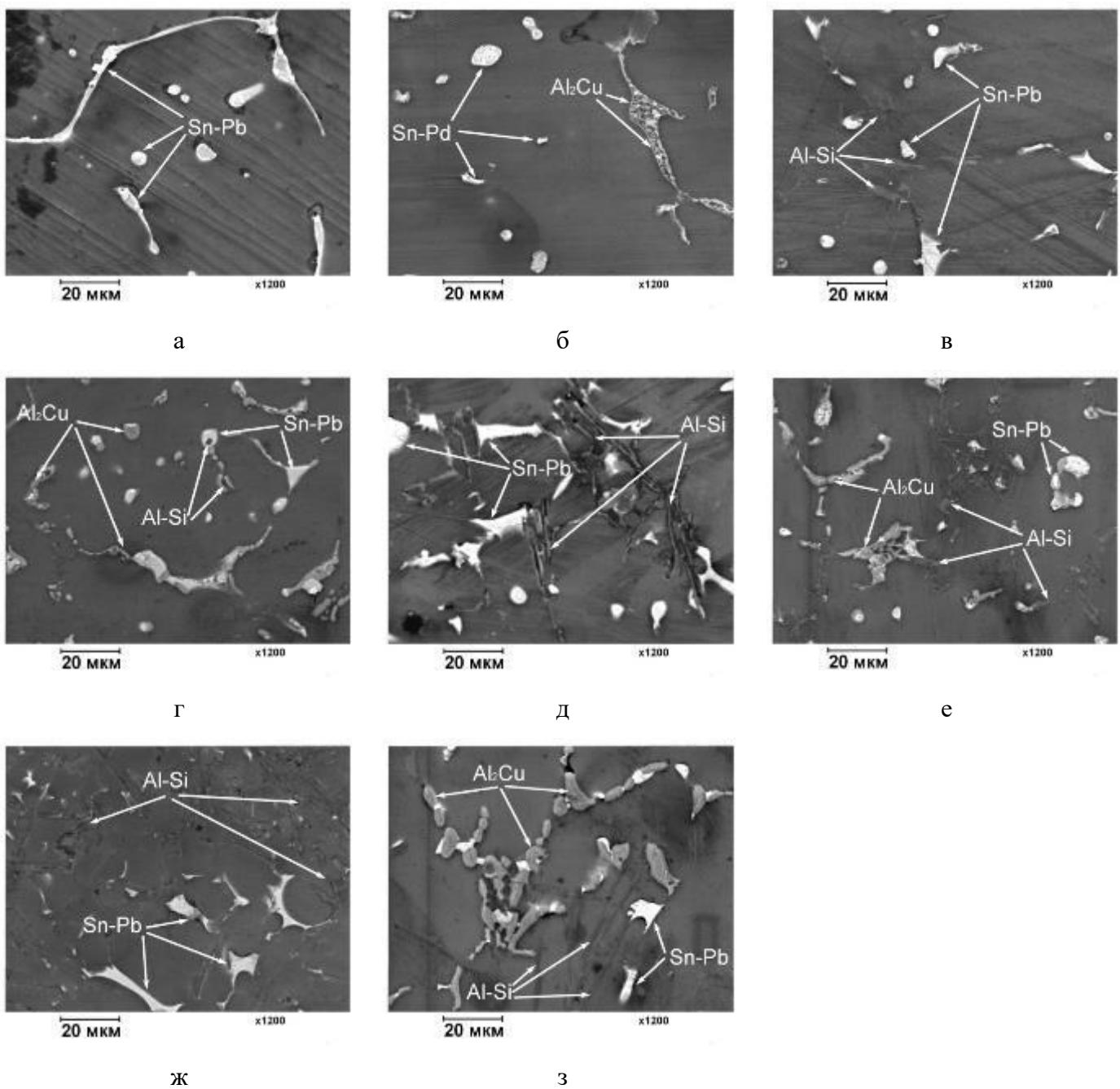


Рисунок 4.12 - Микроструктура исследуемых сплавов 1.1(а), 1.2(б), 1.3(в), 1.4(г), 1.5(д), 1.6(е), 1.7(ж) и 1.8(з) в исходном литом состоянии (СЭМ)

Микроскопические исследования показали, что наличие кремния в структуре алюминиевого сплава способствует образованию слабо разветвлённых зерён Al, обрамлённых по границам ячеек хрупкой сеткой крупных эвтектических кремниевых кристаллов, которые выглядят в виде объемных древовидных ветвящихся образований – дендритов [101, 102]. Это особенно заметно у сплавов с содержанием 5 – 10% Si, образцы 1.5 – 1.8 (рисунок 4.12, д-з). Заметим, что, кремниевая фаза при использовании СЭМ практически не видна из-за близости атомных номеров Al и Si (ее можно хорошо

наблюдать на фотографиях, сделанных с помощью оптического микроскопа). Морфология же остальных фаз выделяется достаточно чётко [168].

4.3.2 Структура сплавов после термической обработки

Гомогенизационный отжиг меняет структуру сплавов. На фотографиях полученных с помощью оптической микроскопии (рисунок 4.13) показана структура экспериментальных сплавов после термической обработки 400 °C.

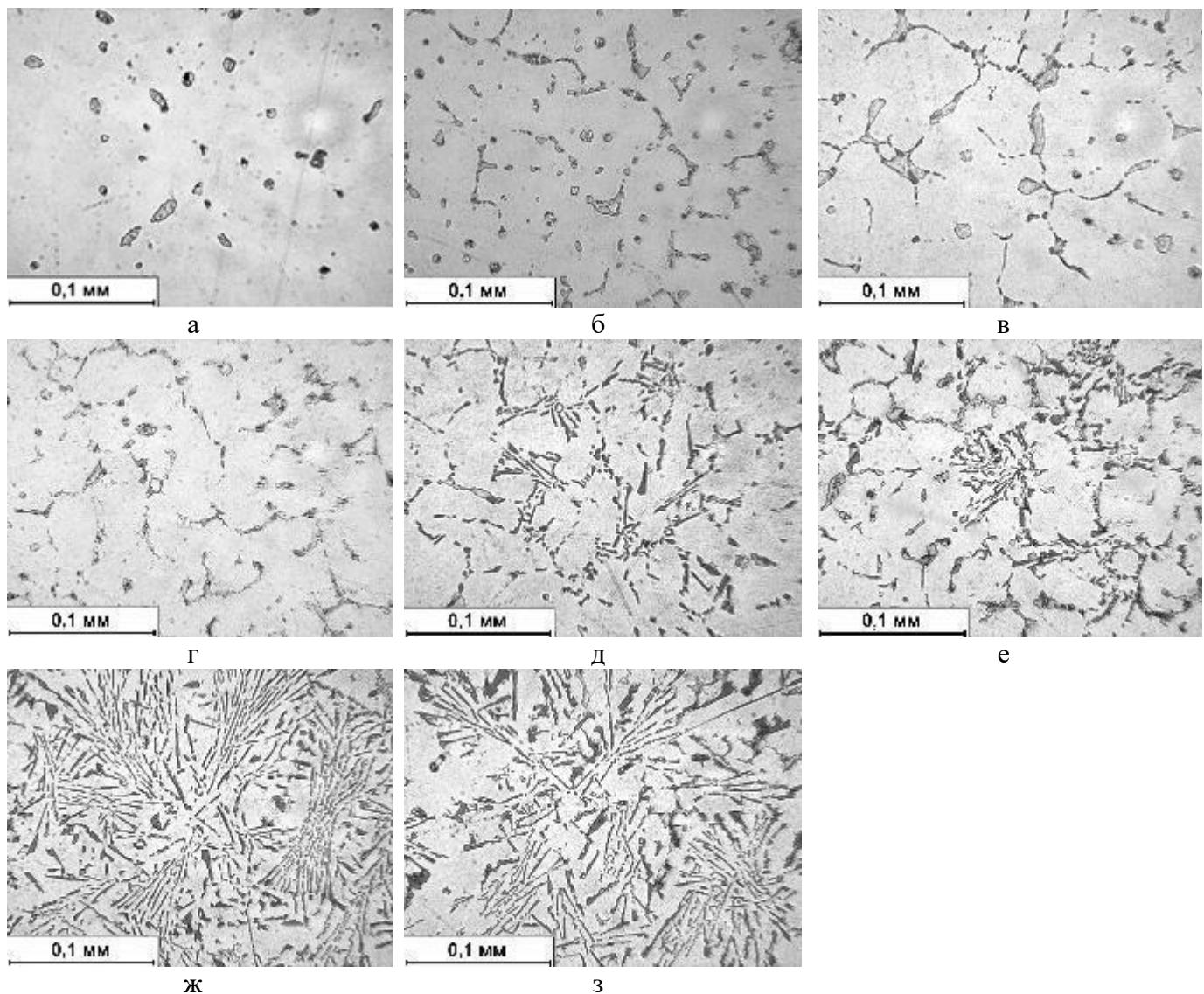


Рисунок 4.13 – Микроструктура исследуемых сплавов 1.1(а), 1.2(б), 1.3(в), 1.4(г), 1.5(д), 1.6(е), 1.7(ж) и 1.8(з) в термообразованном состоянии (ОМ)

Известно, что избыточные фазы, лишь незначительно растворяющиеся в алюминии, в процессе термообработки способны к изменению морфологии [101, 102]. Так, мягкая фаза (Sn - Pb) после отжига сфероидизируется (т.е. принимает окружную

форму), это хорошо прослеживается на рисунке 4.14,а, образец 1.1. В процессе термообработки у эвтектического кремния степень приближения к сферической форме растет и наблюдается процесс коагуляции-укрупнения частиц у образцов 1.3-1.8 (рисунок 4.14,в-з). В сплавах 1.5-1.8 с большим количеством эвтектики кремниевая фаза становится более глобулярной (рисунок 4.14,д-з).

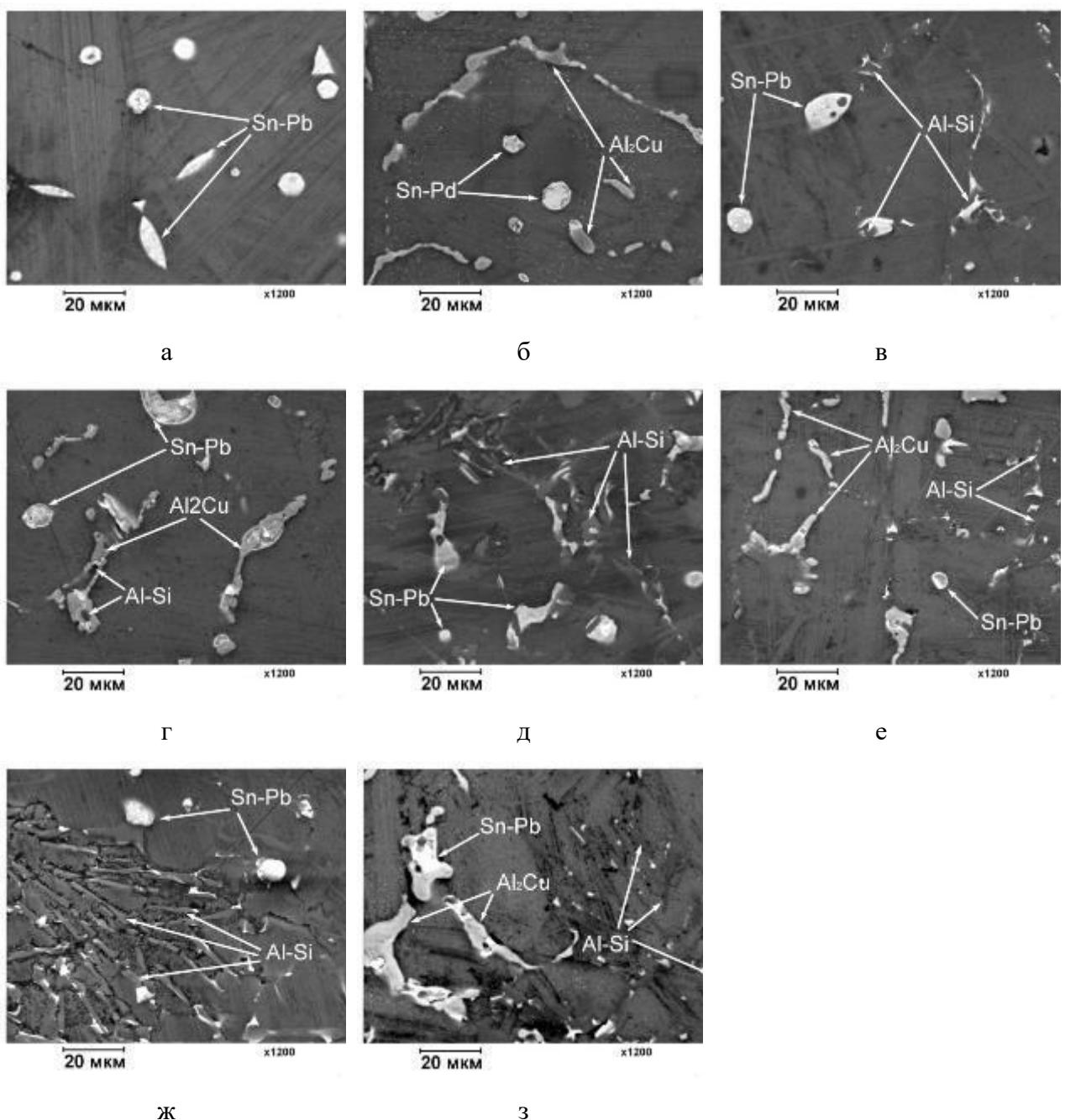


Рисунок 4.14 - Микроструктура исследуемых сплавов сплавов 1.1(а), 1.2(б), 1.3(в), 1.4(г), 1.5(д), 1.6(е), 1.7(ж) и 1.8(з) после отжига при 400°C , СЭМ

На рисунке 4.15 показаны микроструктура сплава 1.2 и области проведения рентгеноспектрального химического анализа (при большем увеличении - x2400).

Результаты проведенного анализа представлены в таблице 4.4 (элементный состав выделенных областей). Анализ рисунка 4.15 и таблица 4.4 показывает, что мягкая фазовая составляющая содержит олово и свинец, причем можно видеть, что самая светлая область (область 1) – это свинец, а серая область (область 4) – олово, Θ – фаза (Al_2Cu) представляет собой монолитное химическое соединение темно-серого цвета (области 2 и 6).

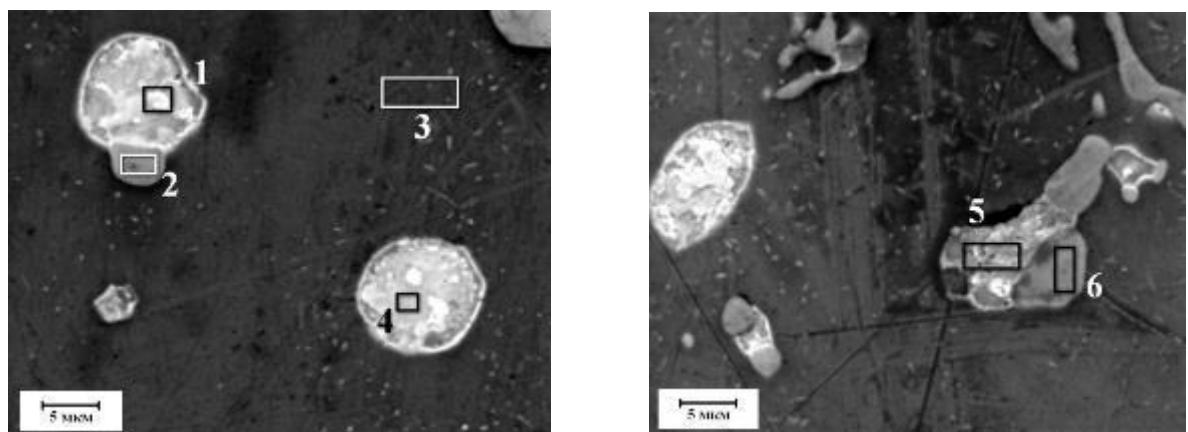


Рисунок 4.15 - Микрофотография поверхности сплава №2, СЭМ (квадратами выделены области проведения микроанализа)

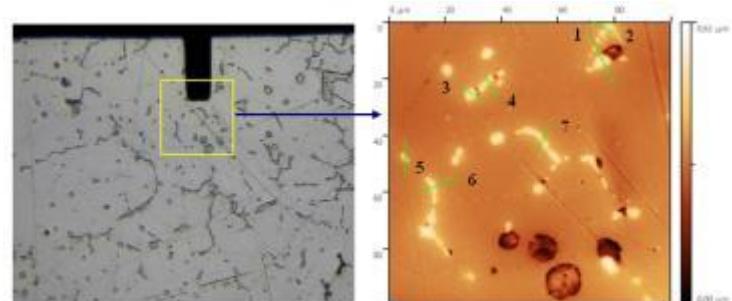
Таблица 4.4 - Химический состав выделенных на рисунке 4.15 областей сплава 1.2

№ исследуемого участка	Установленный химический состав (% мас.)			
	Al	Sn	Pb	Cu
1, область твердой смазки	2,60	6,83	90,57	-
2, область Θ -фазы	60,24	-	-	39,76
3, область матрицы	100	-	-	-
4, область твердой смазки	1,89	98,11	-	-
5, область твердой смазки	24,33	48,64	22,14	4,89
6, область Θ -фазы	58,21	5,63	-	36,16

В целом, вышеприведенные результаты неплохо согласуются с расчетными данными, что может свидетельствовать о перспективности продолжения работ по изучению фазовых диаграмм данного класса.

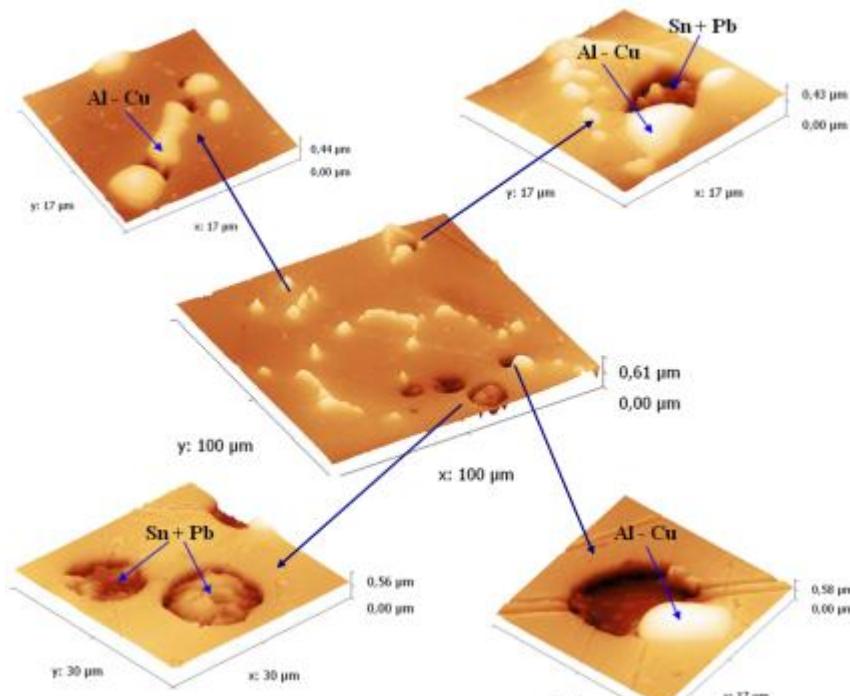
Для исследования пространственной геометрии поверхности наnanoуровне с помощью зондовой микроскопии были отобраны термообработанные сплавы, максимально отличающиеся по составу, образец из сплава 1.2 (нет кремния, но с медью), 1.6 (5% кремния), 1.7 (10% кремния, но нет меди), 1.8 (присутствуют все компоненты, в т.ч. кремний-10%) [168].

Ниже, на рисунках 4.16 – 4.19, представлены наиболее информативные СЗМ - изображения поверхностей сплавов.



а

б



в

Рисунок 4.16 - Структура исходной поверхности сплава 1.2, полученное методом СЗМ: а, б – общий вид исследуемой области, в - 3D изображение отдельных участков

Таблица 4.5 - Высота профилей секущих на поверхности сплава 1.2

Номер секущей	Высота, нм
1	140
2	126
3	168
4	127
5	156

В составе сплава 1.2 отсутствует кремний, поэтому на поверхности можно видеть только мягкую фазу и Θ фазу. Сопоставляя данную структуру поверхности с СЭМ –

изображениями и результатами рентгеноспектрального анализа можно предположить, что выступающие на поверхности светлые участки представляют собой Θ фазу, а темные, более рыхлые включения, это мягкая фазовая составляющая.

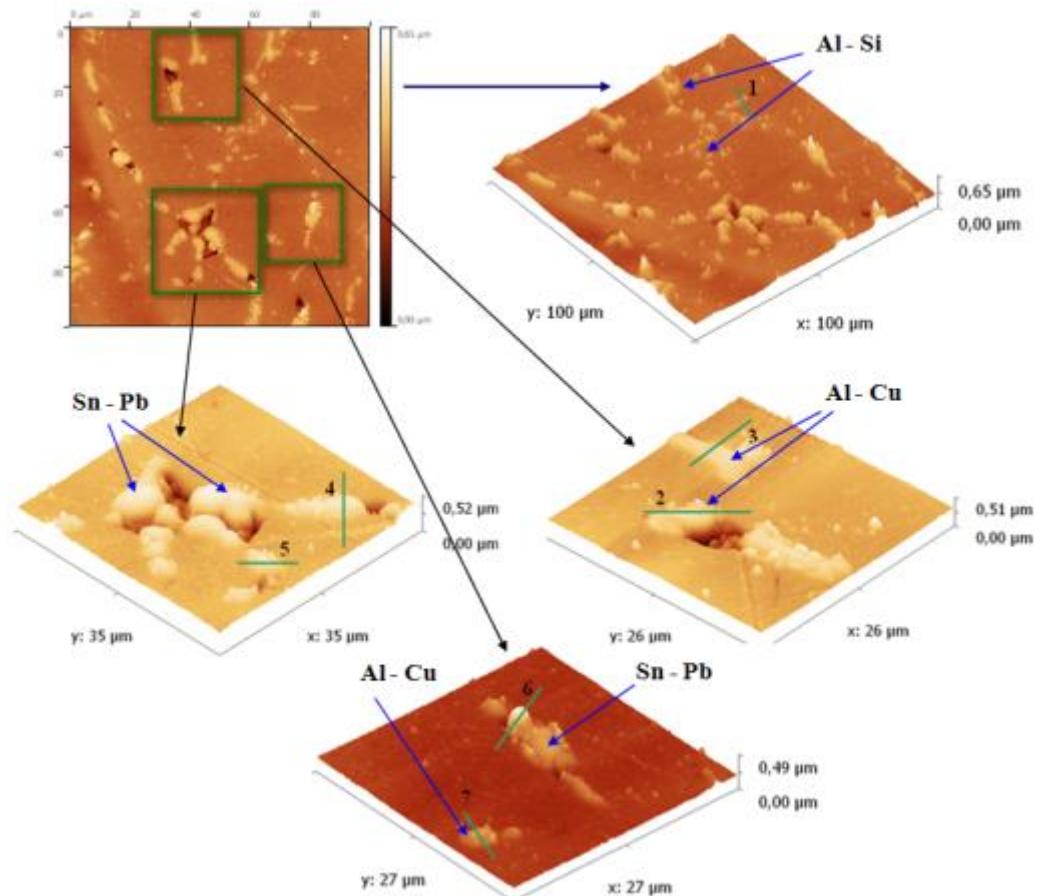


Рисунок 4.17 - Трехмерное изображение частиц легирующих элементов на поверхности шлифа сплава 1.6

Таблица 4.6 - Высота профилей секущих на поверхности сплава 1.6

Номер секущей	Высота, нм
1	70
2	112
3	88
4	121
5	128
6	238
7	120

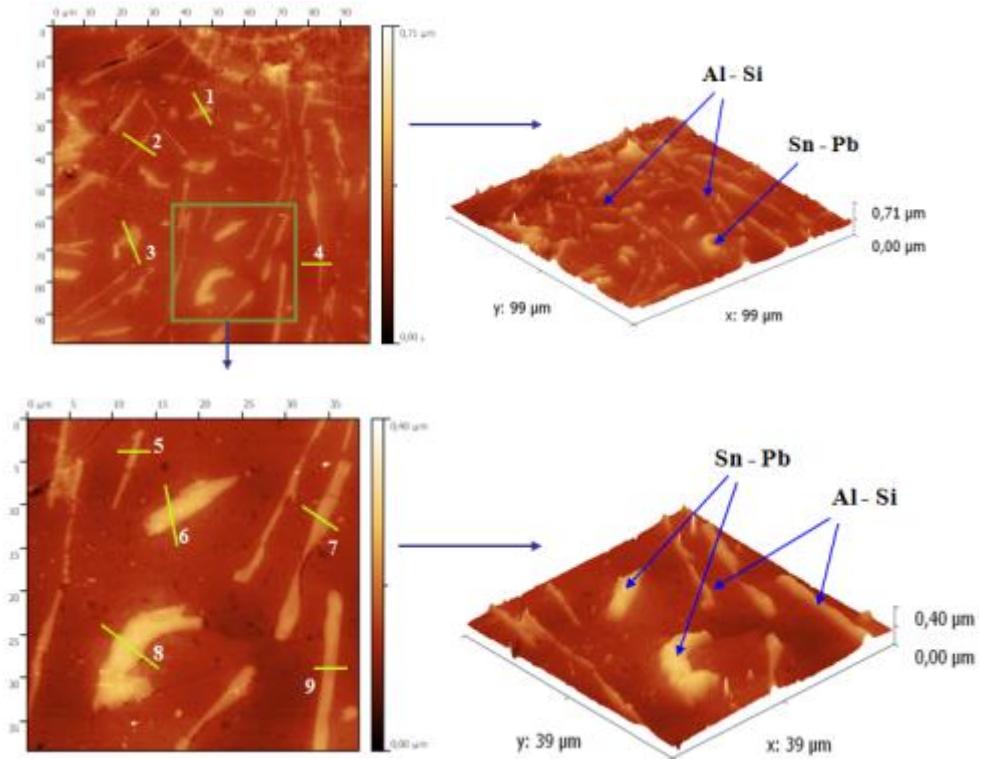


Рисунок 4.18 - Топография исходной поверхности сплава 1.7, полученное методом СЗМ:
слева - общий вид исследуемой области, справа - 3D изображение

Таблица 4.7 - Высота профилей секущих на поверхности сплава 1.7

Номер секущей	Высота, нм
1	122
2	66
3	146
4	72
5	55
6	129
7	63
8	133
9	74

Отметим, что для образца 1.7 в котором отсутствует медь (и, следовательно, не образуется Θ -фаза) определение фаз проводится с большой точностью. Кремниевую фазу отличает конфигурация выделения на поверхности: тонкие удлиненные дендритные «палочки». В то же время, мягкая фазовая составляющая имеет рыхлую структуру и неправильную форму. Легко видеть, что высоты профилей секущих, проходящих через кремниевые фазы, достаточно низкие (меньше 100 нм). В то же время профили секущих, проходящие через мягкие фазы (Sn-Pb), имеют гораздо большие значения высот - более 100 нм. Возможно, это может являться еще одним способом идентификации фаз.

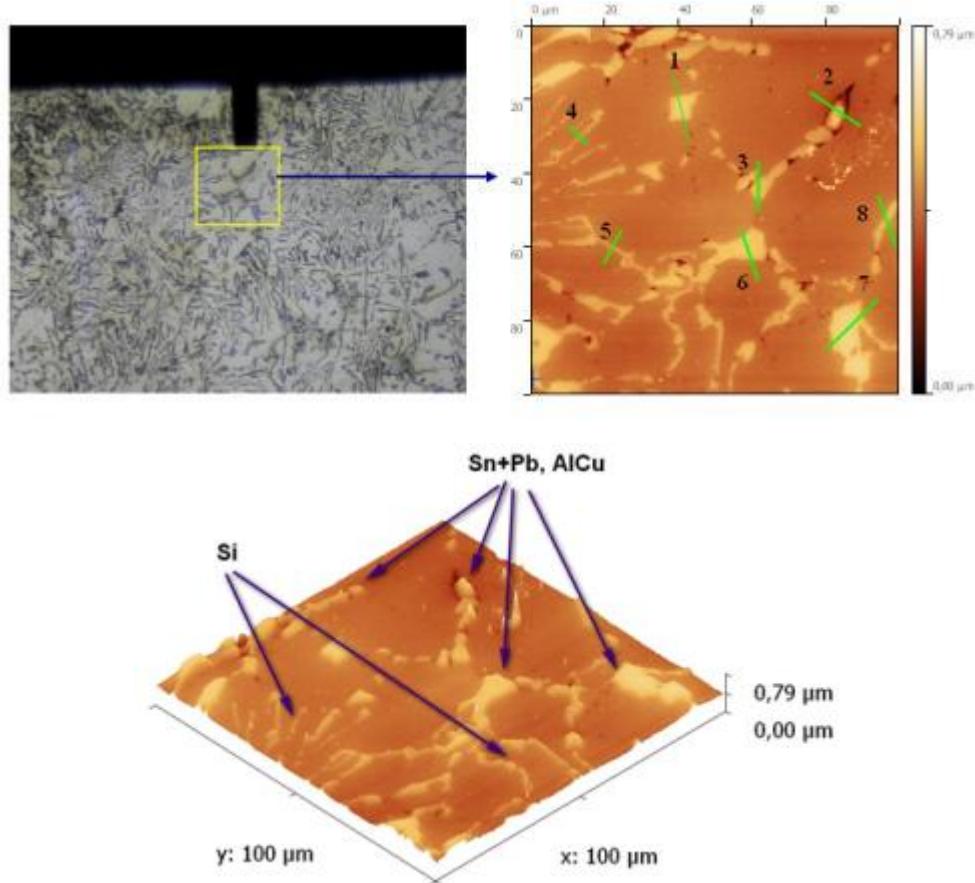


Рисунок 4.19 – Топография исходной поверхности сплава 1.8: а – исследуемый участок, б – 3D изображение

Таблица 4.8 - Высота профилей секущих на поверхности сплава 1.8

Номер секущей	Высота, нм
1	166
2	278
3	127
4	52
5	61
6	132
7	194
8	87

В сплаве 1.8 содержатся все элементы исследуемой системы. От сплава 1.7 он отличается только наличием меди. Это различие приводит к неоднозначной идентификации фазового состава – так, выступы на поверхности могут быть как фазами Sn+Pb , так и фазами Al₂Cu. Кремниевая фаза для данного сплава распознается легко, это такие же, как и на рисунке 4.18, тонкие удлиненные «палочки» на поверхности.

Анализируя вышеприведенные результаты можно сделать вывод о том, что сочетание методов оптической, электронной и зондовой микроскопии позволяет получить

наиболее полную информацию о состоянии поверхности. Оптическая микроскопия даёт возможность оценить однородность всей поверхности изучаемых объектов и выбрать оптимальные участки для дальнейших исследований. Методы СЭМ в сочетании с РСА дают возможность исследовать поверхность на микроуровне, выявить наличие различных фаз и определить их химический состав. Результаты СЗМ позволяют оценить пространственную геометрию поверхности и могут коррелировать с выводами РСА о фазовом составе.

Вместе с тем, нужно отметить, что предложенная идентификация фазовых составляющих проводилась исходя из сопоставления СЗМ изображений с данными о химическом составе, полученными методом рентгеноспектрального анализа исходных областей. Однако такой способ определения фазовых составляющих не всегда является корректным из-за возможности неоднозначной идентификации. В связи с этим, в последующих исследованиях был применён новый подход – изучение одной и той же области для СЭМ и СЗМ исследований, для чего выбранные участки поверхности маркировались определённым способом.

4.4 Сплавы системы Al-Cu-Si-Sn-Pb-Bi

Объектами исследований являлись сплавы II группы, содержащие добавки меди, кремния, олова, свинца и висмута. Номинальный и фактический химические составы которых представлены в таблицах 2.2 и 2.4.

Для проведения прямого термоанализа использовался самодельный лабораторный стенд, состоящий из лабораторной печи, КСП-4, соединительного провода, хромель-алюмелевых (ХА) термопар типа К и компьютера. Термопары защищались при помощи кожуха из алюндовой соломки, для плавки использовался алюндовый тигель.

По результатам прямого термического анализа были построены кривые охлаждения (рисунки 4.20-4.25), из исследования которых можно сказать, что на данном лабораторном стенде невозможно определить температурные превращения в сплавах с малым содержанием легкоплавких компонентов. Температура солидуса в системе Al–Cu–Si–Pb сплавов мало зависит от наличия меди и кремния и практически совпадает с температурой плавления чистого свинца.

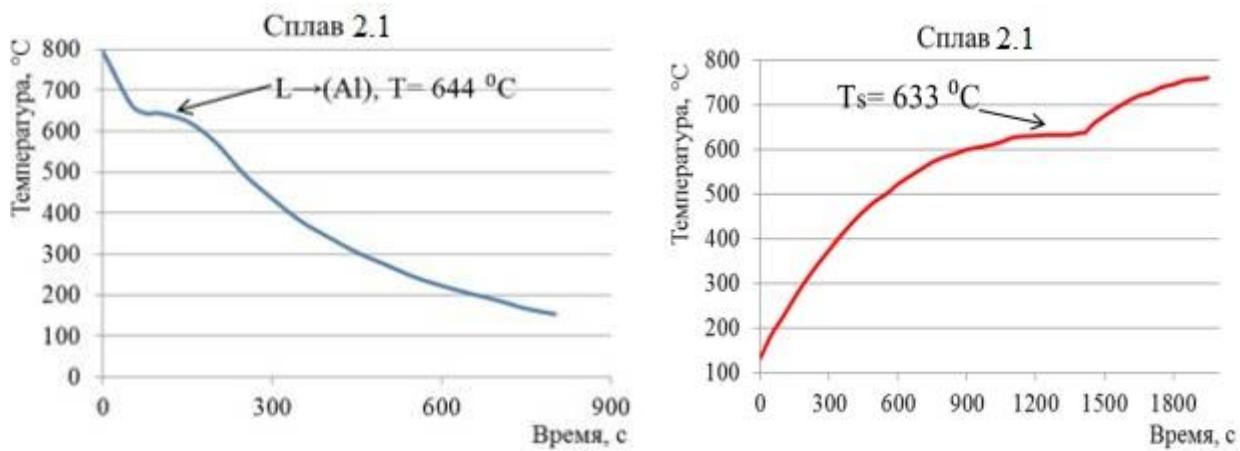


Рисунок 4.20 – Сплав 2.1 (Al–6%Sn) кривые охлаждения (а) и нагрева (б)

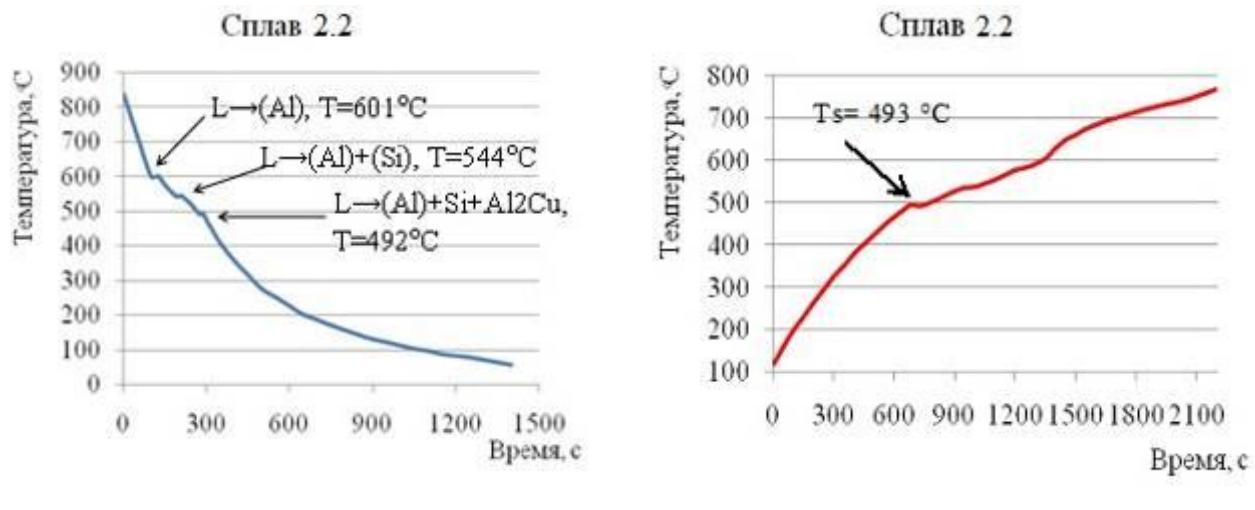


Рисунок 4.21 – Сплав 2.2 (Al–6%Sn–5%Si–4%Cu) кривые охлаждения (а) и нагрева (б)

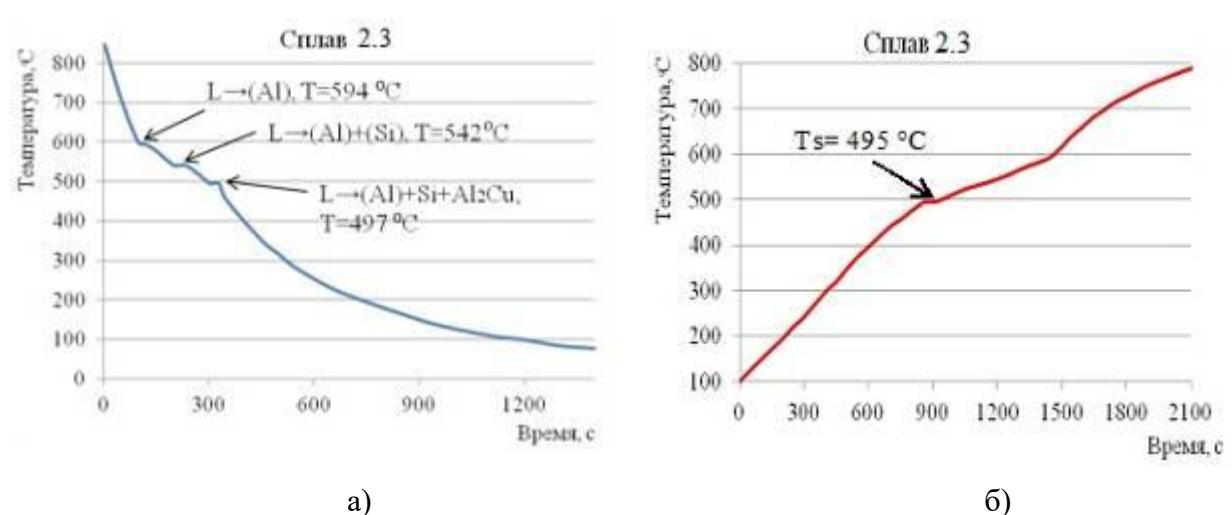


Рисунок 4.22 – Сплав 2.3 (Al–5%Si–4%Cu–6%Sn–2%Pb) кривые охлаждения (а) и нагрева (б)

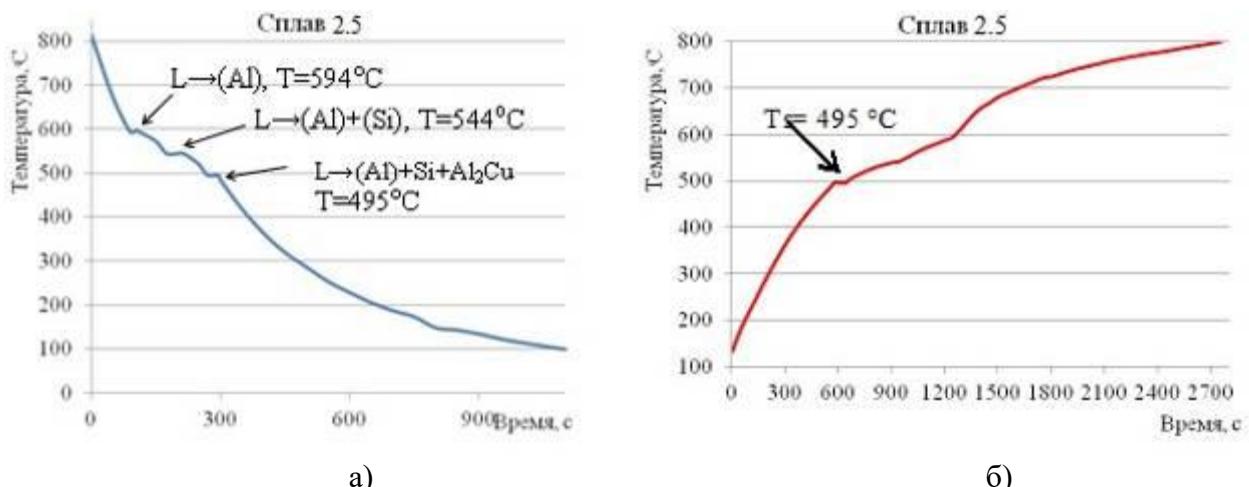


Рисунок 4.23 – Сплав 2.5 (Al–5%Si–4%Cu–6%Sn–2%Pb–2%Bi) кривые охлаждения (а) и нагрева (б)

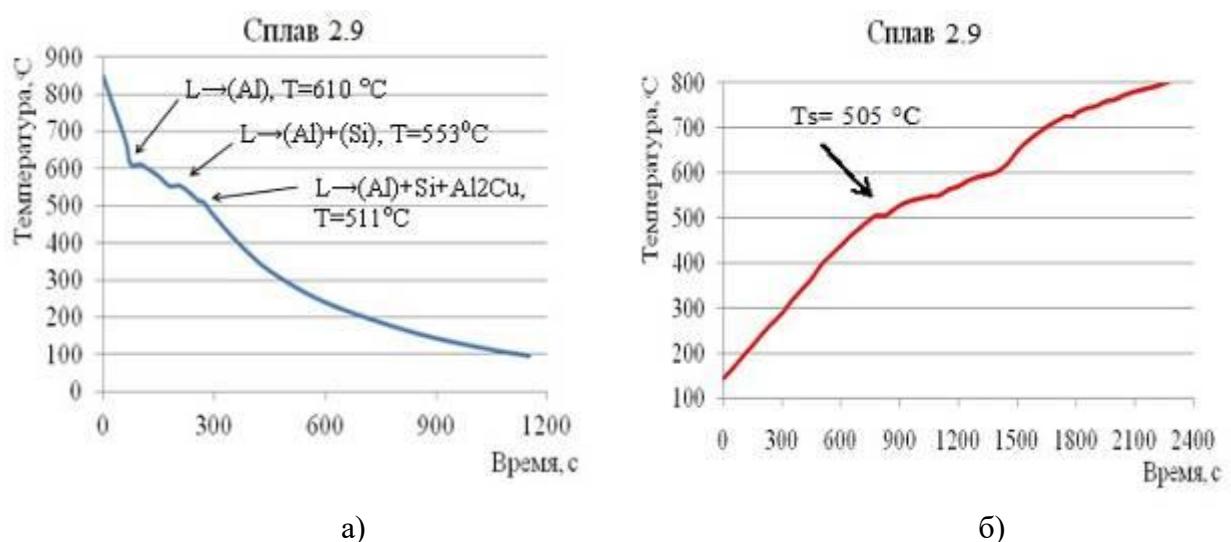


Рисунок 4.24 – Сплав 2.9 (Al–5%Si–4%Cu–2%Pb–2%Bi) кривые охлаждения (а) и нагрева (б)

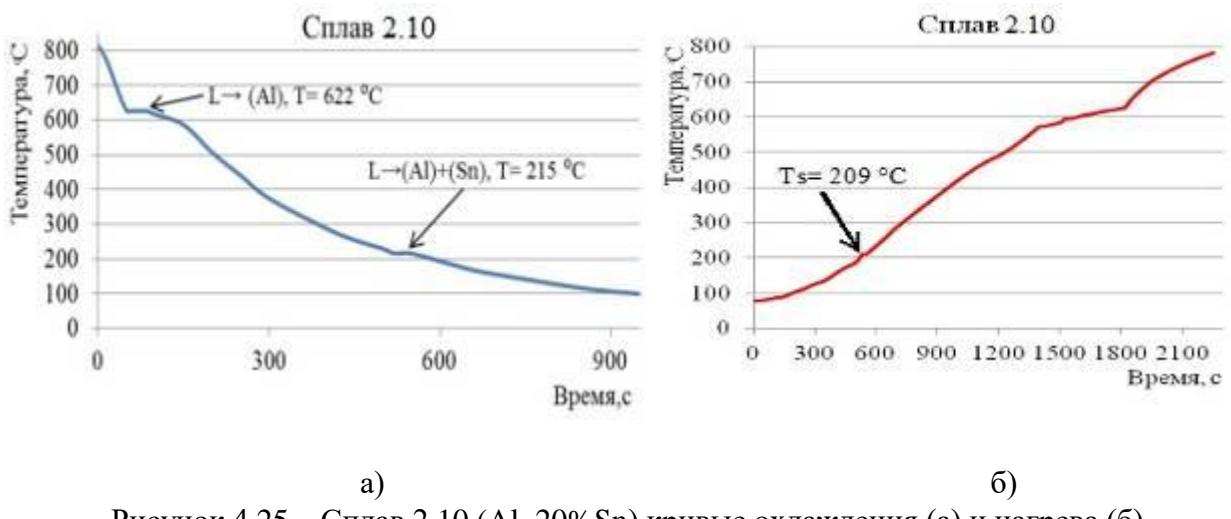


Рисунок 4.25 – Сплав 2.10 (Al–20%Sn) кривые охлаждения (а) и нагрева (б)

Кривые охлаждения и нагрева, построенные методом прямого термического анализа представленные выше (рисунки 4.20-4.25) показывают, что температуры ликвидуса достаточно близки к расчетным значениям. Однако температуры солидуса, когда формируется оловянная фаза, на прямых термограммах не фиксируются, что можно объяснить недостаточным термическим эффектом. Для их выявление необходимы более чувствительные методы, в частности дифференциальный термоанализ (ДТА). В ходе нагрева непрерывно фиксировалась разница температур между образцом и эталоном(Al_2O_3). Образцы были в виде порошка массой 4-5 грамм.



Рисунок 4.26 – ДТА кривые нагрева экспериментального сплава №2($\text{Al}-6\%\text{Sn}-5\%\text{Si}-4\%\text{Cu}$)

Кривая нагрева, в частности сплава 2.2 ($\text{Al}-6\%\text{Sn}-5\%\text{Si}-4\%\text{Cu}$), полученная с использованием ДТА (рисунок 4.26), выявляет пик при 213-214 °С (как и в разделе 4.1), что можно связать с плавлением оловянной фазы (в составе эвтектик). По литературным данным эти температуры несколько выше: 228 °С в системе $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Sn}$ [77-82] и 228 °С в системе $\text{Al}-\text{Si}-\text{Sn}$ [93-96]. Данное различие возможно связано с тем, что настоящей работе эксперимент проводили на литых слитках, полученных с достаточно высокой скоростью, что привело к существенному отклонению от равновесия.

4.4.1 Структура литых сплавов

Использование металлографического (ОМ и СЭМ) и микрорентгеноспектрального анализов позволяет выявить все фазы экспериментальных сплавов.

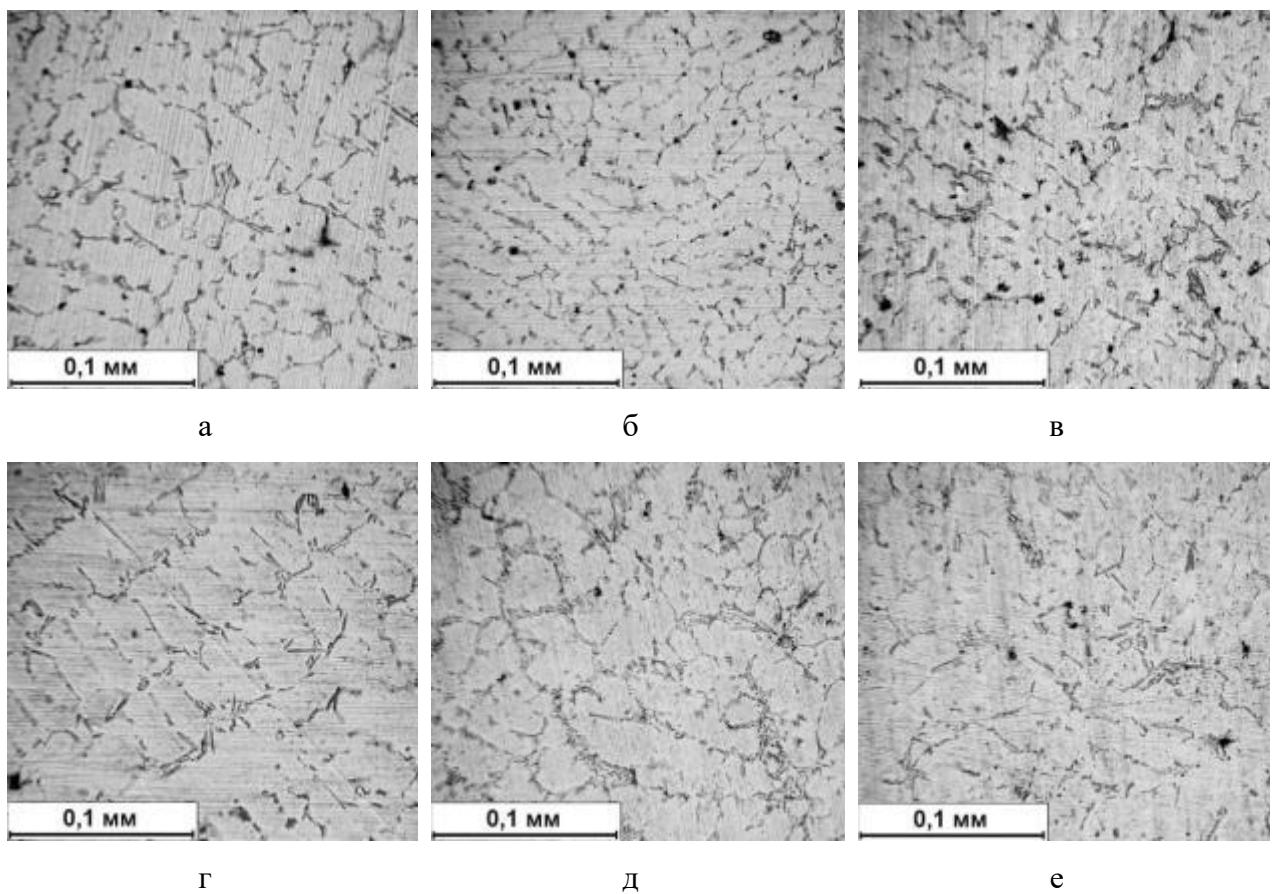


Рисунок 4.27 – Микроструктура исследуемых сплавов 2.2(а), 2.3(б), 2.5(в), 2.6(г), 2.7(д), 2.9(е), в исходном литом состоянии (ОМ)

Приведенные изображения (рисунок 4.27), свидетельствуют также (на макроуровне) о высокой гомогенности приготовленных сплавов, отсутствии дефектов литья.

В сплавах, содержащих олово, оловянная фаза имеет форму вытянутых прожилок, которые располагаются по границам дендритных ячеек первичных кристаллов алюминия (рисунок 4.28,а-д,к-н). В сплавах, содержащие медь, рядом с оловянной фазой располагаются включения фазы Al_2Cu (рисунок 4.28,б-е,и,з,м), а в сплавах с кремнием (рисунок 4.28,б-и,л,) место в структуре занимают эвтектические кристаллы кремниевой фазы. Следует отметить, что из-за близости атомных номеров Al и Si при использовании методик сканирующей электронной микроскопии кремниевая фаза практически не видна.

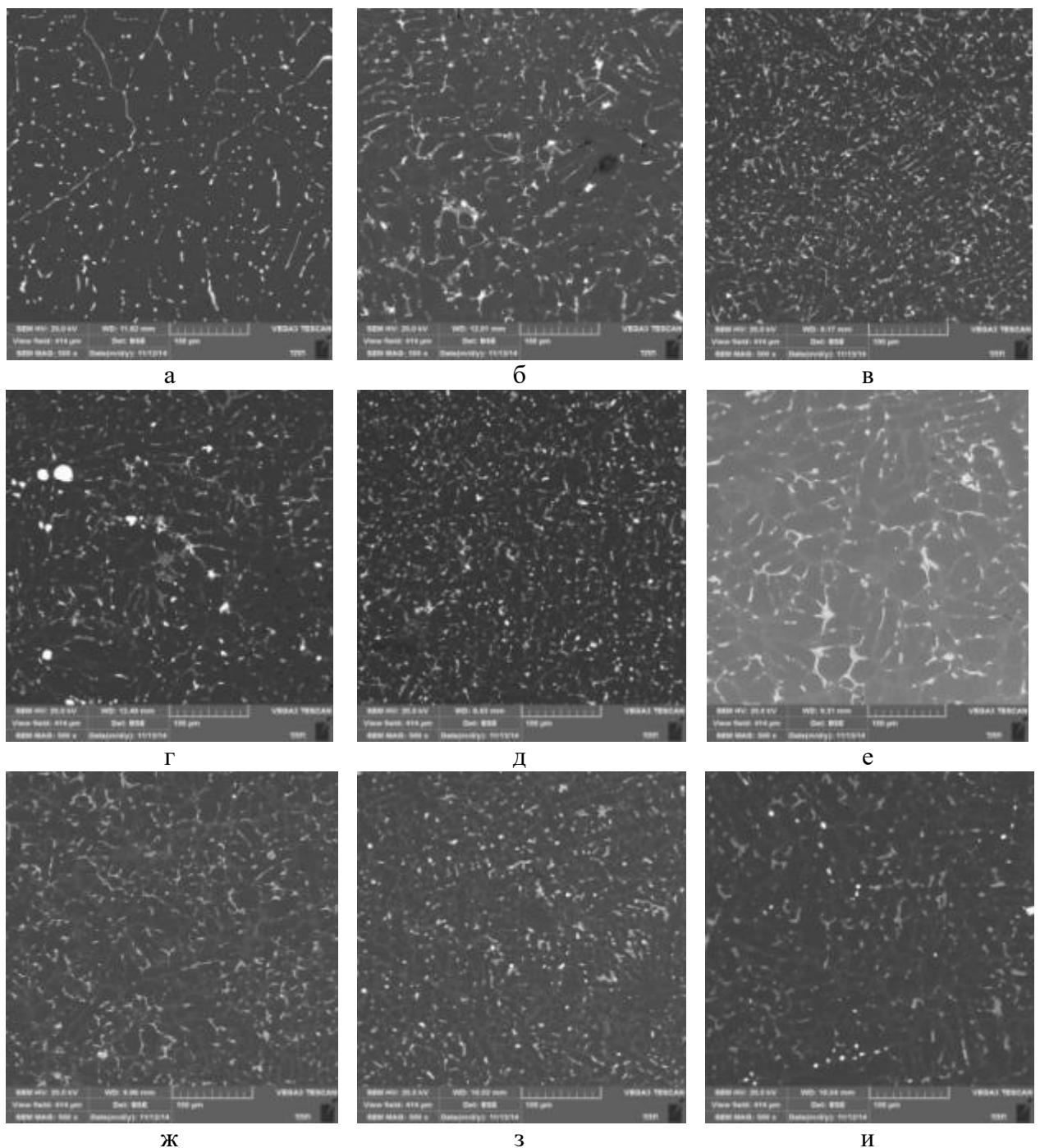


Рисунок 4.28 - Микроструктура слитков экспериментальных сплавов в литом состоянии (СЭМ): а) Al-6% Sn, б) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu, в) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu-2%Pb,
г) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu-2%Bi, д) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu-2%Pb-2%Bi,
е) Al-5%Si-4%Cu, ж) Al-5%Si-4%Cu-2%Pb,
з) Al-5%Si-4%Cu-2%Bi, и) Al-5%Si-4%Cu-2%Pb-2%Bi

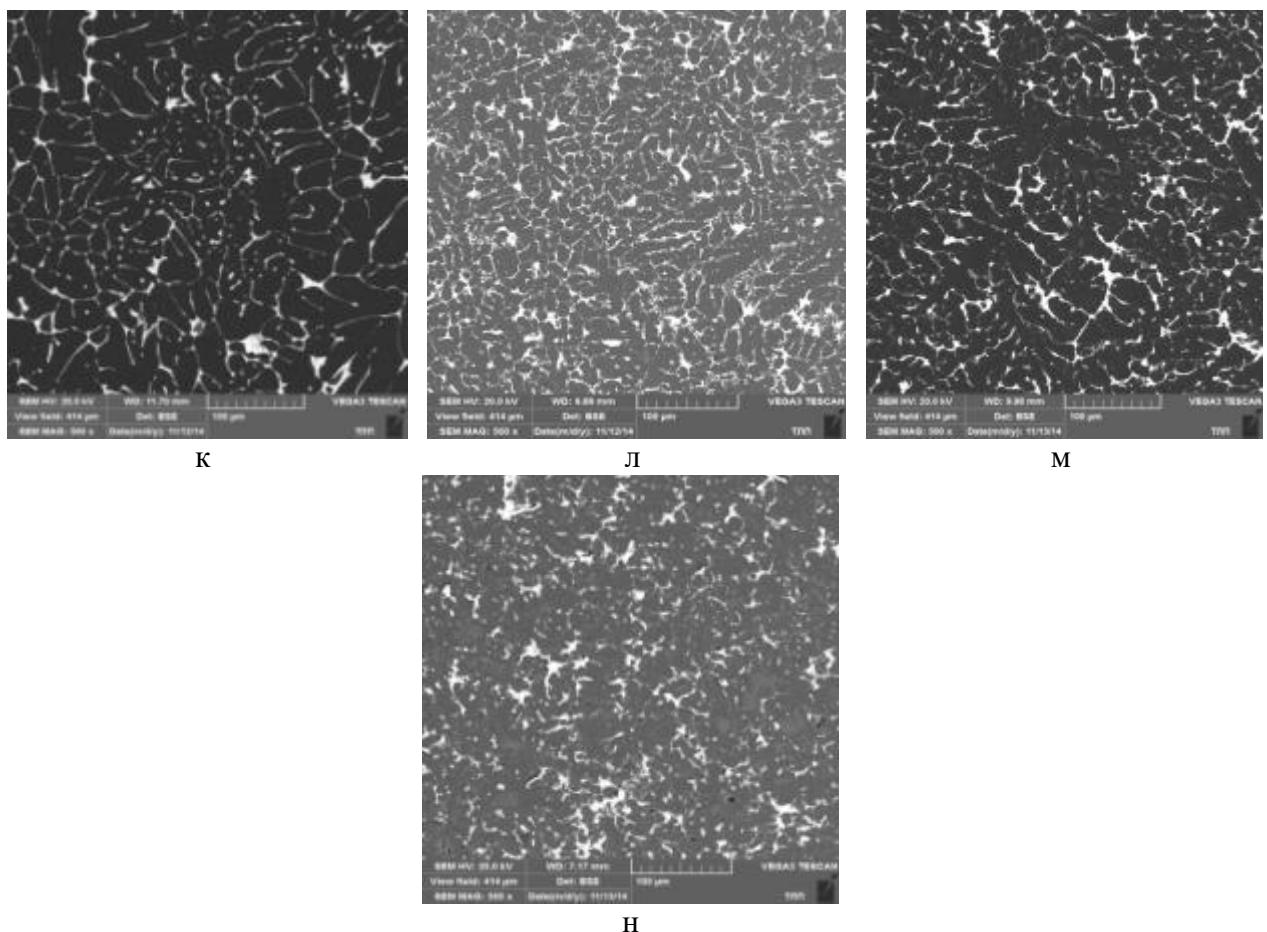


Рисунок 4.28 - Микроструктура слитков экспериментальных сплавов в литом состоянии (СЭМ): к) Al–20%Sn, л) Al–20%Sn–5%Si, м) Al–20%Sn–4%Cu, н) Al–20%Sn–10%Si

Для более надежной идентификации фаз использовали микрорентгеноспектральный анализ (МРСА). МРСА позволяет изучать химическую микронеоднородность материалов. Микроанализ проводили при токе зонда 0.5 - 1.0 - 107 А и ускоряющем напряжении 15 кВ. Для определения состава какой-либо фазы обычно проводилось до 5 независимых анализов в различных участках образца.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа для изучения распределения легирующих элементов, на примере сплава 2.5 (Al–6%Sn–5%Si–4%Cu–2%Pb–2%Bi), приведены на рисунке 4.29.

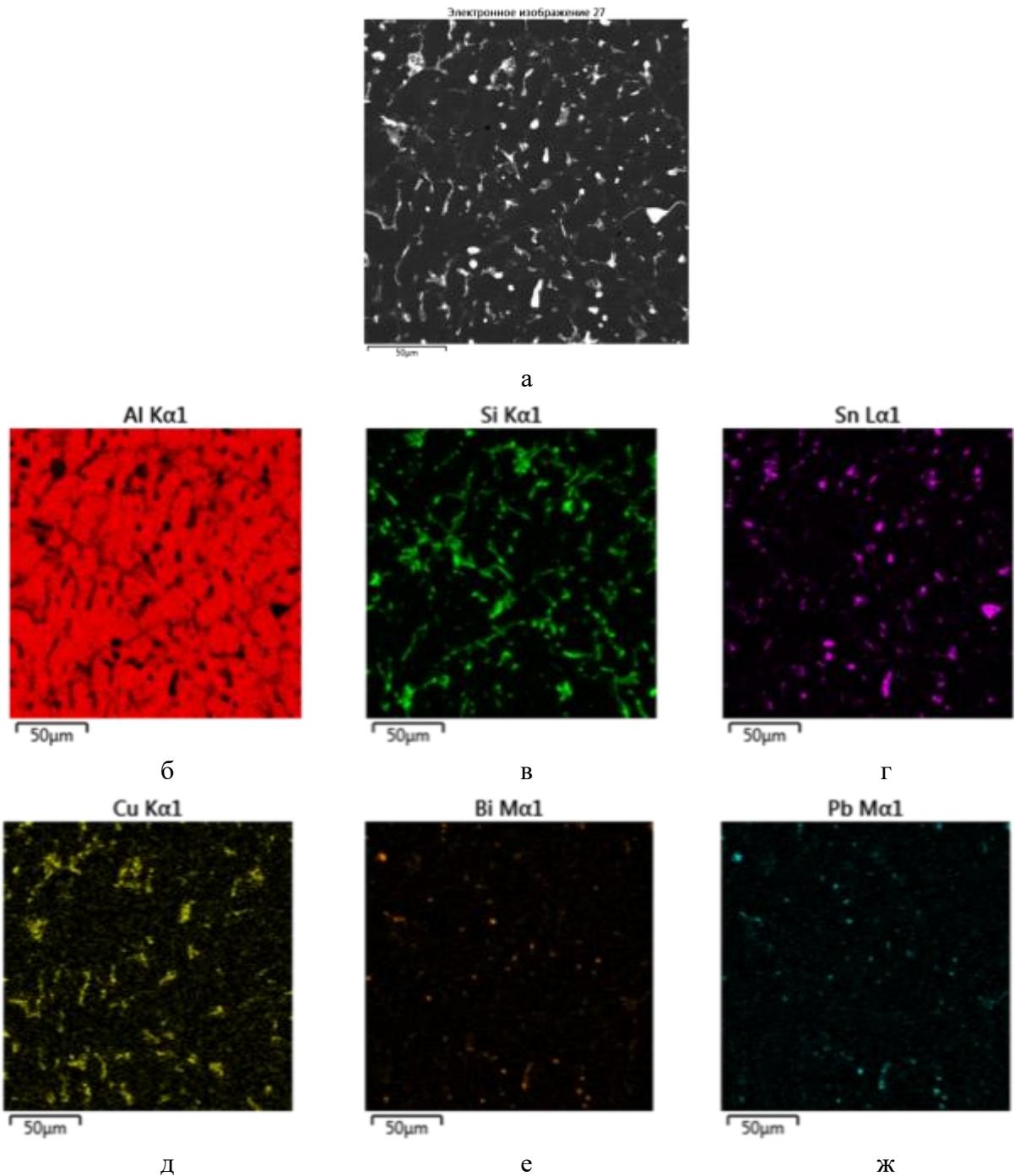


Рисунок 4.29 - Микроструктура слитков экспериментального сплава сплавов №5 (Al–6%Sn–5%Si–4%Cu–2%Pb–2%Bi) в литом состоянии, результаты микрорентгеноспектрального анализа (СЭМ):
 а) электронно-микроскопическое изображение, б) Al, в) Si, г) Sn, д) Cu, е) Bi, ж) Pb

4.4.5 Структура сплавов после термической обработки

Исследование сплавов после термической обработки с помощью оптической обработки (рисунок 4.30), позволяет анализировать поведение кремниевой фазы, которая после отжига и старения приобретает сферическую форму.

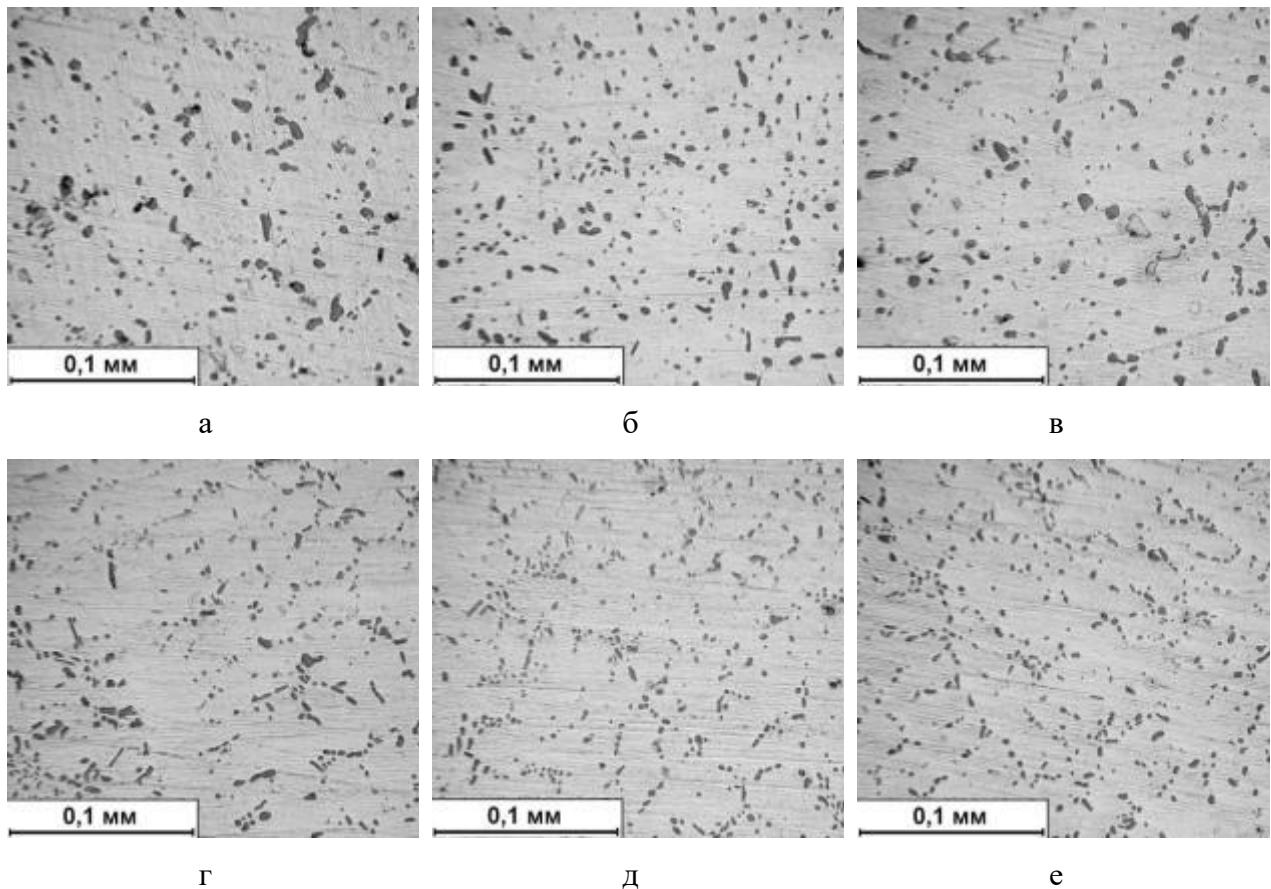


Рисунок 4.30 – Микроструктура исследуемых сплавов 2.2(а), 2.3(б), 2.5(в), 2.6(г), 2.7(д), 2.9(е), в термообработанном состоянии (ОМ)

Отжиг при 500 °С с последующей закалкой существенно меняет структуру всех сплавов. Оловянная фаза приобретает глобулярную форму, поскольку в процессе нагрева происходит локальное оплавление, что значительно ускоряет диффузионные процессы, способствующие сфероидизации избыточных фаз (сплавы 2.1-2.5 и 2.10-2.13). Свинцовые включения располагаются по границам дендритных ячеек (Al) и имеют глобулярную форму, как влитом состоянии, так и после отжига. В сплавах, легированных медью, количество включений фазы Al₂Cu после проведения термической обработки существенно меньше, чем в литом состоянии. Это связано с частичным растворением фазы Al₂Cu в (Al) при отжиге. Кремниевая фаза в сплавах, содержащих кремний, становится более глобулярной, а ее количество меняется незначительно по сравнению с

литым состоянием. Микроструктура слитков экспериментальных алюминиевых сплавов после термической обработки по режиму: температура 500 °C, выдержка в течение 6 часов, с последующей закалкой в воде, приведена на рисунке 4.31.

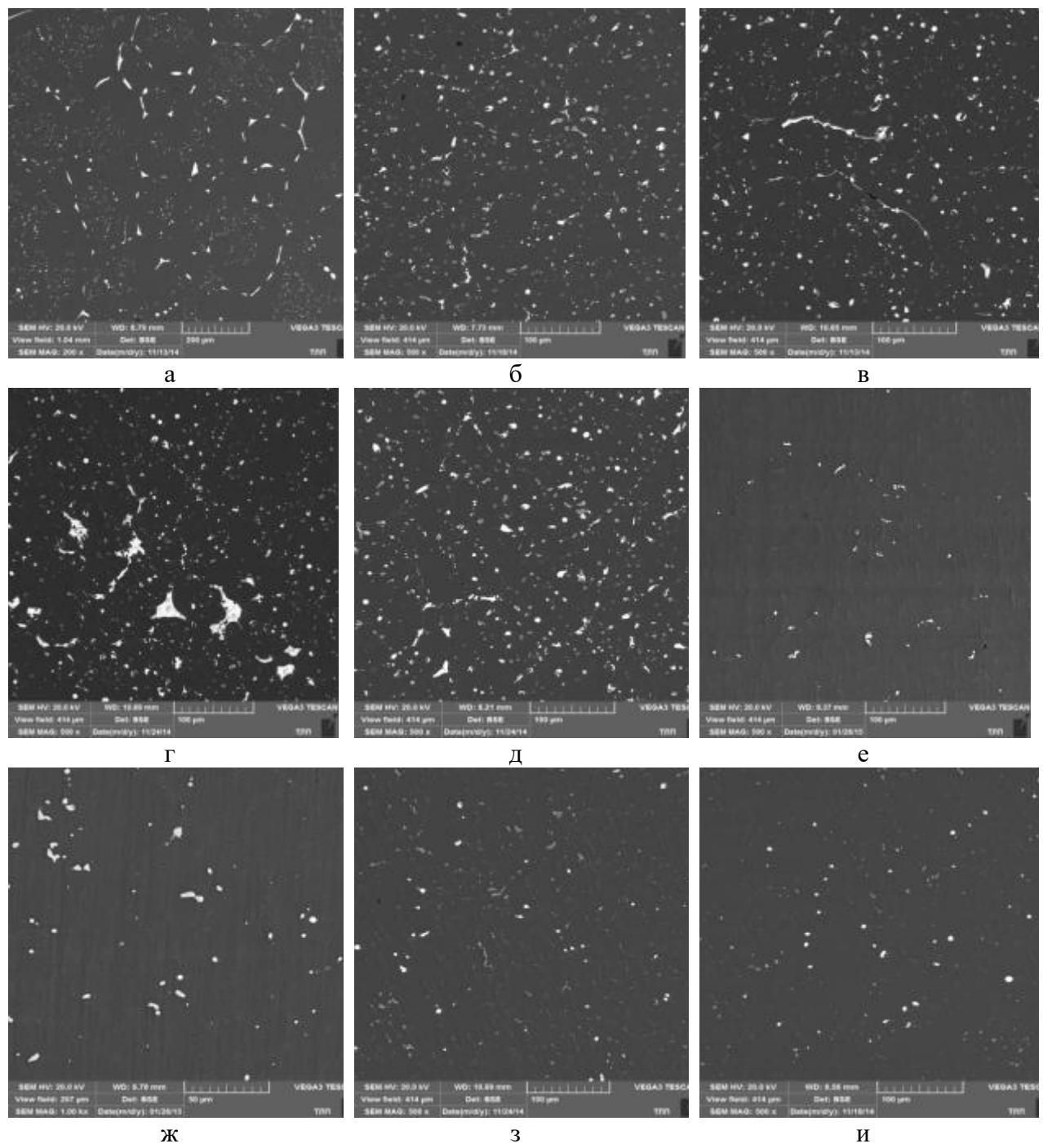


Рисунок 4.31 - Микроструктура слитков экспериментальных сплавов после термической обработки (СЭМ): а) Al-6% Sn, б) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu, в) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu-2%Pb, г) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu-2%Bi, д) Al-6%Sn-5%Si-4%Cu-2%Pb-2%Bi, е) Al-5%Si-4%Cu, ж) Al-5%Si-4%Cu-2%Pb, з) Al-5%Si-4%Cu-2%Bi, и) Al-5%Si-4%Cu-2%Pb-2%Bi

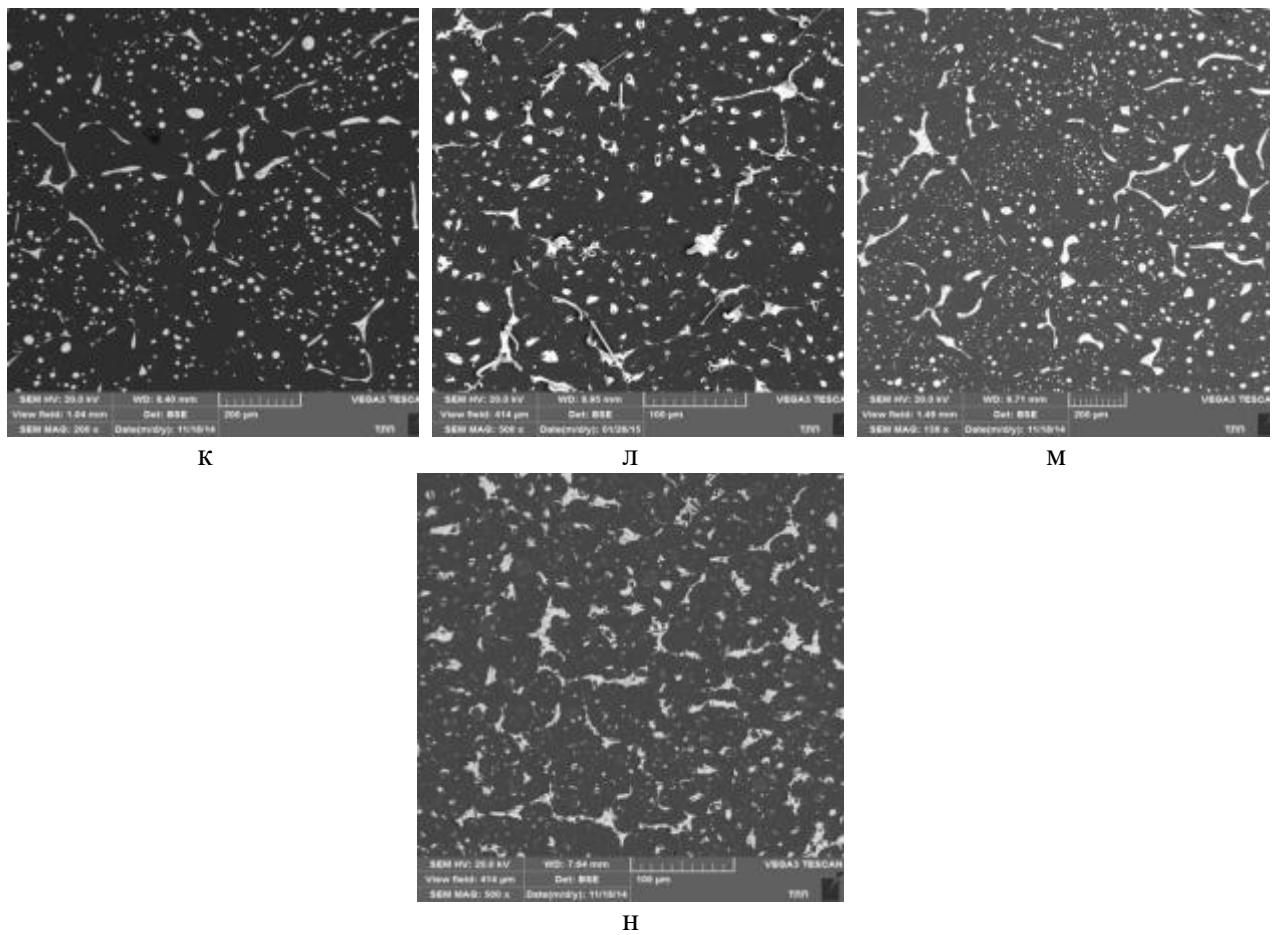
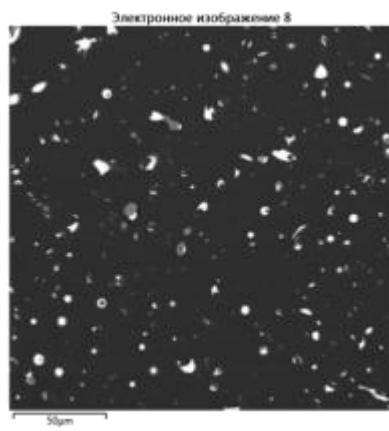


Рисунок 4.31 - Микроструктура слитков экспериментальных сплавов после термической обработки (СЭМ): к) Al–20%Sn, л) Al–20%Sn–5%Si, м) Al–20%Sn–4%Cu, н) Al–20%Sn–10%Si

Результаты микрорентгеноспектрального анализа для изучения распределения легирующих элементов, на примере сплава 2.5 (Al–6%Sn–5%Si–4%Cu–2%Pb–2%Bi), приведены на рисунке 4.32.



а

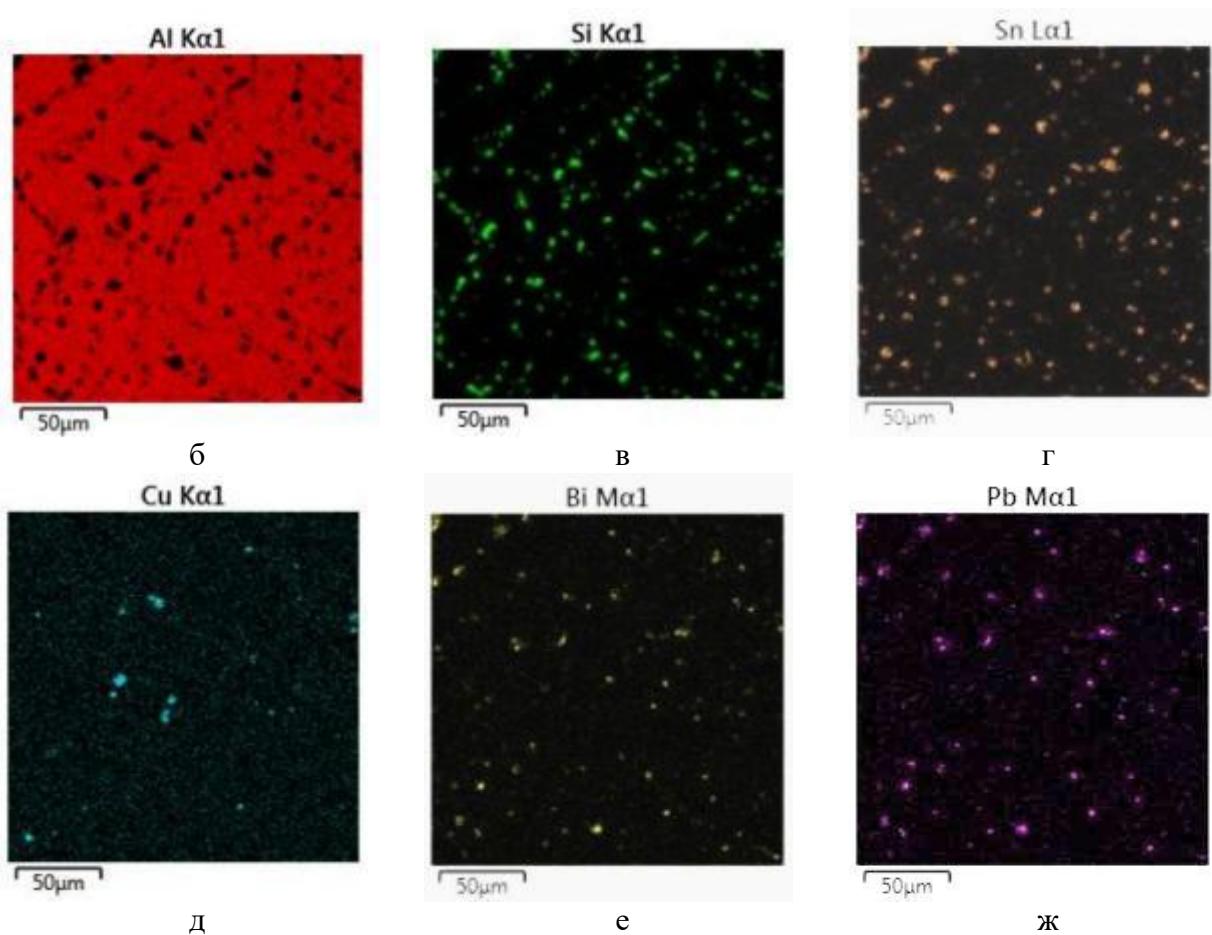
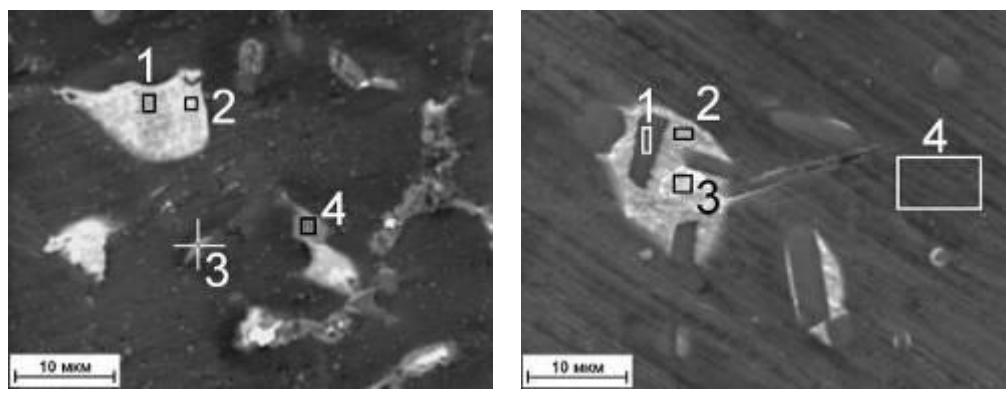


Рисунок 4.32 - Микроструктура слитка экспериментального сплава №5 ТО состояния, результаты микрорентгеноспектрального анализа (СЭМ):

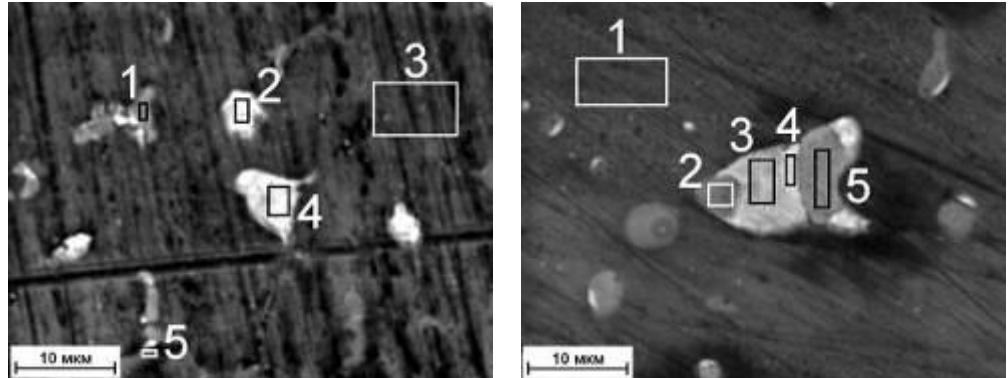
а) электронно-микроскопическое изображение, б) Al, в) Si, г) Sn, д) Cu, е) Bi, ж) Pb

В процессе термообработки у эвтектического кремния степень приближения к сферической форме растет и наблюдается процесс коагуляции-укрупнения частиц, что хорошо видно на рисунке 4.32,б. Мягкая фаза (Sn - Pb) после отжига сфероидизируется. Олово, свинец и висмут практически не растворимы в алюминиевом твердом растворе, а также в фазах (Si) и Al_2Cu . С другой стороны, эти легкоплавкие элементы образуют между собой многофазные конгломераты согласно диаграмме состояния Sn-Bi-Pb. В целом, вышеприведенные результаты неплохо согласуются с расчетными данными.

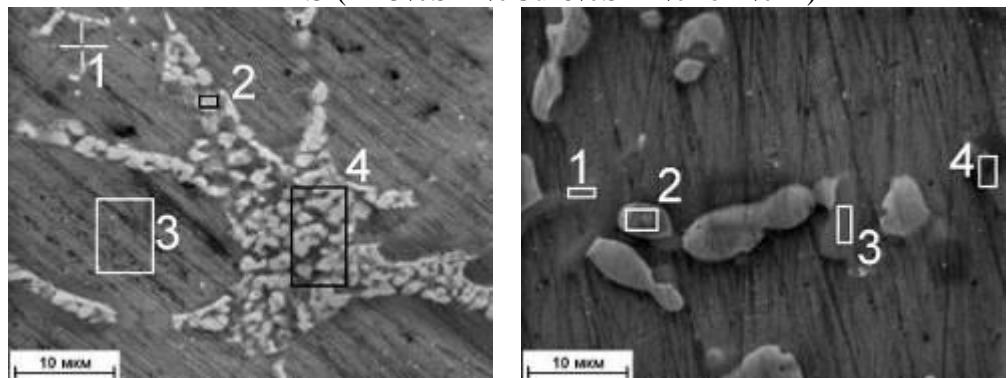
Для более наглядного сравнения на рисунке 4.33 представлены результаты полученные для сплавов №№ 2.4,2.5,2.6,2.12 и области проведения рентгеноспектрального химического анализа (при большем увеличении - x2400), а в таблице 4.9 приведен химический состав выделенных областей этих сплавов.



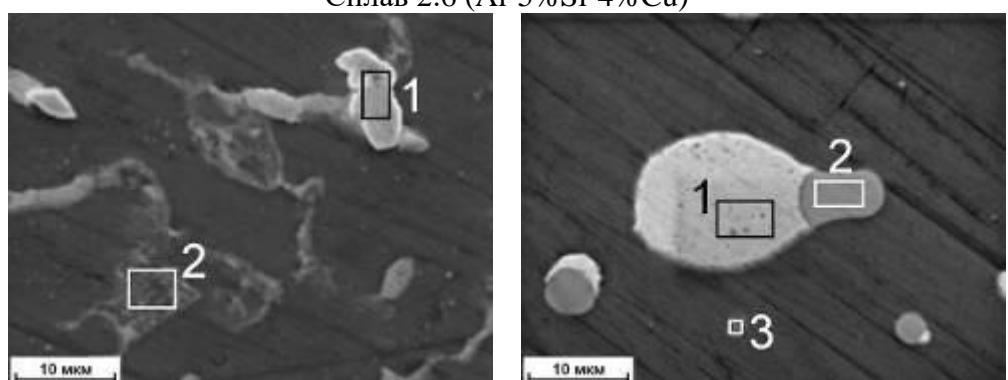
Сплав 2.4 (Al-5%Si-4%Cu-6%Sn-2%Bi)



Сплав 2.5 (Al-5%Si-4%Cu-6%Sn-2%Pb-2%Bi)



Сплав 2.6 (Al-5%Si-4%Cu)



Сплав 2.12 (Al-4%Cu-20%Sn)

Рисунок 4.33 - Микроструктура поверхности сплавов: слева – литые, справа – термообработанные

Таблица 4.9 - Химический состав исходной структуры образцов №4, №5, №6, №12

№ образца	Исследуемые участки	Установленный химический состав (% по массе)						
		Al	O	Si	Sn	Pb	Cu	Bi
2.4 (литой)	№1, мягкая фаза	1,72	-	-	88,36	-	-	9,93
	№2, мягкая фаза	1,30	-	-	16,90	-	-	81,80
	№3, эвтектика Al-Si	35,48	-	64,52	-	-	-	-
	№4, Θ фаза	55,51	3,57	1,10	15,60	-	24,22	-
2.4 (TO)	№1, эвтектика Al-Si	1,38	-	98,62	-	-	-	-
	№2, мягкая фаза	1,47	-	1,78	72,12	-	-	24,63
	№3, мягкая фаза	1,26	1,50	-	17,34	-	-	79,89
	№4, матрица	95,40	-	0,74	-	-	3,86	-
2.5 (литой)	№1, Θ фаза	54,59	-	1,46	5,55	-	38,40	-
	№2, мягкая фаза	2,42	-	-	73,31	14,43	-	9,84
	№3, матрица	100	-	-	-	-	-	-
	№4, мягкая фаза	0,78	-	0,28	62,95	31,29	1,10	3,60
	№5, эвтектика Al-Si	22,06	-	77,94	-	-	-	-
2.5 (TO)	№1, матрица	95,27	-	0,76	-	-	3,97	-
	№2, эвтектика Al-Si	3,20	-	81,08	-	9,93	-	5,79
	№3, мягкая фаза	1,90	5,15	-	92,94	-	-	-
	№4, мягкая фаза	3,44	-	-	3,31	57,26	5,53	30,45
	№5, Θ фаза	49,97	2,62	-	-	-	47,41	-
2.6 (литой)	№1, эвтектика Al-Si	73,67	-	26,33	-	-	-	-
	№2, Θ фаза	51,39	-	1,54	-	-	47,08	-
	№3, матрица	100	-	-	-	-	-	-
	№4, Θ фаза	64,43	-	5,28	-	-	30,29	-
2.6 (TO)	Весь участок	81,47	-	9,37	-	-	9,16	-
	№1, эвтектика Al-Si	24,73	-	73,11	-	-	2,16	-
	№2, Θ фаза	49,40	-	0,80	-	-	49,80	-
	№3, эвтектика Al-Si	8,38	-	90,49	-	-	1,13	-
	№4, эвтектика Al-Si	63,59	-	33,61	-	-	2,81	-
2.12 (литой)	№1, мягкая фаза	1,78	-	-	98,22	-	-	-
	№2, Θфаза	66,22	-	-	8,74	-	25,04	-
2.12 (TO)	Весь участок	84,87	-	-	9,69	-	5,45	-
	№1, мягкая фаза	1,26	-	-	98,74	-	-	-
	№2, Θфаза	48,71	-	-	-	-	51,29	-
	№3, матрица Al и Cu	92,49	-	-	-	-	7,51	-

Полученные результаты (как и результаты оптической микроскопии) показывают сфероидизацию как кремниевой, так и мягкой фаз после TO. Кроме того, происходит уплотнение и/или укрупнение Θ-фазы (см. образцы 2.6 и 2.12). Аналогичный эффект наблюдается для всех сплавов: у образцов после отжига включения имеют более плотную однородную структуру. Обнаружено также, что мягкая фаза «обтекает» кремниевую фазу (образец 2.4). Отметим, что авторы работы исследовавшие трёхкомпонентный сплав Al-Si-Sn, отмечали подобный эффект «обтекания» кремния оловом [93]. Анализ элементного

состава показывает, что содержание меди в матрице увеличивается за счёт её перехода из частично растворяющейся Θ -фазы (см. таблицу 4.9).

Комбинированное исследование (СЭМ+СЗМ) исходной поверхности сплавов. В этой части работы было проведено дальнейшее изучение термообработанных сплавов. Исследования проводились совместно методами СЭМ и СЗМ. Ранее при использовании этих методов исследовались различные участки поверхности, вследствие чего возникал вопрос об однозначной идентификации фазовых составляющих сплава. Для решения этого вопроса на данном этапе был применён новый метод выбора поверхности для исследований. Задача состояла в том, чтобы СЭМ и СЗМ методами изучать одну и ту же область поверхности. Для этого на поверхность наносились метки в виде двух пересекающихся линий. После этого исследуемую область легко было идентифицировать и тем, и другим методом. Область, первоначально исследованная на СЭМ, исследовалась затем на СЗМ, т.к. при перемещении образца «не терялась» информация о расположении исследуемой области.

Данный подход был применен к исследованию всех 13 сплавов. На рисунках 4.34 – 4.38, в качестве примера, даны результаты изучения поверхности сплава 2.6. После нанесения метки-репера на поверхность образца и выбора определённой области были проведены электронно-микроскопические исследования. Результаты представлены ниже - рисунок 4.34 – СЭМ-изображение поверхности (выделенная область) исследовалась в дальнейшем методом СЗМ. Стрелками показаны зоны проведения микроанализа, таблица 4.10 - элементный анализ и рисунок 4.35 – картирование.

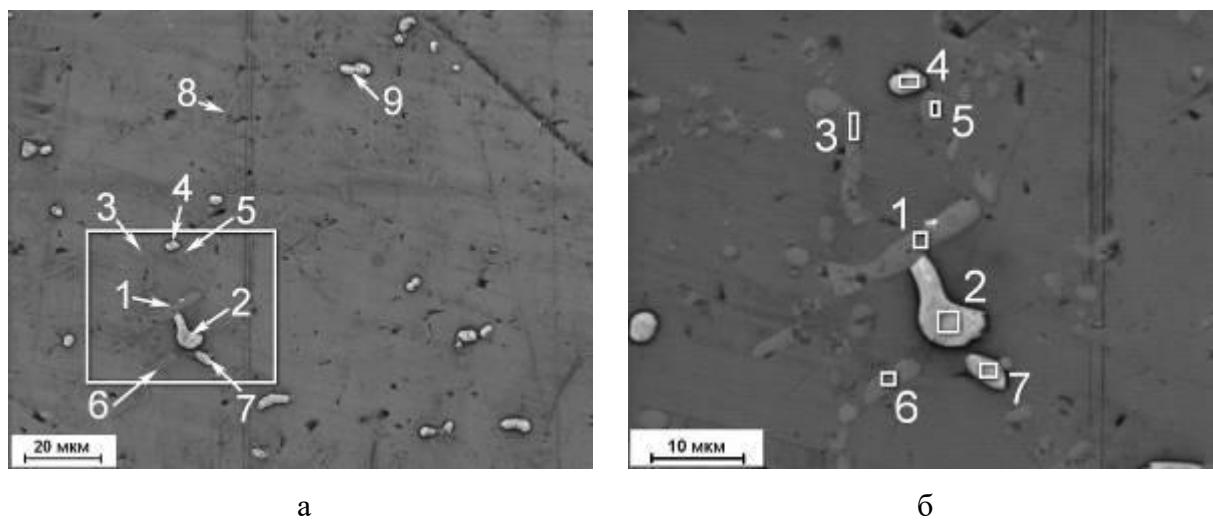


Рисунок 4.34 - Электронно-микроскопическое изображение поверхности сплава №6:
а – общий вид, б – выделенный квадратом участок поверхности

Таблица 4.10 - Химический состав выделенных на рисунке 4.34 областей сплава 2.6

№ участка	Содержание элементов % масс			
	O	Al	Si	Cu
1	-	16,74	83,26	-
2	5,81	40,69		53,50
3	-	19,14	80,86	-
4	2,91	52,33	-	44,75
5	-	34,94	63,71	1,35
6	-	21,54	78,46	-
7	3,25	46,77	-	49,98
8	-	14,16	85,84	-
9	2,34	43,97	1,85	51,84

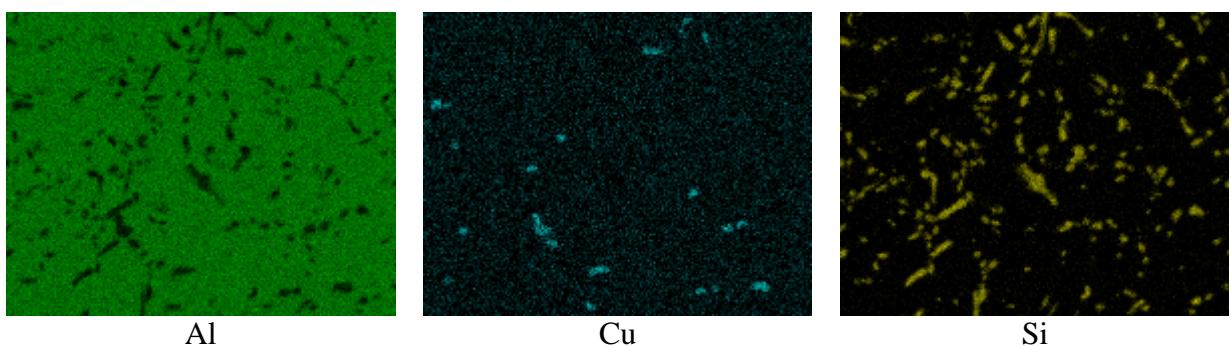


Рисунок 4.35 - Распределение химических элементов по поверхности (картирование) поверхности сплава 2.6

Далее были проведены СЗМ – исследования той же области поверхности образца. На рисунке 4.36 представлено изображение с видеокамеры СЗМ. По этому изображению можно точно выбрать место исследований – на поверхности чётко видны перекрещивающиеся линии. Область, ранее исследованная методом СЭМ, выделена квадратом.

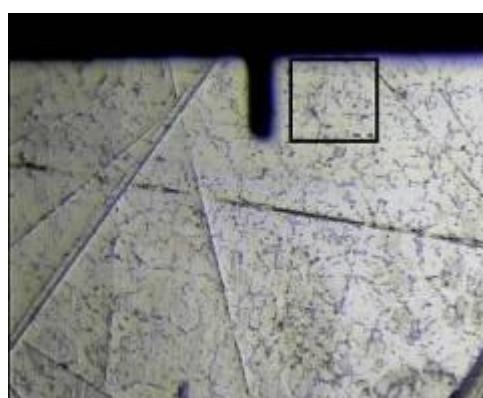


Рисунок 4.36 - Изображение, полученное с видеокамеры СЗМ (размер выделенной области 100x100 мкм)

Полученное на данном участке СЗМ изображение приведено на рисунке 4.37, а на рисунке 4.38 дано изображение выделенного фрагмента с измеренными параметрами профиля секущих.

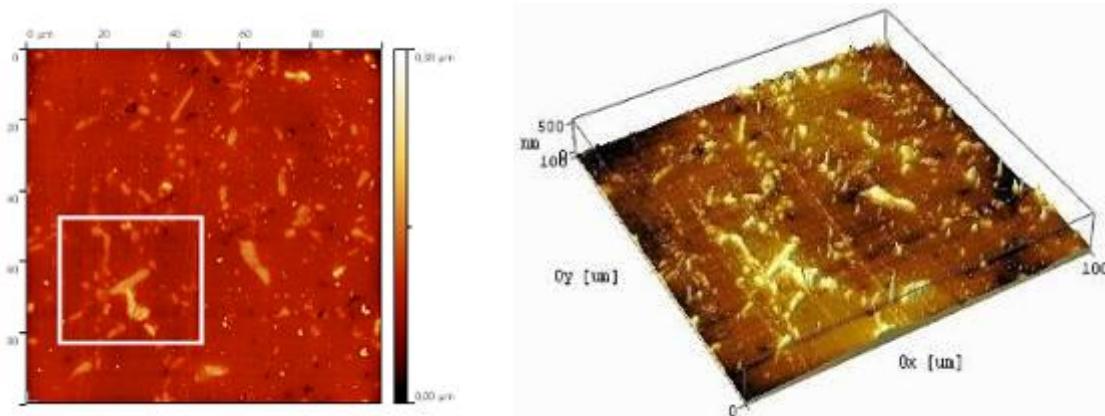


Рисунок 4.37 - СЗМ: морфология поверхности сплава 2.6 с выделенным исследуемым участком (справа 3D изображение)

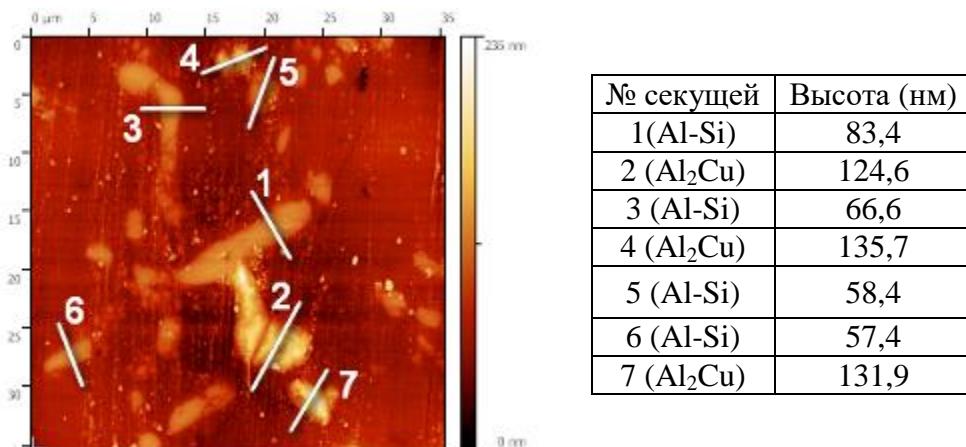


Рисунок 4.38 - СЗМ: морфология поверхности выделенного участка сплава 2.6 с проведенными секущими (справа приведены параметры профилей секущих)

Предложенный подход позволил чётко и однозначно определять элементный состав участков поверхности и сравнивать его с топографией. Так, практически неразличимые на электронно-микроскопической картине элементы (например, Si на фоне Al –матрицы – рисунок 4.34) очень хорошо видны на изображениях, полученных с использованием зондового микроскопа (рисунки 4.37 и 4.38). Рентгеноспектральный анализ позволил определить элементный состав поверхности в % по массе (таблица 4.10), а применение метода картирования дало возможность качественно оценить распределение каждого элемента на поверхности (рисунок 4.35).

Выводы по главе

1. На основании проведенного химического анализа установлено, что основой всех экспериментальных сплавов является алюминиевая матрица. По границам зерен происходит выделение мягкой фазы, а также включений Θ - фазы (соединения Al_2Cu). Наличие кремния в структуре алюминиевого сплава приводит к образованию эвтектики. Это особенно заметно у сплавов с максимальным содержанием кремния 10%.
2. Методом микрорентгеноспектрального анализа изучено распределение элементов в структуре экспериментальных сплавов. Показано, что олово, свинец и висмут практически не растворимы в алюминиевом твердом растворе, а также в фазах (Si) и Al_2Cu . Легкоплавкие включения располагаются по границам дендритных ячеек (Al). С другой стороны, эти легкоплавкие элементы образуют между собой многофазные конгломераты согласно диаграмме состояния Sn-Bi-Pb.
3. Установлено, что отжиг при $500^{\circ}C$ с последующей закалкой существенно меняет структуру всех сплавов. Мягкая фаза приобретает глобулярную форму, поскольку в процессе нагрева происходит локальное оплавление, что значительно ускоряет диффузионные процессы, способствующие сфероидизации избыточных фаз. В экспериментальных сплавах количество включений фазы Al_2Cu существенно меньше, чем в литом состоянии, что связано с их значительным растворением в (Al) при отжиге. Кремниевая фаза становится более глобулярной, а ее количество меняется незначительно по сравнению с литым состоянием.
4. Показано, что в сплавах, содержащих несколько легкоплавких металлов, мягкая фаза не является однородной - она состоит из отдельных фаз, обогащенных оловом, свинцом и висмутом.

ГЛАВА V. ЛИТЕЙНЫЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ЛЕГКОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ

5.1 Твердость

5.1.1 Твёрдость образцов I группы

Микротвердость сплавов I группы (образцы 1.1-1.8) измерялась по Викерсу на микротвердомере Shimadzu HMV – 2000 (Япония). В таблице 5.1 приведены полученные данные по микротвёрдости этих образцов в исходном (литом) и термообработанном (отжиг $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 6 часов, охлаждение с печью) состояниях. Относительная ошибка её определения при 3-х кратной повторности не превысила 2,5%. Обращает на себя внимание тот факт, что если микротвёрдость основы (Al-Sn-Pb) после отжига практически не изменилась (уменьшилась примерно на 10%), то при легировании сплава медью и кремнием микротвёрдость снизилась на 20-35%.

Таблица 5.1 - Микротвёрдость образцов в исходном (литом) и термообработанном (отжиг $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$) состояниях

№ образца	Микротвердость, HV ($\text{кг}/\text{мм}^2$)	
	Литые образцы	Термообработанные образцы
1.1(Al6Sn2Pb)	21	19
1.2 (Al4Cu6Sn2Pb)	52	40
1.3 (Al2Si6Sn2Pb)	37	24
1.4 (Al2Si4Cu6Sn2Pb)	55	43
1.5 (Al5Si6Sn2Pb)	44	35
1.6 (Al5Si4Cu6Sn2Pb)	66	50
1.7 (Al10Si6Sn2Pb)	57	41
1.8 (Al10Si4Cu6Sn2Pb)	74	59

5.1.2 Твёрдость образцов II группы

Измерение твердости по Бринеллю экспериментальных сплавов II группы при различных режимах термообработки приведены в таблице 5.2. Термообработка проводилась по режиму: температура $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка в течение 6 часов, с последующей закалкой в воде; старение производилось по режиму: $175\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 6 часов.

Таблица 5.2 – Значения твердости (по Бринеллю) экспериментальных сплавов при различных состояниях

Маркировка	Твердость, НВ(кгс/мм ²)			
	Литое	Закаленное (T4)	Состаренное (T6)	Δ НВ T4-T6
2.1 (Al6Sn)	22 ± 0,5	21,6 ± 0,5	21,1 ± 1,1	0,5
2.2 (Al6Sn5Si4Cu)	71,7 ± 2	70,3 ± 2	128,0 ± 0,5	57,7
2.3 (Al6Sn5Si4Cu2Pb)	70,3 ± 0,5	78,4 ± 1,5	132,3 ± 1,5	53,9
2.4 (Al6Sn5Si4Cu2Bi)	67,1 ± 1,0	76,5 ± 1,5	134,6 ± 2,5	58,1
2.5 (Al6Sn5Si4Cu2Pb2Bi)	63,2 ± 1,3	76,6 ± 1,2	123,0 ± 1,0	46,4
2.6 (Al5Si4Cu)	77 ± 3	81,9 ± 2	108,0 ± 3,4	26,1
2.7 (Al5Si4Cu2Pb)	77,7 ± 0,4	88,4 ± 1	110,0 ± 0,5	21,6
2.8 (Al5Si4Cu2Bi)	74,1 ± 2,3	85,0 ± 1	119,0 ± 2	34,0
2.9 (Al5Si4Cu2Pb2Bi)	71,5 ± 1,6	85,8 ± 0,6	116,0 ± 2	30,2
2.10 (Al20Sn)	22,1 ± 0,7	21,8 ± 0,3	22,2 ± 0,8	0,4
2.11 (Al20Sn5Si)	41,2 ± 1,1	36,6 ± 0,1	37,6 ± 1	1,0
2.12 (Al20Sn4Cu)	57,6 ± 1,0	53,7 ± 2	99,6 ± 3	45,9
2.13 (Al20Sn10Si)	55 ± 0,5	40,8 ± 0,5	47,0 ± 0,3	6,2

Из полученных результатов механических свойств, следует отметить, что медь и кремний существенно повышают твердость сплавов. В частности, твердость, достигаемая в сплаве 2.1 (Al6Sn) составляет 22 НВ в литом состоянии, а в сплаве № 2 (Al6Sn5Si4Cu) это значение равно 72 НВ. После закалки значение твердости практически не изменяется, однако после старения твердость возрастает на 80%. Для сравнения, твердость марочного алюминиевого антифрикционного сплава типа АО20-1 составляет около 30 НВ в литом состоянии. С дальнейшим добавлением свинца твердость в сплаве 2.3 (Al6Sn5Si4Cu2Pb) становится чуть меньше (по сравнению со сплавом 2.2), и равна 70 НВ. После закалки значение твердости возрастает на 9 НВ, по сравнению с литым состоянием и равно 79 НВ и после старения так же возрастает по сравнению со сплавом 2.2.

По результатам проведенных механических испытаний стоит отметить сплав 2.7 (Al5%Si4Cu2Pb), который имеет наивысшие значения твердости как в литом, так и в закаленном состояниях, которые равны 78 и 88,5 НВ, соответственно. Однако после старения происходит снижение твердости до 110 НВ по сравнению со сплавами №2.2, 2.3, 2.4, 2.5. Наиболее значительный рост твердости (до 130 НВ) наблюдается у сплавов, содержащих 4%Cu, после старения.

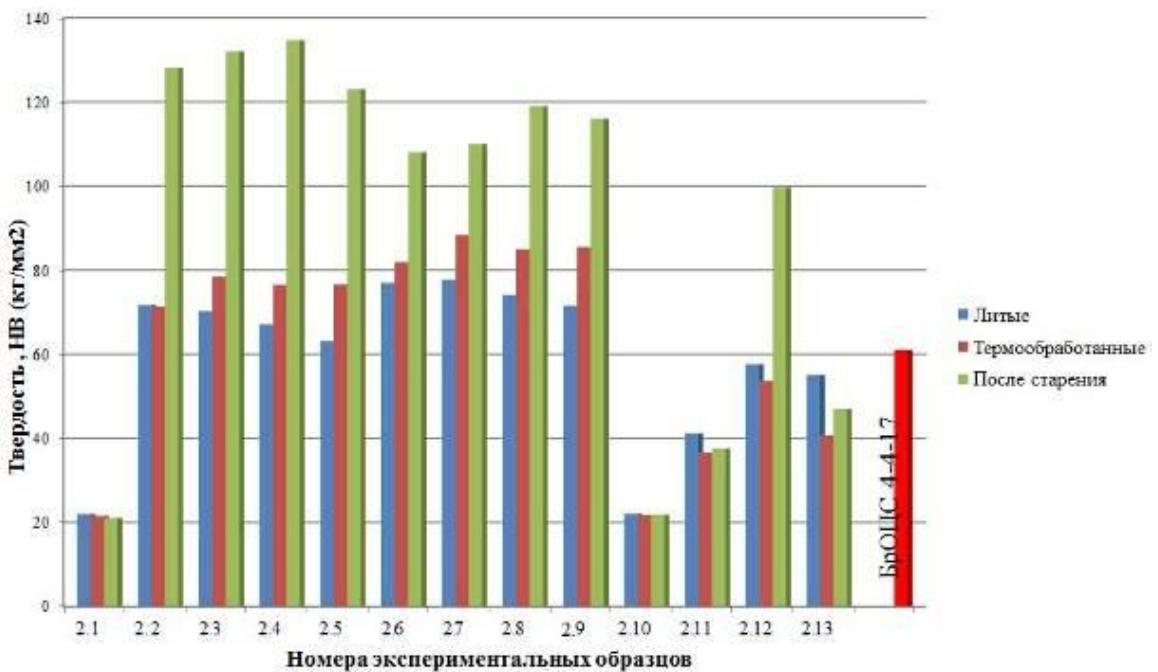


Рисунок 5.1 – Влияние термообработки на твердость экспериментальных сплавов (номера соответствуют сплавам указанным в таблице 5.2)

По результатам предварительных измерений была установлена зависимость твёрдости исследуемых сплавов от их состава и термообработки. В частности, было показано, что твёрдость термообработанных сплавов ($T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$), не содержащих медь (№№2.1, 2.10, 2.11, 2.13), практически не отличается от литых (рисунок 5.1)

Твёрдость же медсодержащих сплавов (№ 2.2-2.9, 2.12) даже в исходном, литом состоянии существенно (почти вдвое) превышает таковую для сплавов без меди, а после упрочняющего отжига ($T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$) и последующего старения ($T=175\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t=6$ часов) их твёрдость дополнительно возрастает на 40...80% до HB 100...135. Это согласуется с известными данными о том, что добавка меди или кремния в пределах до 12% почти линейно увеличивает твёрдость сплава, которая практически не зависит от температуры испытания твёрдости вплоть до $T=100\ldots125\text{ }^{\circ}\text{C}$ [104].

Однако стоит отметить, что свинец и висмут (сплавы 2.7 (Al5Si4Cu2Pb) и 2.8 (Al5Si4Cu2Bi), соответственно) мало влияют на эффект дисперсионного упрочнения (за счет закалки и старения) сплава Al–5% Si–4% Cu (сплав 2.6 (Al5Si4Cu)), у которого данный эффект составляет $\Delta \text{ HB}_{t_4-t_6} = 26,1$. Олово (сплав 2.2 (Al6Sn5Si4Cu)) значительно повышает данный эффект (примерно в 2 раза), $\Delta \text{ HB}_{t_4-t_6} = 57,7$. Такое различие, вероятно, связано с различной растворимостью легкоплавких металлов в алюминиевом твердом растворе (у свинца и висмута она ничтожно мала, а у олова она составляет сотые доли масс.-%).

5.2 Склерометрия алюминиевых сплавов

5.2.1 Склерометрия образцов I группы

Склерометрирование проводилось на скретч-тестере REVETEST фирмы CSM (Швейцария) с переменной глубиной царапания.

В процессе эксперимента регистрировалась зависимость коэффициента трения по длине царапания (см. рисунок 5.2).

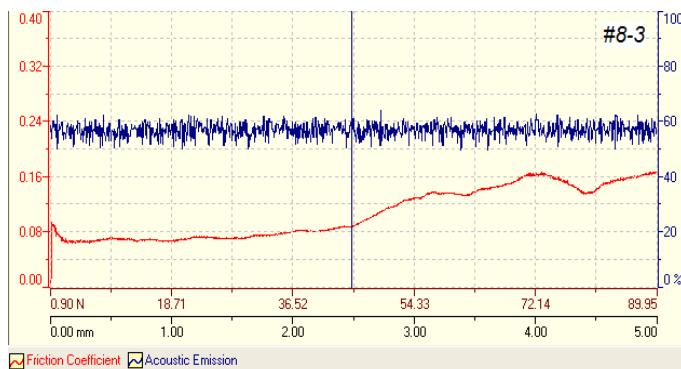


Рисунок 5.2 - Склерограмма исследуемого сплава

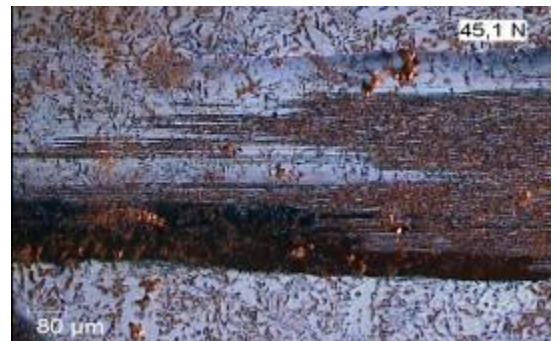


Рисунок 5.3 - Царапины (микрорезание) при скольжении сферического индентора по поверхности исследуемого Al сплава №8 ($R=3$ мм, $N=45,1$ Н, $V=5$ мм/мин)

Из графика видно, что на начальной стадии образования задира (микрорезания) коэффициент трения начинает заметно расти при достижении определенной нагрузки. Для этого момента производилось фотографирование поверхности канавки со следами царапания (фотография канавки представлена на рисунке 5.3; ширина царапины в определялась с учётом масштаба) и отсчёт величины нормальной критической нагрузки (N_{kp}), действующей в этот момент. Критическая нагрузка затем пересчитывалась в критическое контактное давление микрорезания (σ_{kp}), которое служило основным оценочным параметром, по значениям которого были выбраны два сплава с наилучшими показателями, близкими к бронзе.

Напряжение, соответствующее началу процесса микрорезания (σ_{kp}) определялось по формуле (5.1):

$$\sigma_{\text{мкр}} = \frac{N_{\text{кр}}}{A_p} = \frac{4N_{\text{кр}}}{\pi b^2} \quad (5.1)$$

где $N_{\text{кр}}$ – критическая нагрузка, кг,

A_p – площадь проекции сферического отпечатка, диаметр которого равен ширине царапины $b_{\text{кр}}$.

Глубина царапины в этом сечении определялась из геометрических соотношений по формуле (5.2):

$$h = R_{\text{ш}} - \sqrt{R_{\text{ш}}^2 - b^2 / 4} \quad (5.2)$$

где $R_{\text{ш}}$ – радиус индентора. ($R_{\text{ш}}=3$ мм).

Результаты склерометрии представлены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 - Результаты склерометрии (I группа образцов)

Образец	HV _{отж} , кг/мм ²	Крит-ая нагрузка, N, кг	Конт-е напр-е микрорезания, $\sigma_{\text{мкр}}, \text{кг/мм}^2$	Коэффи-т трения	Царапина	
					Ширина b, мкм	Глубина h, мкм
1.1	19	4,76	7,5	0,07	900	34
1.2	40	4,7	14,2	0,05	650	18
1.3	24	6,6	10,4	0,04	895	34
1.4	43	6,17	17,0	0,05	680	19
1.5	35	3,38	12,8	0,07	580	14
1.6	50	7,2	21,0	0,05	660	18
1.7	41	4,0	13,3	0,07	425	8
1.8	57	4,5	19,0	0,09	550	13
БрОЦС 4-4-17 (d=6 мм)	59	7,1	24,2	0,11	640	17

Примечание. Испытания были выполнены в Лаборатории функциональных поверхностей НИТУ МИСиС.

Анализ данных таблицы показывает, что наиболее вероятными кандидатами на замену свинцовистой бронзы БрОЦС 4-4-17 являются алюминиевые сплавы 1.6 и 1.8, поскольку по контактному напряжению микрорезания ($\sigma_{\text{мкр}}$) они отличаются от неё не более чем на 20%, в то время как остальные опытные сплавы – примерно на 30–60%.

Наглядное представление об этом даёт корреляционная зависимость между микротвёрдостью HV и напряжением микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$ (см. рисунок 5.4). Из графика следует, что сплавы 1.6 и 1.8, практически сопоставимы с бронзой БрОЦС 4-4-17 по микротвёрдости, но несколько уступают ей по напряжению микрорезания [161].



Рисунок 5.4 - Корреляция между микротвёрдостью и контактным напряжением микрорезания (№1.1-1.8 - номера исследуемых образцов)

Необходимо отметить, что критерий σ_{mkr} является удобным средством оценки степени эффективности упрочнения сплава в зависимости от наличия и процентного содержания каждого из его легирующих элементов.

Так, в таблице 5.4 представлены экспериментальные данные по σ_{mkr} и HV для исследуемой группы алюминиевых сплавов с общей основой (Al+6%Sn+2%Pb) и с одинаковой добавкой меди (4%) в сочетании с вариацией добавки кремния в пределах 2-10%.

Как следует из таблицы 5.4, контактные напряжения микрорезания σ_{mkr} пропорционально зависят от конкретного содержания Cu или Si лишь до определённого уровня, превышение которого уже не даёт эффекта. Это можно установить по соотношению $\sigma'_{mkr}/\sigma_{mkr}$ конкретных значений критерия σ_{mkr} , соответствующего конкретному содержанию легирующих элементов (например, при 2% Si и 4% Cu $\sigma'_{mkr} = 17,0$ кг/мм² (см. 4-ю строку) к аналогичным данным (см. 3-ю строку), где при наличии только 2% Si и полном отсутствии Cu $\sigma_{mkr} = 10,4$ кг/мм². Следовательно, добавка меди (4%) в сплав уже содержащий 2% Si, увеличивает его задиростойкость в $k = \frac{17,0}{10,4} = 1,63$ раза.

Таблица 5.4 - Оценка влияния легирующих элементов на механические свойства алюминиевых сплавов

№ сплава	Основа алюм-х сплавов	Доп. легирующие элементы	Механические свойства			Примечание	
			Напряж-е микрорезания, $\sigma_{\text{мкр}}$, кг/мм ²	Микротв., HV, кг/мм ²	$\frac{\sigma'_{\text{мкр}}}{\sigma_{\text{мкр}}}$		
1.1	$\text{Al} + (4,5-6,1)\%\text{Sn} + (1,1-2,0)\%\text{Pb}$	—	7,5	19	1,9	При всех прочих равных условиях, добавка меди (4%) повышает твёрдость и $\sigma_{\text{мкр}}$ сплава (в данном случае практически вдвое) $14,2/7,5=1,9$.	
1.2		—	4,2%Cu	14,2			
1.3		1,8%Si	—	10,4	1,63		
1.4		1,8%Si	4,2%Cu	17,0			
1.5		4,5%Si	—	12,8	1,64	Добавка 5% кремния эффективнее 2% ($12,8/10,4=1,23$), а добавка меди при этом уже оказывается малоэффективной ($21,0/17,0=1,23$)	
1.6		4,6%Si	4,3%Cu	21,0			
1.7		9,5%Si	—	13,3	1,36	Дальнейшее наращивание кремния в 2 раза (до 10%) увеличивает $\sigma_{\text{мкр}}$ лишь на 4% ($13,3/12,8=1,04$), а в сочетании с медью эффективность начинает снижаться ($19,0/21,0=0,9$).	
1.8		9,8%Si	4,5%Cu	19,0			
	Бронза БрО4Ц4С17		24,2	59			

5.2.2 Склерометрия образцов II группы

При проведении склерометрических исследований со II группой образцов экспериментальных алюминиевых сплавов было принято во внимание то обстоятельство, что, как отмечалось многими исследователями [171, 172, 173], характер и размеры царапины зависят не только от свойств материала, но и от условий царапания, в частности, типа индентора и глубины его погружения. Отмечалось также, что для

склонных к упрочнению материалов в зависимости от этих условий наблюдаются царапины разного типа: а) выдавленные, образующиеся при пластическом деформировании материала без отделения частиц, и б) вырезанные, образующиеся при отделении стружки в процессе резания.

При этом, в случае выдавленной царапины один и тот же материал может получить разную степень упрочнения и наклёпа, а в случае вырезанной царапины материал получает наибольшую степень упрочнения.

Эксперименты О'Нейля [174] по исследованию микротвёрдости алюминия царапанием полусферическим индентором ($d=1,0$ мм) также подтвердили наличие наклёпа. Как было показано в дальнейшем [175], столь противоречивые результаты обусловлены сложной природой самого процесса царапания. Дело в том, что царапание малопластичных материалов острым наконечником (конус $90\text{--}120^\circ$, пирамида) сопровождается местным разрушением материала с образованием стружки и приближается к процессу диспергирования и резания. В этом случае ширина царапины оказывается приблизительно пропорциональной нагрузке, а поскольку деформируемый объём удаляется, то и предварительный наклёт материала мало влияет на ширину царапины. Он также показал, что ширина макроцарапины, сделанной коническим наконечником ($\varphi=90^\circ$), в большей степени коррелирует с истинным сопротивлением разрыву (S_k), а не с прочностью (σ_b). В связи с этим при склерометрировании материалов сферическим индентором авторами [172, 173] было рекомендовано принимать в расчёт не только нормальные, но и сдвиговые напряжения, которые более чувствительны к наклёпу.

В соответствии с изложенным склерометрическое исследование испытуемых образцов второй экспериментальной партии алюминиевых сплавов проводилось по ранее изложенной методике, но с регистрацией также и сдвигового усилия на трибометре UMT-3, который обладает возможностью регистрации как нормальных, так и сдвиговых усилий и при этом обеспечивает плавное внедрение сферического индентора при его перемещении относительно исследуемого образца.

На рисунке 5.5 представлен вид в плане участка царапины с визуально определяемой границей (сечение A–A) обнажения ювенильной поверхности сплава и характерное для этого момента скачкообразное изменение сдвигового усилия (F_x).

Сдвиговое напряжение τ , как критерий перехода упруго-пластического оттеснения к микрорезанию, определялось из отношения сдвигового усилия к площади проекции пятна контакта в сечении A–A.

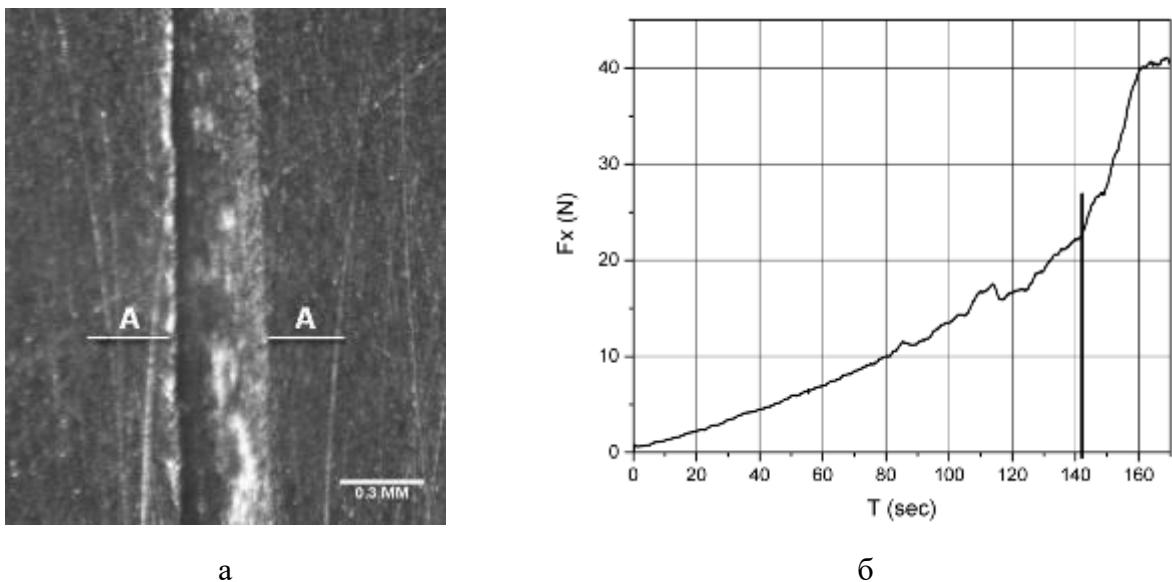


Рисунок 5.5 - Переход упруго-пластического контакта в микрорезание. а) граница переходной зоны, б) скачкообразное изменение сдвигового усилия (F_x)

Условное напряжение царапания, считается как отношение тангенциальной силы царапания к площади поперечного сечения царапины, при определенных условиях царапания возрастает с увеличением предварительного наклена материала, по формуле (5.3):

$$\tau = \frac{F_T}{S_{non}} \quad (5.3)$$

В таблице 5.5 приведены результаты склерометрирования экспериментальных антифрикционных алюминиевых сплавов второй партии.

Анализ данных по склерометрированию образцов обеих партий свидетельствует о том, что у всех сплавов контактное напряжение микрорезания (σ_{mkr}) коррелирует с твёрдостью (см. рисунок 5.6). По сдвиговому сопротивлению (τ) такой корреляции нет. В то же время оно непосредственно влияет на прирабатываемость, одно из важнейших условий антифрикционности.

Таблица 5.5 - Результаты склерометрирования экспериментальных антифрикционных алюминиевых сплавов (II группа)

№	Сплавы	HB, кг/мм ²	N, кг	F _{тр} кг	f	Царепина		$\sigma_{мкр}$, кг/мм ²	τ кг/мм ²	τ/σ	h/r
						h мм	b мм				
1	Al6Sn	21,1	6,2	2,2	0,36	0,024	0,66	17,9	5,3	0,294	0,012
2	Al6Sn5Si4Cu (d=1,5 мм)	128	4,78	0,9	0,19	0,007	0,23	120	21,1	0,176	0,0088
3	Al6Sn5Si4Cu2Pb	132	12,6	2	0,16	0,006	0,36	127	19,7	0,155	0,0029
4	Al6Sn4Cu2Bi	135	12,5	2,1	0,17	0,006	0,35	130	21,1	0,16	0,0029
5	Al6Sn5Si4Cu2Pb2Bi	123	15,2	2,4	0,16	0,009	0,4	118,6	15,1	0,128	0,0045
6	Al5Si4Cu	108	8,15	1,4	0,17	0,008	0,37	74,2	9,1	0,123	0,0042
7	Al5Si4Cu2Pb	110	10,2	1,7	0,17	0,008	0,4	80,6	11,4	0,141	0,0042
8	Al5Si4Cu2Bi	123	12,3	1,7	0,14	0,006	0,36	119	17,6	0,143	0,0028
9	Al5Si4Cu2Pb2Bi	116	12	1,6	0,13	0,008	0,42	88,8	11,4	0,128	0,004
10	Al20Sn	21,9	1,8	0,5	0,28	0,006	0,34	20	4,5	0,22	0,0032
11	Al20Sn5Si	37,6	6,53	1,2	0,18	0,015	0,5	33	4,6	0,14	0,0074
12	Al20Sn4Cu	99,7	4,37	0,5	0,11	0,003	0,25	90,5	11,1	0,123	0,0013
13	Al20Sn10Si	47	2,7	0,7	0,25	0,004	0,27	46,5	8,9	0,191	0,0022

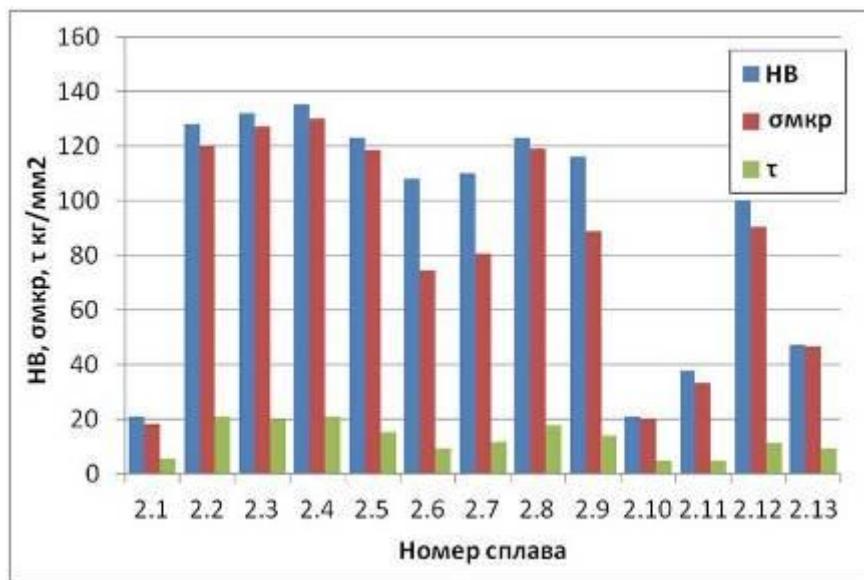


Рисунок 5.6 - Соотношения между твёрдостью HB, напряжением микрорезания $\sigma_{мкр}$ и сдвиговым сопротивлением τ исследуемых сплавов

С учётом вышеизложенных соображений для дальнейших триботехнических испытаний были отобраны образцы с минимальным соотношением τ/σ , которые при всех прочих равных условиях даже при полном отсутствии смазки с наибольшей вероятностью обеспечат низкий коэффициент трения в трибосопряжении и тем самым предотвратят его задир.

Учитывая, что для подшипниковых сплавов особое значение имеет твёрдость и трещиностойкость при повышенных температурах, а режим трения образцов без смазки сопровождается достаточно быстрым нагревом испытуемой пары, что приводит к наволакиванию пластичного алюминиевого сплава на контробразец, сплавы 2.1, 2.10, 2.11, 2.13, не содержащие медь, не подвергались износным испытаниям ввиду их низкой нагрузочной способности при повышенных температурах.

5.3 Исследование триботехнических характеристик

5.3.1 Изучение антифрикционных алюминиевых сплавов I группы Al-Si-Cu-Sn-Pb

Из опытных образцов I группы по данным склерометрии для проведения триботехнических испытаний были отобраны образцы 1.6 и 1.8, полученные данные которых сравнивались с результатами для эталонного сплава БрО4Ц4С17.

После проверки экспериментальных данных на наличие промахов и отсев резко выделяющихся точек, была произведена их обработка методом наименьших квадратов, которая позволила определить искомую зависимость интенсивности изнашивания сплавов от давления $I=f(P)$ в аналитическом и геометрическом виде (см. рисунок 5.7).

$$\text{Бронза БрО4Ц4С17} - \quad I = 3,0 \cdot 10^{-7} P^{1,2}$$

$$\text{Алюминиевый сплав 1.6} - \quad I = 3,1 \cdot 10^{-7} P^{1,6}$$

$$\text{Алюминиевый сплав 1.8} - \quad I = 1,8 \cdot 10^{-7} P^{1,9}$$

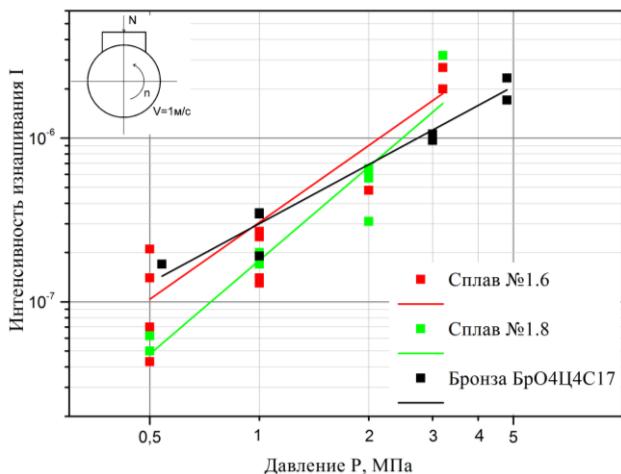


Рисунок 5.7 - Зависимость интенсивности изнашивания от давления исследованных сплавов 1.6 и 1.8.

На рисунке 5.7 представлена зависимость $I = f(P)$ дана для алюминиевых сплавов № 1.6 и № 1.8. Из графика видно, что экспериментальные сплавы близки по своим показателям к эталонному сплаву (бронза БРОЦС 4-4-17) при $P \leq 3 \text{ МПа}$.

Большой разброс экспериментальных данных в интервале $P=0,5 \dots 1,0 \text{ МПа}$ можно объяснить сравнительно малым контактным давлением для такого рода испытаний.

При этом расчётная оценка среднеквадратичных ошибок для каждого из экспериментов позволила определить относительную среднеквадратичную погрешность, которая не превысила $\varepsilon=0,55$, что вполне допустимо в испытаниях на износ.

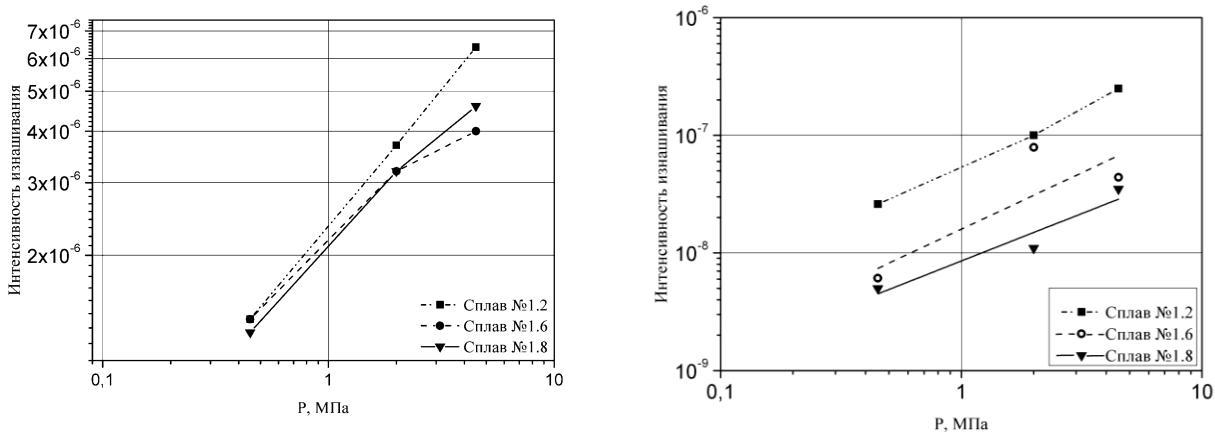


Рисунок 5.8 - Зависимость интенсивности изнашивания опытных алюминиевых сплавов от давления при нормальных условиях. а) без смазки, б) смазка дизельным маслом 5w-40

Кроме того был проведён эксперимент по оценке влияния смазки (см. рисунок 5.8) на износостойкость. Результаты испытаний в режиме граничной смазки представлены на

рисунке 5.8,б из которого видно, что наличие смазки приводит к существенному уменьшению интенсивности изнашивания исследованных сплавов практически на порядок.

5.3.2 Изучение антифрикционных алюминиевых сплавов II группы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi

Результаты испытаний образцов экспериментальных сплавов II группы, выбранных по данным склерометрии, на трибометре Т-05 представлены сводной таблицей 5.6, а также графической зависимостью интенсивности изнашивания от номинального давления (рисунок 5.9).

Анализ показывает, что в условиях трения без смазки нагрузочная способность всех сплавов этой партии практически одинакова в интервале небольших давлений $p=0,2\ldots0,5$ МПа, где они примерно на полпорядка лучше эталонной бронзы БрОЦС 4-4-17. При этом контактная температура в зоне трения не превышает $T\leq100$ °C.

В интервале давлений $P\geq0,5$ МПа интенсивность их изнашивания, так же как и температура в зоне трения существенно возрастает, в то время как бронза сохраняет свою функциональную способность.

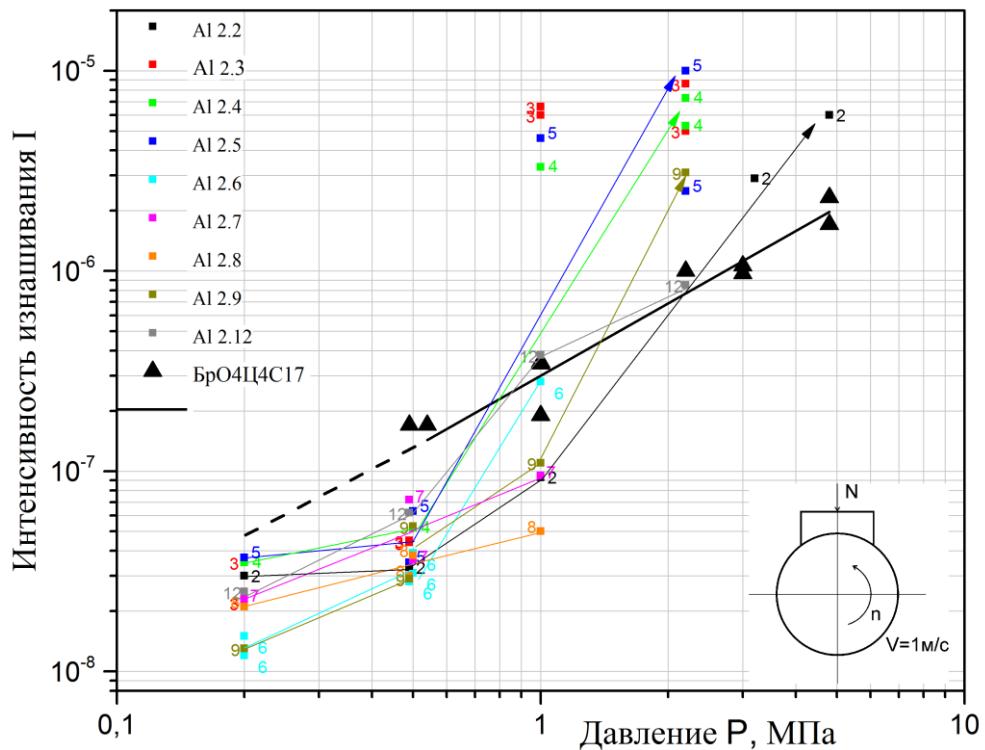


Рисунок 5.9 - Зависимость интенсивности изнашивания опытных сплавов от давления

Таблица 5.6 - Результаты испытаний на машине трения Т-05 алюминиевых сплавов второй опытной партии

Сплав	Давление, МПа	Интенсивность изнашивания	Коэффициент трения	Температура, °C
2.2	0,2	$3,0 \cdot 10^{-8}$	0,3	75
	0,49	$3,3 \cdot 10^{-8}$	0,12	85
	1	$9,3 \cdot 10^{-8}$	--	140
	3,2	$2,9 \cdot 10^{-6}$	0,2	185
	4,8	$6,0 \cdot 10^{-6}$	0,42	165
2.3	0,2	$3,5 \cdot 10^{-8}$	0,3	80
	0,49	$1,4 \cdot 10^{-6}$	0,28	88
	0,49	$4,5 \cdot 10^{-8}$	0,36	120
	1	$6,6 \cdot 10^{-6}$	0,38	--
	1	$6,0 \cdot 10^{-6}$	0,42	120
	2,2	$8,6 \cdot 10^{-6}$	0,22	--
2.4	0,2	$3,5 \cdot 10^{-8}$	0,25	80
	0,49	$1,5 \cdot 10^{-6}$	0,32	90
	0,5	$5,2 \cdot 10^{-8}$	0,36	108
	1	$3,3 \cdot 10^{-6}$	0,38	140
	2,2	$7,3 \cdot 10^{-6}$	0,34	85
	2,2	$5,3 \cdot 10^{-6}$	0,58	300
2.5	0,2	$3,7 \cdot 10^{-8}$	0,3	--
	0,49	$3,5 \cdot 10^{-8}$	0,32	85
	0,5	$6,3 \cdot 10^{-8}$	0,4	--
	1	$4,6 \cdot 10^{-6}$	0,34	140
	2,2	$1,0 \cdot 10^{-5}$	0,28	--
	2,2	$2,5 \cdot 10^{-6}$	0,4	210
2.6	0,2	$1,2 \cdot 10^{-8}$	0,25	100
	0,49	$2,8 \cdot 10^{-8}$	0,26	100
	0,5	$3,9 \cdot 10^{-8}$	--	135
	1	$2,8 \cdot 10^{-7}$	0,27	--
2.7	0,2	$2,3 \cdot 10^{-8}$	0,55	90
	0,49	$7,2 \cdot 10^{-8}$	0,4	100
	0,5	$3,6 \cdot 10^{-8}$	0,44	120
	1	$9,5 \cdot 10^{-8}$	0,51	200
2.8	0,2	$2,1 \cdot 10^{-8}$	0,3	85
	0,49	$3,0 \cdot 10^{-8}$	0,36	80
	0,5	$3,8 \cdot 10^{-8}$	0,3	125
	1	$5,0 \cdot 10^{-8}$	0,37	200
2.9	0,2	$1,3 \cdot 10^{-8}$	0,3	90
	0,49	$2,9 \cdot 10^{-8}$	0,24	120
	0,5	$5,3 \cdot 10^{-8}$	0,3	130
	1	$1,1 \cdot 10^{-7}$	0,35	120
	2,2	$3,1 \cdot 10^{-6}$	0,85	240
2.12	0,2	$2,5 \cdot 10^{-8}$	0,175	60
	0,49	$6,2 \cdot 10^{-8}$	0,32	95
	1	$3,8 \cdot 10^{-7}$	0,29	125
	2,2	$8,5 \cdot 10^{-7}$	0,25	200
Бронза 4-4-17	0,49	$1,7 \cdot 10^{-7}$	0,28	80
	2,2	$1,0 \cdot 10^{-6}$	0,14	95

По результатам высокотемпературного эксперимента ($T=100-125^{\circ}\text{C}$), выполненного по торцевой схеме на трибометре UMT-2 установлено, что в условиях сухого трения лучшими антифрикционными свойствами обладает бронза БрО4Ц4С17, у которой коэффициент трения по закалённой стали ШХ15(HRc 60...62) не превышал $f \leq 0,17$ (см. рисунок 5.10,а), в то время как для испытуемых экспериментальных алюминиевых сплавов он находился в пределах $f=0,25\ldots 0,38$. С изменением твёрдости с НВ 55 до НВ 100 он уменьшился с $f=0,4$ до $f=0,28$.

Характерно, что для некоторых сплавов прослеживается связь коэффициента трения с изменением твёрдости после упрочняющего отжига. В частности, у сплава 2.12 увеличение твёрдости почти на 80% по сравнению с термообработанными ($T=400^{\circ}\text{C}$) привело к уменьшению коэффициента трения примерно на 15% (с 0,38 до 0,33). Аналогичная картина и по другим сплавам (2.3, 2.9, 2.15), кроме сплава 2.6, где твёрдость практически не изменилась.

Что касается интенсивности изнашивания, то однозначной связи её с режимом термообработки не обнаружено (см. рисунок 5.10,б)

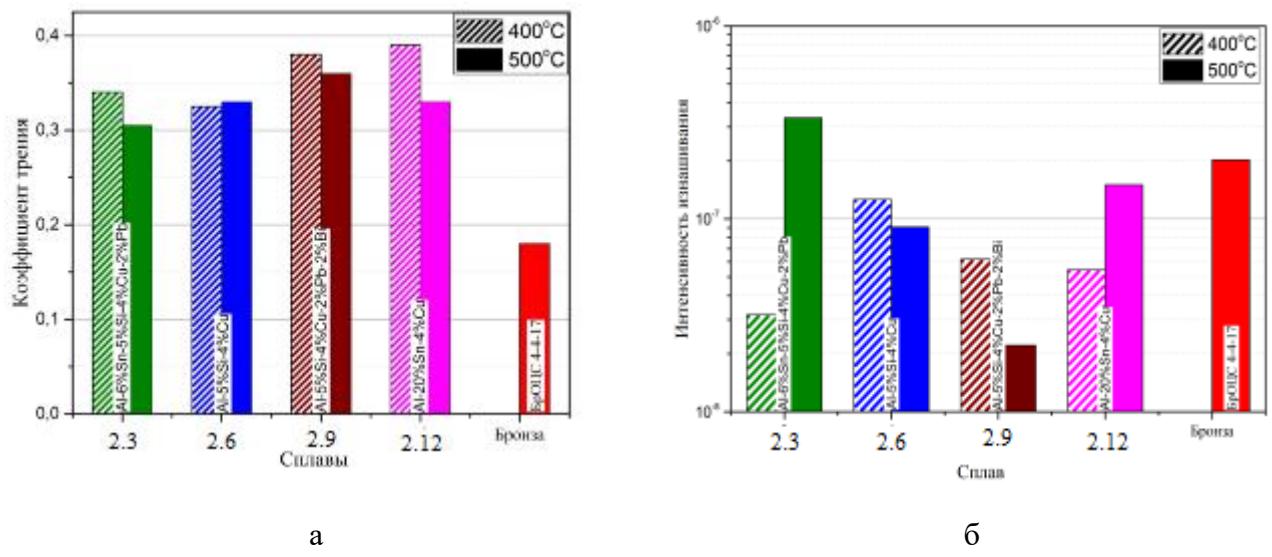


Рисунок 5.10 - Зависимость триботехнических характеристик (I , f) экспериментальных антифрикционных алюминиевых сплавов от их номинального состава и режима термообработки: а) коэффициент трения, б) интенсивность изнашивания

Тем не менее, можно отметить, что сплавы 2.3, 2.12 показали меньшую интенсивность изнашивания после нормализующего отжига ($T=400^{\circ}\text{C}$), а сплавы 2.6, 2.9 – соответственно после упрочняющего отжига.

Таким образом, можно констатировать, что в условиях данного эксперимента, выполненного без смазки, при объёмной температуре $T=100-120^{\circ}\text{C}$:

- а) – коэффициент трения бронзы БрОЦС 4-4-17 по стали ($f \leq 0,17$) примерно в два раза меньше, чем у опытных образцов,
- б) – твёрдость этих сплавов примерно в два раза больше, чем у бронзы ($HV_{Бронзы} = 62$),
- в) – но по износостойкости они практически не хуже бронзы, ($I \approx 2 \cdot 10^{-7}$) а сплав №9 почти на порядок лучше ($I \approx 2 \cdot 10^{-8}$).

5.4 Исследование поверхности образцов после трибологических испытаний

5.4.1 Исследование поверхности сплавов I группы после трибологических испытаний на трибометре Т-05

Из образцов I группы для последующих испытаний были выбраны 2. Критерием предварительного отбора были склерометрические испытания (раздел 5.2.1), на основании которых были выбраны образцы 1.6 и 1.8, показавшие лучшие триботехнические характеристики.

Для образцов 1.6 и 1.8, после их трибологических испытаний на трибометре Т-05 при давлениях от 0,5 до 5 МПа, были проведены электронномикроскопические исследования поверхности с последующим элементным анализом. Микроструктура контактной поверхности образцов (колодка) и контробразцов (ролик) - приведены на рисунках 5.11 и 5.12 с указанием областей проведения локального химического анализа.

Образец 1.6 – электронно-микроскопическое изображение поверхности и элементный анализ приведены на рисунках 5.11 и в таблице 3.7 соответственно.

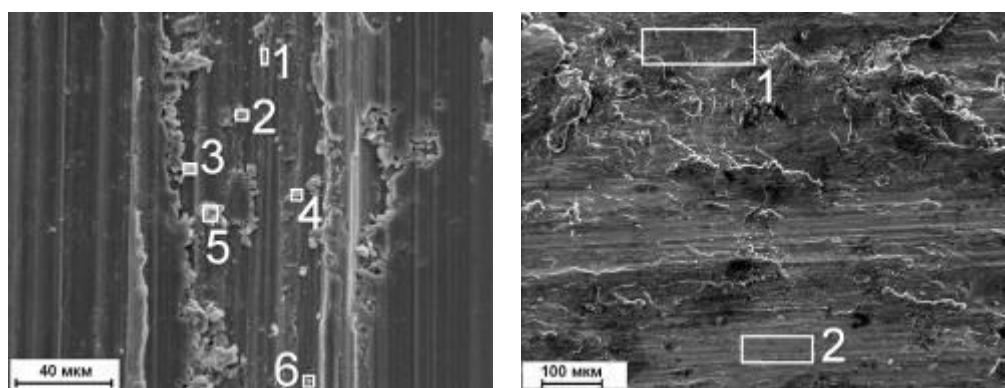


Рисунок 5.11 – Исследуемая поверхность пары трения образца 1.6 после трибологических испытаний (слева – колодка, справа – ролик)

Таблица 5.7 - Химический состав поверхности трения образца 1.6

Объект исследования	Исследуемые участки	Установленный химический состав (% по массе)							
		Al	O	Si	Sn	Pb	Cu	Fe	Cr
Колодка	Весь участок	74,54	6,44	6,73	6,93	1,09	3,38	0,88	-
	№1, эвтектика Al-Si	45,11	3,08	44,62	5,60	-	4,59	-	-
	№2, эвтектика Al-Si	28,48	4,58	62,22	3,53	-	1,18	-	-
	№3, матрица + мягкая фаза	74,12	2,55	8,16	10,57	-	4,60	-	-
	№4 *	59,13	27,45	2,97	3,58	-	2,09	4,78	-
	№5 *	71,44	14,18	2,98	6,02	1,01	2,78	1,59	-
	№6, Θ фаза	32,50	0,82	0,33	1,64	-	63,99	0,73	-
Ролик	Весь участок	64,65	4,30	2,18	2,44	-	4,35	18,75	3,33
	№1	84,60	3,83	2,70	4,31	-	2,93	1,64	-
	№2	40,05	2,24	1,07	1,40	-	6,12	42,42	6,70

(*- на участках колодки №4 и №5 можно предположить наличие оксида алюминия)

Образец 1.8 – электронно-микроскопическое изображение поверхности и элементный анализ приведены на рисунке 5.12 и в таблице 5.8 соответственно.

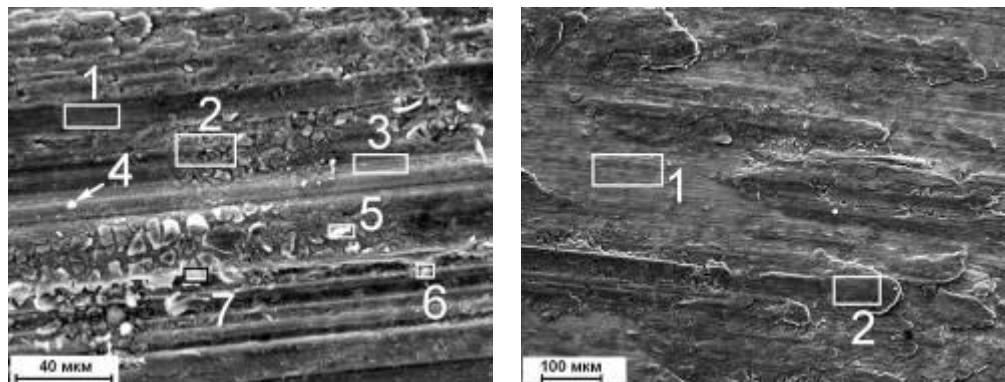


Рисунок 5.12 - Исследуемая поверхность пары трения образца 1.8 после трибологических испытаний (слева – колодка, справа – ролик)

Таблица 5.8 - Химический состав поверхности трения образца 1.8

№ образца	Исследуемые участки	Установленный химический состав (% по массе)						
		Al	O	Si	Sn	Pb	Cu	Fe
Колодка	Весь участок	65,63	13,80	10,90	3,29	1,37	5,01	-
	№1, матрица + эвтектика Al-Si	74,50	2,79	14,29	4,57	1,82	2,03	-
	№2, матрица + эвтектика Al-Si (Si)+(Al)+(Sn)	67,51	5,07	20,79	3,32	1,06	2,25	-
	№3, матрица + оксид Al	65,45	13,76	8,64	3,21	1,32	7,62	-
	№4 *	13,40	18,60	2,49	0,75	-	-	64,77
	№5 **	47,93	43,24	2,93	2,48	1,59	1,83	-
	№6, матрица + Θфаза Al ₂ Cu+(Si)+(Al)	68,09	8,78	3,22	3,03	1,24	15,63	-
Ролик	№7 **	54,15	28,22	8,89	4,56	1,74	2,43	-
	Весь участок	49,41	14,53	5,18	2,99	1,17	6,50	20,22
	№1	30,43	10,65	2,21	1,93	-	5,51	43,78
	№2	72,69	9,44	9,30	3,56	1,25	3,77	-

(предположительно: *- оксид железа, ** - оксид алюминия).

Таким образом, микроскопические исследования поверхности контактной пары после триботехнических испытаний показали, что на поверхностях колодки и ролика происходят существенные изменения состава по сравнению с исходным. В результате микросхватывания на контактной поверхности происходит массоперенос химических элементов. В процессе испытаний на поверхности образуются налипы и наслоения. Кроме того, на поверхности можно наблюдать микродефекты в виде очагов разрушения. Химический состав поверхности, определённый методом рентгеноспектрального анализа, показал, что на поверхность ролика активно переносится материал колодки, создавая пленку вторичных структур. При малых толщинах эта пленка играет защитную роль, а при увеличении толщины и развитии макрорельефа - напротив, способствует образованию задиров. Кислород адсорбируется на поверхность из окружающей среды. Отдельные области содержат значительное количество кислорода и алюминия, что позволяет предположить присутствие оксида алюминия. На поверхности колодки обнаружено железо, которое намазывается при контакте с роликом.

5.4.2 Исследование поверхности сплавов II группы после трибологических испытаний на трибометре Т-05

Триботехнические испытания образцов, отобранных методом склерометрии из II группы сплавов, проводились по той же методике, что и для первой. Первые испытания

проводились в широком диапазоне давлений. Так, поверхность сплава 2.13 (Al10Si20Sn) испытывалась при давлениях 1 МПа и 6,4 МПа.

Результаты, полученные для образца после трибологических испытаний при давлении 1 МПа, представлены на рисунке 5.13. На рисунке показана микроструктура поверхности контактной пары колодка - ролик, а в таблице 5.9 приведен их химический состав.

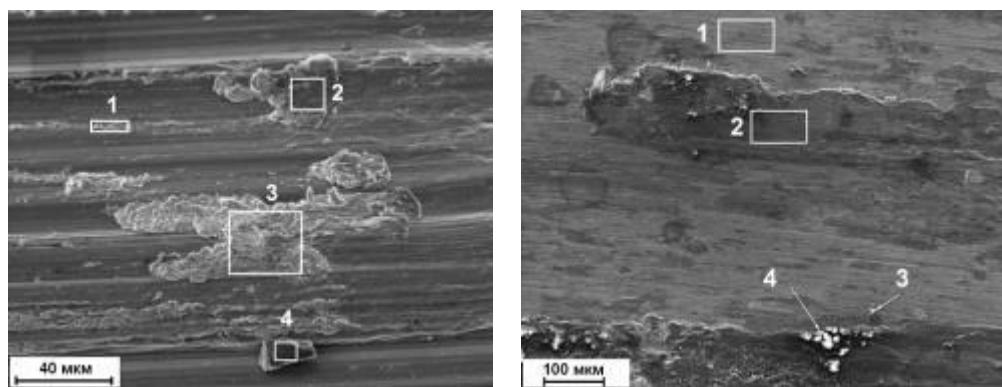


Рисунок 5.13 - Микроструктура поверхности контактной пары «колодка из сплава 2.13 – стальной ролик» после триботехнических испытаний при давлении 1 МПа: слева – поверхность колодки, справа – поверхность ролика

Таблица 5.9 - Химический состав поверхности колодки из сплава 2.13 и стального ролика (Р=1МПа)

	Исследуемые участки	Содержание элементов % масс					
		C	O	Fe	Al	Si	Sn
Колодка	Весь участок	-	4,73	-	61,31	9,76	24,20
	Участок 1	-	5,33	-	41,50	3,49	49,68
	Участок 2	4,45	11,67	3,40	14,38	1,35	64,75
	Участок 3	4,96	5,48	5,05	6,08	0,77	77,66
	Участок 4	31,39	-	-	-	68,61	-
Ролик	Весь участок	9,96	17,58	44,48	18,60	2,67	6,72
	Участок 1	5,68	5,69	85,65	2,43	0,55	-
	Участок 2	9,65	30,82	-	31,09	9,15	19,29
	Участок 3	-	-	3,78	0,71	-	95,51
	Участок 4	19,44	45,26	-	35,30	-	-

Анализ поверхности показал, что на поверхности колодки, вследствие повышения температуры в зоне трения, происходит выделение (выплавление) мягкой фазовой составляющей (участки 1, 2, 3 на рисунок 5.13). На поверхность стального ролика переносится материал колодки, образуя плёнку вторичных структур (ВС) (см. таблицу

5.9). Также отмечено повышенное содержание кислорода и углерода на обеих контактных поверхностях, что может свидетельствовать о наличии небольшого количества карбидов и оксидов на поверхности.

Исследование сплава 2.13 показало, что после трибологических испытаний при давлении 6,4 МПа характер поверхности сильно изменился. Это можно видеть на рисунке 5.14, на котором приведены характерные области поверхности колодки и ролика. В таблице 5.10 приведен химический состав.

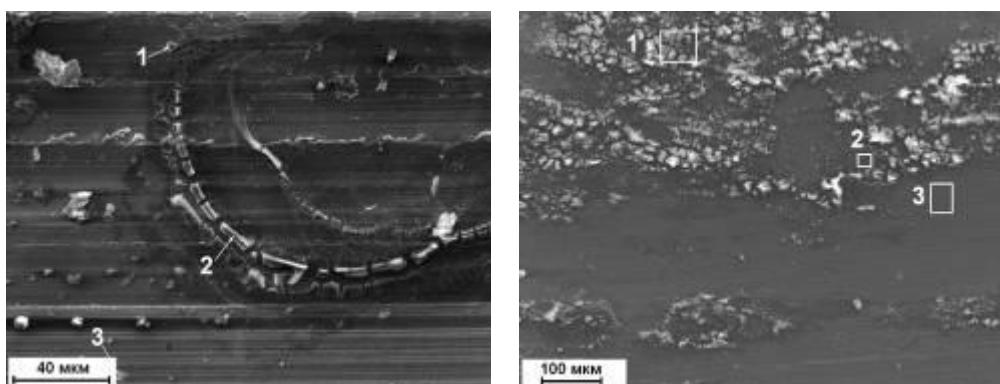


Рисунок 5.14 - Микроструктура поверхности контактной пары «колодка из сплава 2.13 - стальной ролик» после триботехнических испытаний при давлении 6,4 МПа: слева – поверхность колодки, справа – поверхность ролика

Таблица 5.10 - Химический состав поверхности колодки из сплава 2.13 и стального ролика ($p=6,4$ МПа)

	Исследуемые участки	Содержание элементов % масс						
		C	O	Al	Si	Sn	Fe	Cr
Колодка	Участок 1	-	-	3,10	96,90	-	-	-
	Участок 2		24,31	66,62	1,49	7,57	-	-
	Участок 3	-	5,21	28,71	-	66,08	-	-
Ролик	Участок 1	9,45	13,26	13,95	0,85	7,16	55,32	-
	Участок 2	15,79	28,04	25,08	0,57	6,44	24,09	-
	Участок 3	6,31	-	3,69	0,59	-	87,92	1,48

Рентгеноспектральный анализ показал, что на всей поверхности колодки обнаружены «оксидные нити» - жгутообразные включения, с высоким содержанием кислорода и углерода, находящиеся, очевидно, в различных стадиях образования и разрушения. Также на всей поверхности находятся мелкие частицы подобного элементного состава. Можно предположить, что в процессе трения в зоне контакта

поверхность окисляется и насыщается углеродом, на ней в процессе трения образуются продукты износа в виде жгутиков, состоящих из оксидов и карбидов, которые впоследствии разламываются на более мелкие частицы. Перенесенный на поверхность ролика материал колодки также содержит большое количество кислорода и углерода. Если после испытаний при давлении 1 МПа (рисунок 5.13) количество оксидных областей на поверхности ролика минимально, то при давлении 6,4 МПа, практически вся поверхность насыщена кислородом (светлые включения на рисунке 5.14).

В силу того, что при повышении давления до 6,4 МПа на контактной поверхности в большом количестве формируются оксиды, которые способствуют быстрому образованию задира, при последующих экспериментах давления были уменьшены и лежали в диапазоне от 0,2 до 2,2 МПа. (Напомним, что сплавы первой группы испытывались при давлении от 0,5 МПа до 5 МПа.) При этих давлениях были проведены трибологические испытания для всех сплавов этой партии. Ниже приведены результаты испытаний для сплава 2.3, имеющего такой же состав, что и сплав 2.6 из первой партии, но термообработанный другим способом.

Сплав №3 (Al5Si4Cu6Sn2Pb)

Полученные электронномикроскопические изображения поверхности после испытаний при $P=0,5$ МПа приведены на рисунке 5.15, а соответствующие данные элементного анализа даны в таблице 5.11.

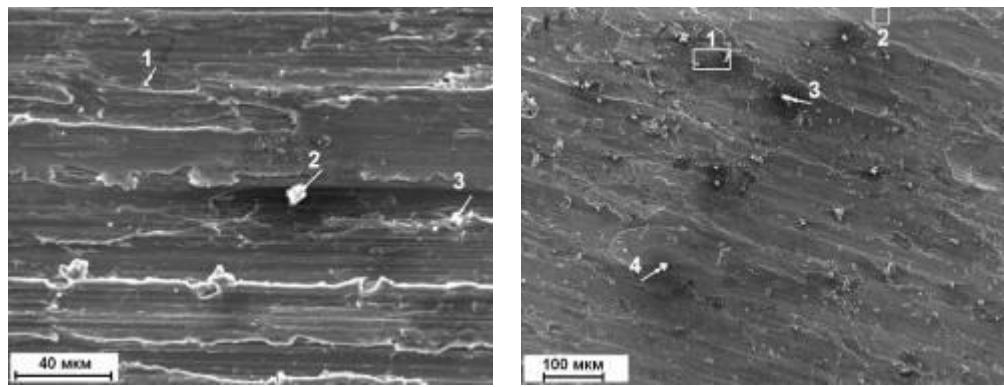


Рисунок 5.15 - Микроструктура поверхности контактной пары «колодка из сплава 2.3 - стальной ролик» после испытаний при давлении $P=0,5$ МПа: слева – поверхность колодки, справа – поверхность ролика

Таблица 5.11 - Химический состав поверхности колодки из сплава 2.3 и стального ролика ($P=0,5$ МПа)

	Исследуемые участки	Содержание элементов % масс							
		C	O	Cu	Al	Si	Sn	Pb	Fe
Колодка	Весь участок	9,21	2,07	3,11	74,04	4,75	5,98	0,84	-
	Участок 1	7,58	-	3,52	20,33	-	15,55	53,02	-
	Участок 2	-	35,24	-	23,83	33,15	3,58	-	4,20
	Участок 3	5,29	0,96	1,21	15,36	2,41	10,64	64,13	-
Ролик	Весь участок	4,35	12,81	0,91	19,40	1,27	1,15	23,40	36,71
	Участок 1	10,48	24,85	2,17	43,16	2,49	2,28	0,77	13,40
	Участок 2	3,99	5,57	-	3,53	0,81	-	-	86,10
	Участок 3	8,55	14,18	1,11	17,00	1,17	1,78	-	56,22
	Участок 4	21,28	55,47	-	-	-	23,25	-	-

Наличие большого количества кислорода на некоторых участках обеих поверхностей позволяет предположить наличие оксидов алюминия, кремния и железа.

Изображения поверхности образца 2.3 после испытаний при $P=2,2$ МПа представлены на рисунке 5.16, а в таблице 5.12 приводятся соответствующие данные элементного анализа.

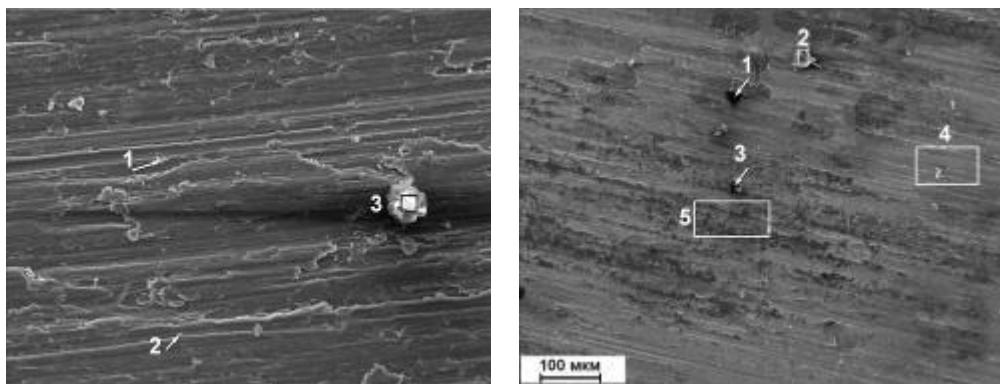


Рисунок 5.16 - Микроструктура поверхности контактной пары «колодка из сплава 2.3 – стальной ролик» после испытаний при давлении $P=2,2$ МПа: слева – поверхность колодки, справа – поверхность ролика

Таблица 5.12 - Химический состав поверхности колодки из сплава 2.3 и стального ролика ($p=2,2\text{ МПа}$)

	Исследуемые участки	Содержание элементов % масс								
		C	N	O	Al	Si	Cu	Sn	Pb	Fe
Колодка	Весь участок	2,75	-	1,07	79,08	5,08	3,83	6,84	1,35	-
	Участок 1	2,12	-	0,50	7,40	-	0,58	3,35	86,05	-
	Участок 2	8,52	-	1,56	39,33	42,39	1,98	4,23	1,99	-
	Участок 3	86,19	-	7,86	4,28	0,68	0,99	-	-	-
Ролик	Участок 1	19,16	-	-	36,86	2,22	-	4,25	8,26	29,25
	Участок 2	57,92	8,77	11,61	8,28	0,74	0,82	1,59	1,52	8,75
	Участок 3	38,14	4,41	5,17	13,77	0,77	-	1,92	-	35,82
	Участок 4	4,72	-	3,40	9,50	0,36	-	-	-	82,02
	Участок 5	9,04	-	11,49	30,53	1,40	3,28	4,12	-	40,14

Полученные данные показывают, что при увеличении давления в отдельных областях поверхности углерода становится больше (можно предположить формирование карбидов), В то же время общая концентрация углерода и кислорода на поверхности уменьшается.

Полученные результаты показывают, что термообработка заметно изменяет трибологические свойства алюминиевых сплавов. Образцы второй группы не выдерживают нагрузок, при которых испытывались сплавы первой группы. Проведённые микроскопические исследования в сочетании с микроанализом демонстрируют происходящее при этом изменения поверхности. На примере сплава системы Al-5%Si-4%Cu-6%Sn-2%Pb (сплав 2.3 из II группы и сплав 1.6 из I группы) показано влияние типа термообработки на изменение элементного состава поверхности в процессе трения. Так, для образцов прошедших ТО - 400 °C (остывание с печью) после трибологических испытаний на поверхности обнаружено значительно меньшее содержание кислорода и углерода, чем у образцов прошедших ТО – 500 °C (с последующей закалкой). Отметим, что трибологические испытания при этом проходили в различных условиях - в первом случае – при более высоких давлениях (до 5 МПа), а во втором - при более низких давлениях (до 2,2 МПа). Это свидетельствует о том, что даже при меньших давлениях на поверхности сплавов второй группы в процессе трения происходят более интенсивные процессы образования новых твёрдых частиц (оксидов, карбидов). Последние могут способствовать скорейшему образованию задира.

Можно также отметить, что содержание остальных элементов на поверхности колодки изменилось незначительно.

5.4.3 Исследование поверхности сплавов II группы после трибологических испытаний на трибометре UMT-2

Сплавы с лучшими триботехническими характеристиками (2.3, 2.6, 2.9, 2.12) в дальнейшем испытывались по трёхпальчиковой схеме на трибометре UMT-2, позволявшем проводить испытания при повышенных температурах. Для этих испытаний были специально приготовлены цилиндрические образцы с различными режимами термообработки (описанными выше). Испытания проводились без смазки при давлении 1 МПа. Было исследовано несколько различных областей поверхности образцов №6 после ТО при 400 °C (остывание с печью), и после ТО при 500 °C с последующей закалкой. Результаты представлены на рисунках 5.17 и 5.18 (соотв.). Данные по элементному составу для этих областей представлены в таблице 5.13 и 5.14 (соотв.). Отметим, что в этой серии экспериментов результаты приводятся только для испытуемого материала («пальчик»). Изменения поверхности ответной части (контртела, в данном случае - диска) не исследовались.

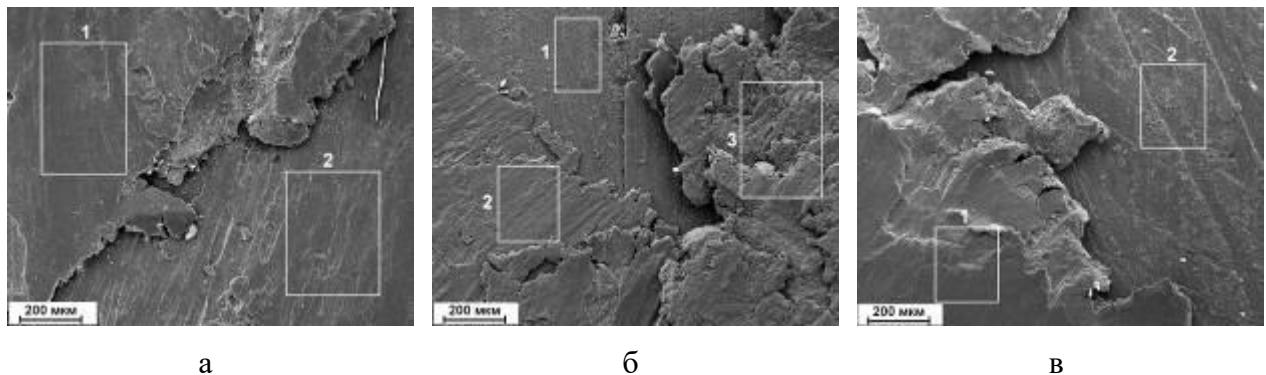


Рисунок 5.17 - Морфология поверхности сплава 2.6 (ТО 400°C, остыивание с печью) после испытаний (а, б, в - различные области поверхности)

Таблица 5.13 - Химический состав поверхности сплава 2.6 (ТО 400 °C, остыивание с печью)

Рисунок 5.17	Номер участка	Содержание элементов % масс					
		C	O	Al	Si	Cu	Fe
а	1	-	19,36	66,69	4,61	3,03	6,31
	2	-	1,89	87,73	6,50	3,87	-
б	1	-	9,66	80,97	6,08	3,29	-
	2	5,20	22,74	42,49	3,42	2,27	23,88
	3	7,16	21,92	39,90	2,52	2,14	26,36
в	1	-	5,60	86,71	4,19	3,50	-
	2	-	14,01	74,67	7,94	3,39	-

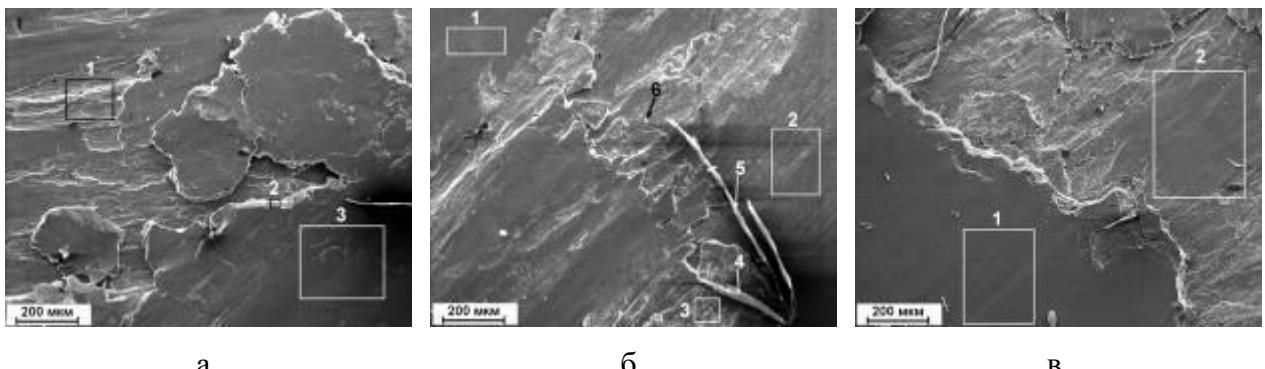


Рисунок 5.18 - Морфология поверхности сплава 2.6 (ТО 500 °C, закалка) после испытаний
(а, б, в - различные области поверхности)

Таблица 5.14 - Химический состав поверхности сплава 2.6 (ТО 500 °C, закалка)

Рисунок 5.18	Номер участка	Содержание элементов % масс					
		C	O	Al	Si	Cu	Fe
а	1	-	1,69	89,09	5,38	3,85	-
	2	-	32,99	62,11	1,61	3,29	-
	3	-	29,12	62,16	2,16	2,65	3,91
б	1	-	13,35	76,91	6,44	3,30	-
	2	-	6,50	73,61	16,19	3,70	-
	3	9,38	18,46	53,64	2,82	2,78	12,92
	4	46,49	24,32	22,36	1,21	1,32	4,30
	5	45,71	12,24	34,08	6,18	1,79	-
	6	61,27	16,57	15,68	0,79	1,13	4,56
в	1	-	28,78	66,86	1,31	3,05	-
	2	-	12,54	79,00	4,69	3,77	-

На рисунке 5.18 (участки 4 и 5) можно видеть жгутообразные включения с большим содержанием кислорода и углерода. Подобные включения были обнаружены и на других участках поверхности. Аналогичная картина наблюдалась при исследовании поверхности сплава 2.13 после испытаний на трибометре Т-05 при давлении 6,4 МПа. Полученные при этом изображения (см. выше рисунок 5.14) демонстрируют, как образовавшиеся на поверхности оксидные «жгуты» крошаются на более мелкие частицы.

Помимо жгутообразных включений на поверхности обнаружены нарости материала - так называемые «налипы». Анализ таблиц показывает, что поверхность «налипов» содержит большое количество кислорода. Можно предположить, что образование таких налипов происходит за счет «намазывания» (повторного переноса материала с контртела).

Особое внимание следует уделить содержанию углерода на поверхности следуемых сплавов. По полученным результатам рентгеноспектрального анализа его содержание на поверхности образца 2.6 доходит до 60%. (Отметим, что и на других

образцах часто наблюдалось повышенное содержание углерода). К этим результатам следует относиться с осторожностью - так, в ряде публикаций [176] говорится о том, что данные о содержании углерода на поверхности могут быть завышены. Это связано с тем, что несмотря на то, что рабочий режим СЭМ подразумевает создание высокого вакуума в камере образцов, в камере всегда присутствуют остаточные углеводородные молекулы вакуумного масла, которые адсорбируются на поверхность образца и полимеризуются под воздействием пучка электронов, образуя углеродные остатки (нагар). Другой причиной повышенного содержания углерода считается его выделение из проводящего скотча, основным компонентом которого является углерод. Слой нагара, углерод из скотча, а также, зачастую, наличие жировых или иных органических загрязнений на поверхности образца приводят к тому, что при попытке определения состава углеродосодержащих фаз наблюдается завышение концентрации С.

5.5 Определение литейных свойств сплавов II группы алюминиевых сплавов на основе системы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi

Для экспериментального изучения литейных свойств алюминиевых сплавов проводили исследование склонности сплавов к образованию трещин (на горячеломкость) с применением кокильной пробы «Арфа» [98100]. Были залиты все алюминиевые сплавы II группы, заливку пробы на горячеломкость осуществляли при температуре расплава 730-740 °С в холодную изложницу. Из полученных результатов можно сделать вывод, что добавка олова (6%) увеличивает горячеломкость и величину линейной усадки (рисунок 5.20а). Практически все сплавы экспериментальных сплавов по данной пробе показали наличие трещин, кроме сплава 2.7 (рисунок 5.20б) в состав которого входит Si, Cu и Pb (около 2%). Из этого следует, что данная проба слишком жесткая для исследования данных экспериментальных сплавов.



Рисунок 5.19 – Заливка пробы на горячеломкость «Арфа»



а



б

Рисунок 5.20 – а) Сплав 2.1 (Al₆Sn), б) Сплав 2.7 (Al₅Si₄Cu₂Pb).

5.6 Определение физических свойств сплавов второй партии алюминиевых сплавов на основе системы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi

5.6.1 Определение электропроводности

Теплопроводность является важной характеристикой для подшипниковых сплавов, так как она обеспечивает интенсивный теплоотвод от поверхностей трения. Поскольку существует сильная корреляционная связь между теплопроводностью и удельной электропроводностью (УЭП), то проводили менее трудоемкие измерения величины УЭП. С использованием данных, приведенных в справочнике [169], было рассчитано уравнение, показанное на рисунке 5.21.

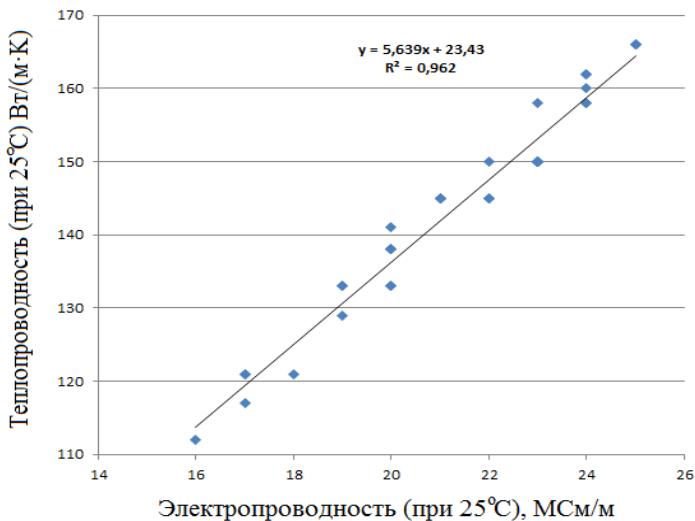


Рисунок 5.21 – корреляционная зависимость между теплопроводностью и электропроводностью

Так как электропроводность является сильной структурозависимой величиной, то для полного изучения процессов фазообразования в работе изучалось влияние концентраций легирующих элементов и термообработки на значения электропроводности. Значения (среднее арифметическое) УЭП литых и закаленных образцов приведены в таблице 5.15.

Как известно, УЭП алюминия растет с уменьшением количества примесей. Электропроводность снижается за счет элементов, которые входят в твердый раствор (в данном случае Cu, Si). Легкоплавкие металлы, практически нерастворимые в (Al), снижают эту величину в меньшей степени.

Из экспериментальных данных следует, что наиболее сильно снижают УЭП медь и кремний, входящие в алюминиевый твердый раствор. Несмотря на то что электропроводность алюминия меньше, чем у меди, у всех экспериментальных сплавов она выше, чем у бронзы марки БрО4Ц4С17.

Добавление меди сильно снижает электропроводность алюминия, что видно на примере сплавов №10 и №12. Добавки олова в количестве 6% по массе приводят к снижению электропроводности алюминия на 5%, что видно на примере сплава 2.1 (рисунок 5.22).

Таблица 5.15 - Значения удельной электрической проводимости (УЭП) и теплопроводности литых и термообработанных образцов

Маркировка	Состав сплава	A99	Литое состояние		После ТО	
			УЭП, Ω , МСм/м	Тепло-проводность, Вт/(м·К)	УЭП, Ω , МСм/м	Тепло-проводность, Вт/(м·К)
A99		37,9	37,9	237,2	38	237,8
2.1	Al6Sn	38	35,72	224,9	34,94	220,5
2.2	Al6Sn5Si4Cu	37,9	20,25	137,6	16,2	114,8
2.3	Al6Sn5Si4Cu2Pb	37,95	20,4	138,5	19,05	130,9
2.4	Al6Sn5Si4Cu2Bi	38	20,8	140,7	19,95	135,9
2.5	Al6Sn5Si4Cu2Pb2Bi	37,9	20,95	141,6	18,15	125,8
2.6	Al5Si4Cu	37,8	20,45	138,8	20,45	138,8
2.7	Al5Si4Cu2Pb	38,1	22	147,5	20,3	137,9
2.8	Al5Si4Cu2Bi	37,9	21,6	142,3	20,3	137,9
2.9	Al5Si4Cu2Pb2Bi	38,05	22	147,5	20,35	138,2
2.10	Al20Sn	37,9	32,95	209,3	27,1	176,3
2.11	Al20Sn5Si	37,95	23,95	158,5	24,7	162,7
2.12	Al20Sn4Cu	37,9	24,5	161,6	19,9	135,7
2.13	Al20Sn10Si	38	19,4	132,8	21,65	145,5

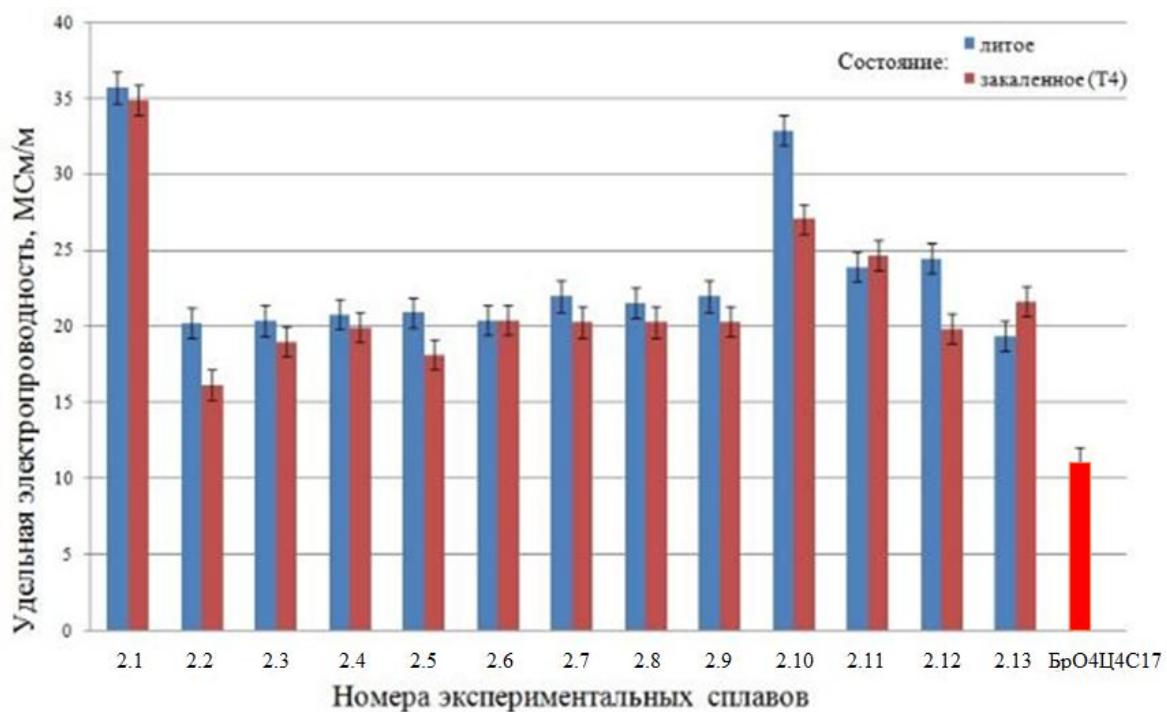


Рисунок 5.22 - Удельная электропроводность экспериментальных алюминиевых сплавов в сравнении с бронзой БрO5Ц5C5

5.6.2 Определение плотности

Определение плотности производили на лабораторных электронных весах HR-202. Плотность каждого образца рассчитывалась, зная массу образца на воздухе и в жидкости (воде), а также плотность жидкости (воды).

Добавка олова в количестве 6% незначительно увеличивает плотность по сравнению с чистым алюминием, а добавки олова в количестве 20% приводят к значительному росту плотности (сплавы 2.10-2.13). Добавка свинца увеличивает плотность (сплав 2.3). Добавки кремния, меди и висмута незначительно увеличивают значения плотности по сравнению с чистым алюминием. Плотность экспериментальных сплавов приведена в таблице 5.16.

Таблица 5.16 - Плотность экспериментальных сплавов

Образец	Рассчитанная плотность, г/см ³
A99 (эталон)	2,697
Zn (эталон)	7,138
2.1 (Al6Sn)	2,759
2.2 (Al6Sn5Si4Cu)	2,856
2.3(Al6Sn5Si4Cu2Pb)	2,870
2.4 (Al6Sn5Si4Cu2Bi)	2,8979
2.5(Al6Sn5Si4Cu2Pb2Bi)	3,489
2.6 (Al5Si4Cu)	2,734
2.7 (Al5Si4Cu2Pb)	2,712
2.8 (Al5Si4Cu2Bi)	2,742
2.9 (Al5Si4Cu2Pb2Bi)	2,775
2.10 (Al20Sn)	3,045
2.11 (Al20Sn5Si)	3,039
2.12 (Al20Sn4Cu)	3,146
2.13 (Al20Sn10Si)	3,035

5.6.3 Деформационная обработка экспериментальных сплавов II группы

Экспериментальные сплавы II группы подвергались деформационной обработке (прокатке). Образцы, полученные после прокатки, представлены на рисунке 5.23.



а



б



в



г

Рисунок 5.23 – Экспериментальные сплавы после деформационной обработки:

а) сплавы 2.1 (Al6Sn); б) сплав 2.10 (Al20Sn); в) сплав 2.11 (Al20Sn5Si);

г) сплав 2.12 (Al20Sn4Cu)

Из полученных результатов видно, что хорошей деформационной обработке поддаются сплавы на основе Al-Sn сплавы 2.1 (рисунок 5.23а) и 2.10 (Рисунок 5.23б), они являются самыми пластичными (толщина прокатанного листа 2 мм). При добавлении кремния (сплав 2.11, рисунок 5.23в) прокатался до толщины 4,8 мм, а при добавлении меди (сплав 2.12, рисунок 5.23г) только до 6,9 мм, после чего в обоих сплавах образовались трещины. Остальные сплавы прокатались до толщин от 4,8 до 8,6 мм, и также показали наличие трещин. Это свидетельствует о том, что данные

экспериментальные сплавы, кроме 2.1 и 2.10, не могут использоваться в качестве биметаллических антифрикционных сплавов.

Выводы по главе

1. Установлено, что свинец и висмут мало влияют на эффект дисперсионного упрочнения (за счет закалки и старения) сплава Al–5%Si–4%Cu, а олово значительно повышает данный эффект (примерно в 2 раза). Такое различие, вероятно, связано с различной растворимостью легкоплавких металлов в алюминиевом твердом растворе (у свинца и висмута она ничтожно мала, а у олова она составляет сотые доли масс.-%).
2. По результатам склерометрирования образцов обеих опытных групп экспериментальных сплавов можно констатировать, что удельное сдвиговое сопротивление наряду с контактным напряжением микrorезания могут быть использованы в качестве критериев потенциальной задиростойкости антифрикционных алюминиевых сплавов.
3. Для первой группы образцов (8 сплавов системы Al-Si-Cu-Sn-Pb) по критерию $\sigma_{\text{мкр}}$ наиболее предпочтительными кандидатами для замены подшипниковой бронзы БрОЦС 4-4-17 являются образцы 1.6 и 1.8. Испытания этих образцов на износостойкость по схеме «вал-вкладыш» показали, что в условиях трения без смазки элементный закон изнашивания у них практически одинаков с бронзой БрОЦС 4-4-17 при давлениях $P \leq 3 \text{ МПа}$.
4. Для второй группы образцов в условиях трения без смазки при комнатной температуре нагрузочная способность всех сплавов практически одинакова в интервале небольших давлений $p=0,2 \dots 0,5 \text{ МПа}$, где они примерно на полпорядка лучше эталонной бронзы БрОЦС 4-4-17. Для давлений $p \geq 0,5 \text{ МПа}$ интенсивность их изнашивания, так же как и температура в зоне трения, существенно возрастает, в то время как бронза сохраняет свою функциональную способность.
5. В условиях высокотемпературных сравнительных испытаний отобранных сплавов второй группы (№№2.3, 2.6, 2.9, 2.12) наилучшую приработочную способность показала бронза БрОЦС 4-4-17, а наибольшую износостойкость – сплавы 2.6 и 2.9 после отжига.
6. На двух партиях экспериментальных алюминиевых сплавов проведены испытания их на задиростойкость в условиях несовершенной смазки. В качестве критериев задиростойкости использовались как контактное напряжение микrorезания ($\sigma_{\text{мкр}}$), так и

удельное сдвиговое сопротивление (τ), более чувствительное к возможному наклёпу поверхностных слоёв. По этому критерию для дальнейших трибологических испытаний были отобраны образцы с минимальными соотношением τ/σ_s .

7. Исследования образцов I группы сплавов после трибологических испытаний показали, что на поверхности происходит массоперенос химических элементов, образуются налипы и наслоения, микродефекты. Показано, что на поверхность ролика активно переносится материал колодки, создавая пленку вторичных структур, которая при малых толщинах играет защитную роль, а при развитии макрорельефа - способствует образованию задиров. Кислород адсорбируется на поверхность из окружающей среды. На отдельных участках обнаружено повышенное содержание кислорода, свидетельствующее о наличии оксидов.
8. При исследовании II группы сплавов после трибологических испытаний обнаружено, что при малых давлениях, на поверхности колодки, вследствие повышения температуры в зоне трения, происходит выделение мягкой фазовой составляющей. На поверхность стального ролика переносится материал колодки, образуя плёнку вторичных структур. При значительном повышении давления на поверхности сплавов могут образовываться как крупные «оксидные нити» (жгутообразные включения, с высоким содержанием кислорода и углерода), так и мелкие частицы подобного элементного состава - являющиеся, очевидно, различными стадиями образования и разрушения абразивных частиц.
9. Показано, что термообработка заметно изменяет трибологические свойства алюминиевых сплавов. Образцы второй группы не выдерживают нагрузок, при которых испытывались сплавы первой группы. Проведённые микроскопические исследования в сочетании с микроанализом демонстрируют происходящее при этом изменения поверхности. Так, для образцов прошедших ТО – 400 °C (остывание с печью) после трибологических испытаний на поверхности обнаружено значительно меньшее содержание кислорода и углерода, чем у образцов прошедших ТО – 500 °C (с последующей закалкой). На поверхности последних в процессе трения происходят более интенсивные процессы образования новых твёрдых частиц (оксидов, карбидов), которые могут способствовать скорейшему образованию задира.
10. Измерена электропроводность экспериментальных сплавов. Доказано, что медь и кремний существенно снижают электропроводность, поскольку они входят в твердый раствор. Влияние легкоплавких металлов, практически не растворимых в алюминиевом твердом растворе, существенно меньше.

11. Измерена плотность экспериментальных сплавов. Установлено, что добавки кремния, меди и висмута незначительно увеличивают значения плотности по сравнению с чистым алюминием.

ГЛАВА VI. ИССЛЕДОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА

Основываясь на результатах, полученных на модельных сплавах, было предложено в качестве антифрикционных материалов исследовать сплавы с повышенным содержанием железа (до 1%Fe). Применение железа в качестве легирующего элемента позволяет использовать отходы собственного производства и дешевые шихтовые материалы, тем самым снижая себестоимость готового изделия. Это позволит еще более существенно повысить экономический эффект при внедрении новых сплавов на производство.

6.1 Материалы исследования

Шихтовыми материалами для приготовления алюминиевого антифрикционного материала Al-Si-Cu-Sn-Fe-Mn-Pb-Bi являются:

- алюминий А95 и выше (ГОСТ 11069-74);
- олово любой марки (ГОСТ 860-75);
- лигатура алюминий-кремний (AlSi20), ГОСТ 53777-2010;
- лигатура алюминий-медь (AlCu33), ГОСТ 53777-2010;
- лигатура алюминий-марганец (AlMn10), ГОСТ 53777-2010;
- сплав AK12M2 (ГОСТ 1583-93)
- алюминий, полученный по технологии электролиза с инертным анодом
- переплав алюминиевых банок

Таблица 6.1 – Химический состав алюминий, полученного по технологии электролиза с инертным анодом

№ п/п	Fe (%)	Cu (%)	Ni (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)
0	1,584	0,412	0,167	0,007	0,063	Остальное

Таблица 6.2 – Химический состав переплава алюминиевых банок

№ п/п	Cu	Fe	Zn	Si	Mg	Mn	Ti	Al
0	0,26	0,44	0,14	0,26	0,05	0,90	0,02	Остальное

Плавка и литье экспериментальных сплавов было выполнено в соответствии с регламентом получения фасонных отливок сплава системы Al–Si–Cu–Sn–Fe–Mn, содержащего 1 %Fe, защищенного НОУ-ХАУ.

Полученный экспериментальный сплав Al₆SnFe с повышенным содержанием железа термообрабатывали в муфельной электрической печи SNOL 8,2/1100 по режиму 500 °C, 6 часов, закалка в воде (состояние Т4). Для оценки влияния меди на дисперсионное упрочнение после закалки проводили старение по режиму 175 °C, 6 часов (состояние Т6).

6.3 Контроль химического состава

Контроль химического состава осуществляли на спектрометре фирмы THERMO FISHER марки ARL 4460 OES. Фактический химический состав экспериментального алюминиевого сплава с повышенным содержанием железа (сплав Al₆SnFe) представлен в таблице 6.3.

Таблица 6.3 – Химический состав экспериментального сплава

Маркировка	Концентрация, масс.%										
	Si	Cu	Sn	Pb	Bi	Al	Fe	Zn	Mg	Mn	Ni
Al ₆ SnFe	5,09	4,35	5,58	0,36	0,35	82,82	0,76	0,09	<0,01	0,5	0,03

6.4 Исследование структуры экспериментального сплава

Исследование структуры с помощью металлографического (ОМ и СЭМ) и микрорентгеноспектрального анализов позволили изучить структуру экспериментального сплава. Показано, что, несмотря на высокое содержание железа, структура сплава Al₆SnFe не сильно отличается от структуры экспериментальных алюминиевых сплавов. Известно, что в силуминах, в состав которого входит железо, обычно образуется хрупкое соединение Al₅FeSi, кристаллизующееся в виде тонких пластин (на шлифе в виде игл). Данные включения введут к резкому снижению механических свойств, особенно к уменьшению пластичности. Так как частицы данной фазы, содержащие малорастворимые в алюминии элементы, остаются неизменными по форме после термической обработки,

то данный способ для устранения их вредного влияния не дает никакого эффекта [101, 177]. Для нейтрализации вредного влияния железа в сплавы вводят марганец (0,2-0,6%), за счет чего в сплавах формируется соединение $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, которое кристаллизуется в виде компактных ограненных кристаллов скелетообразной формы. Полученные кристаллы более компактные и меньше охрупчивают сплавы, в отличие от тонких пластин, игл [177].

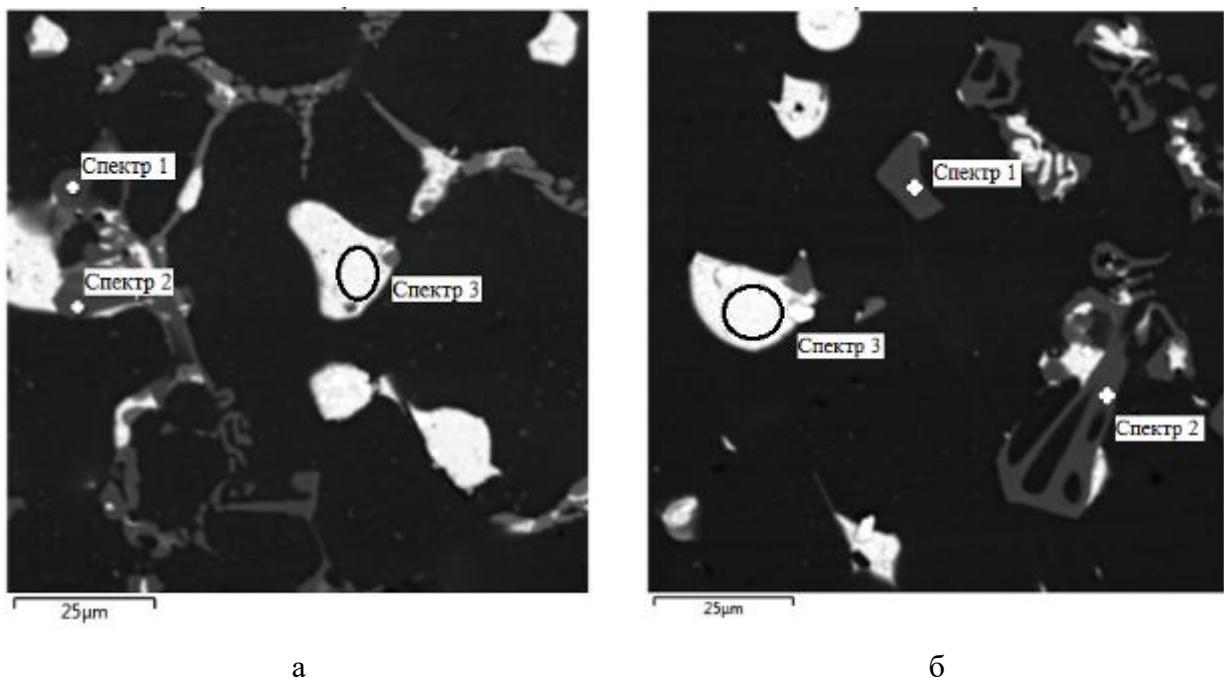


Рисунок 6.1 - Микроструктура поверхности сплава $\text{Al}_6\text{Sn}\text{Fe}$, СЭМ: а) литое состояние, б) термообработанное (ТО 500 °C, 6 ч., охлаждение в воду)

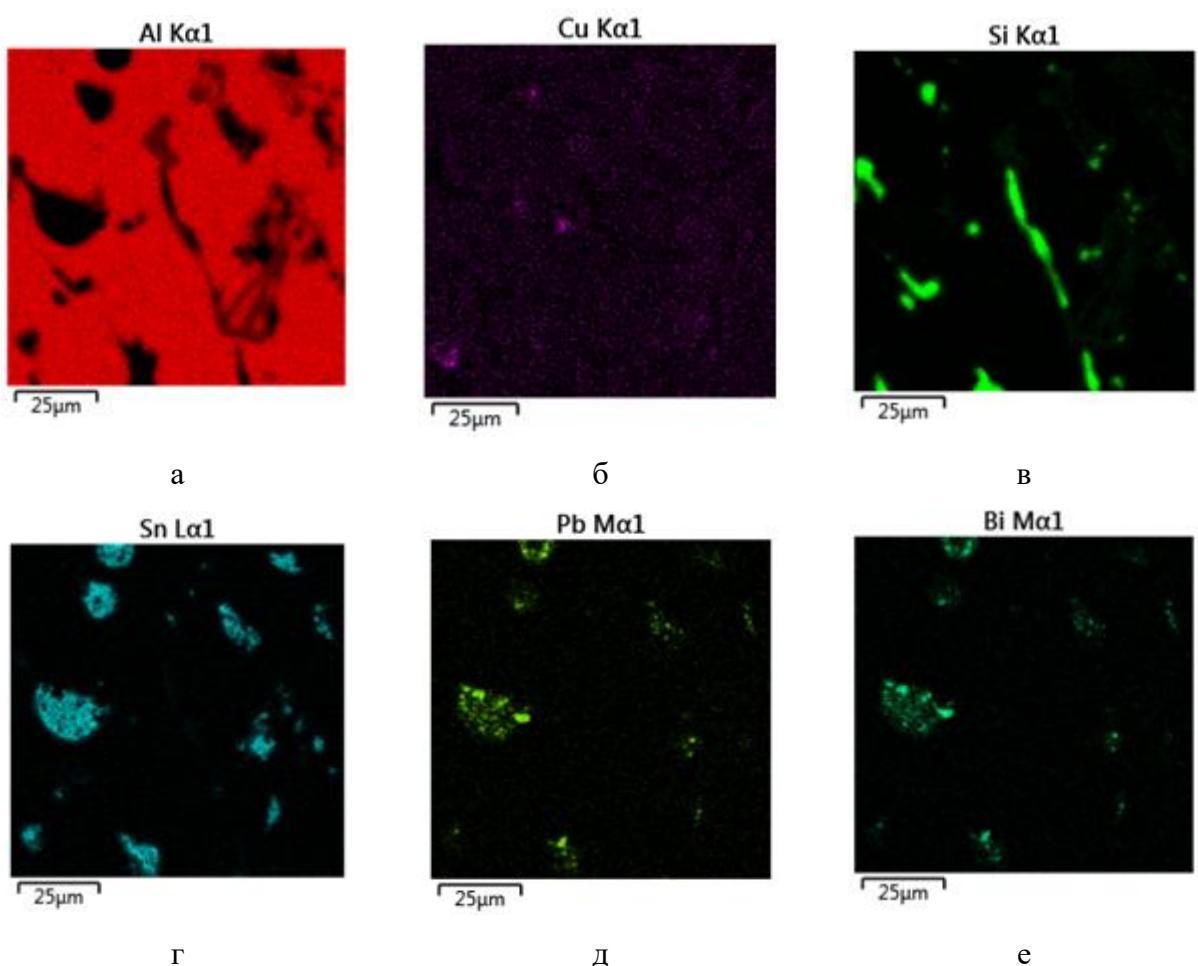
Таблица 6.4 - Химический состав выделенных на рисунке 6.1 областей сплава $\text{Al}_6\text{Sn}\text{Fe}$

Состояние образца	Название спектра	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Sn	Pb	Bi
Литой	Спектр 1	72,01	10,92	5,83	9,52	1,67	0,03	-	0,02
	Спектр 2	71,22	10,66	6,26	10,48	1,26	0,09	0,03	-
	Спектр 3	7,56	0,08	0,04	0,16	0,64	82,01	5,25	4,25
Термо-обработанный	Спектр 1	68,95	11,15	6,42	10,50	2,89	0,04	0,05	-
	Спектр 2	69,05	11,13	6,22	10,67	2,88	0,03	-	0,02
	Спектр 3	1,86	0,23	0,42	0,04	1,13	82,57	7,73	6,02

Микрорентгеноспектральный анализ сплава $\text{Al}_6\text{Sn}\text{Fe}$ и приведенный химический состав выделенных областей в таблице 6.4, четко выявляют фазу, содержащую $\text{Al}-\text{Si}-\text{Fe}$ -

Mn (рисунок 6.1), которая образуется в виде благоприятной скелетообразной формы похожей на иероглифы, как в литом, так и в термообработанном состоянии. Таким образом, наличие марганца в сплаве Al₆SnFe полностью связало железо в фазу Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, которая в исследуемом экспериментальном сплаве уменьшает вредное влияние железа.

Для более надежной идентификации фаз использовали метод МРСА. Как видно из рисунка 6.2, в структуре термообработанного сплава четко выявляются частицы (Si) (рис. 6.2в), которые трудно различимы при съемке в отраженных электронах (рисунок 6.1в). Количество включений фазы Al₂Cu становится существенно меньше, чем в литом состоянии, что связано с их значительным растворением в (Al) (рисунок 6.2б). Мягкая фаза после отжига оплавляется и сфероидизируется. Олово, свинец и висмут (рисунок 6.2г – 6.2е) практически не растворимы в алюминиевом твердом растворе, а также в фазах (Si) и Al₂Cu. С другой стороны, эти легкоплавкие элементы образуют между собой многофазные конгломераты согласно диаграмме состояния Sn-Bi-Pb. Сравнение рис. 6.2ж и рис. 6.2з позволяет увидеть, что области, обогащенные железом и марганцем, отвечают одним частицам, что свидетельствует образованию фазы фазае Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂.



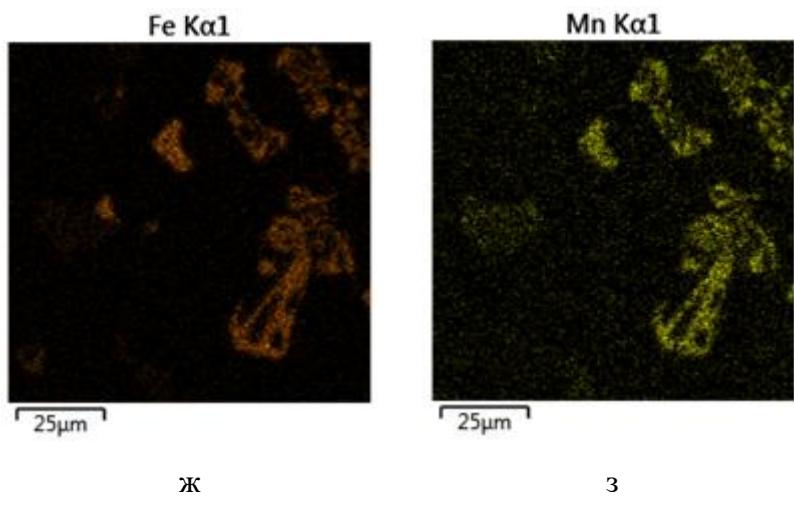


Рисунок 6.2 - Результаты микрорентгеноспектрального анализа сплава Al₆SnFe (СЭМ):
а) Al, б) Cu, в) Si, г) Sn, д) Pb, е) Bi, ж) Fe, з)Mn

6.5 Определение литейных свойств экспериментального сплава

Исследование сплавов на горячеломкость

Для экспериментального изучения литейных свойств, проводили исследование сплава с повышенным содержанием железа на горячеломкость с применением кокильной пробы «Арфа» [100]. Сплав Al₆SnFe был залит при температуре расплава 730-740 °C в холодную изложницу. Данная проба, как и для сплавов II группы, оказалась слишком жесткая, так как экспериментальный сплав по данной пробе показал наличие трещин (рисунок 6.3).



Рисунок 6.3 - Отливки из экспериментального сплава Al₆SnFe

Поэтому было предложено осуществить исследование экспериментального сплава Al6SnFe на горячеломкость по кольцевой пробе [100]. В кокильной кольцевой пробе внешний диаметр получаемого образца равен 60 мм, а внутренний, определяемый диаметром стержня, менялся (40, 46 и 52 мм). Для сравнительной оценки на пробу заливались марочные сплавы АОЗ-7, АК5Мч и АМ5, а также сплав с оловом Al-6%Sn.

Плавка и заливка на горячеломкость производилась следующим образом:

Шихтовыми материалами для приготовления алюминиевого сплава Al-6%Sn являются:

- алюминий А95 и выше (ГОСТ 11069-74);
- олово любой марки (ГОСТ 860-75)

Порядок плавки был следующий:

- 1) Расплавили алюминий и нагрели до температуры 700-750 °C, сняли шлак;
- 2) Далее в расплав ввели олово. Перемешивание расплава графитовой мешалкой осуществляли не реже чем через 5 минут.
- 3) Перед заливкой сняли шлак и тщательно перемешали расплав.

Шихтовыми материалами для приготовления алюминиевого сплава АК5Мч ГОСТ 1583-93.

Порядок плавки был следующий:

- 1) Перед проведением плавки провели проверку веса шихтовых материалов.
- 2) Расплавили готовый сплав АК5Мч и нагрели до температуры 700-750 °C.
- 3) Перед заливкой сняли шлак и тщательно перемешали расплав.

Шихтовыми материалами для приготовления алюминиевого сплава АМ5 являются:

- алюминий А95 и выше (ГОСТ 11069-74);
- Al-50%Cu, лигатура алюминий-медь (AlCu50), ГОСТ 53777-2010
- Al-10%Mn, лигатура алюминий-медь (AlMn10), ГОСТ 53777-2010

Порядок плавки был следующий:

- 1) Перед проведением плавки провели проверку веса шихтовых материалов.
- 2) Расплавили алюминий и нагрели до температуры 750-800 °C;
- 3) Далее в расплав ввели лигатуру Al-50%Cu несколькими порциями и интенсивно перемешивали. Через 10-15 минут убедились в растворении Cu с использованием графитовой мешалки (ощупать дно);
- 4) Далее в расплав ввели лигатуру Al-10%Mn. При необходимости вводили порциями;
- 5) Перед заливкой сняли шлак и тщательно перемешали расплав.

Шихтовыми материалами для приготовления алюминиевого сплава АО3-7 являются:

- алюминий А85 и выше (ГОСТ 11069-74);
- Al-50%Cu, лигатура алюминий-медь (AlCu50), ГОСТ 53777-2010
- Sn олово любой марки (ГОСТ 860-75);
- Al-10%Mn, лигатура алюминий-медь (AlMn10), ГОСТ 53777-2010
- AK12пч (ГОСТ 1583-93)

Порядок плавки был следующий:

- 1) Перед проведением плавки провели проверку веса шихтовых материалов.
- 2) Расплавили алюминий и AK12пч и нагрели до температуры 750-800 °C;
- 3) Далее в расплав ввели лигатуру Al-50%Cu несколькими порциями и интенсивно перемешивали. Через 10-15 минут убедились в растворении Cu с использованием графитовой мешалки (ощупать дно);
- 4) Далее в расплав ввели лигатуру Al-10%Mn. При необходимости вводили порциями;
- 5) Далее в расплав ввели олово и перемешали;
- 6) Перед заливкой сняли шлак и тщательно перемешали расплав.

Режим заливки для всех сплавов был одинаковым: температура литья 720-750 °C. Разливали в кокиль (кольцевые пробы для определения горячеломкости): при температуре кокиля 20 °C – 3 серии из 3 проб. Диаметры внутренних стержней составляют 50, 46, 40 мм. Перед применением кокиль (кольцевые пробы) покрасили огнеупорной краской.

Результаты полученного эксперимента приведены на рисунках 6.4-6.8 и в таблице 6.5. Видно, что на отливках, полученных из силумина AK5Mч, отсутствуют трещины, следовательно, данный марочный сплав имеет самые хорошие литейные свойства по сравнению с остальными. Тогда как, отливки из марочного сплава AM5 и сплава 2.1 (Al6Sn) из II группы экспериментальных сплавов, полученные с использованием стержня самого маленького диаметра, дали трещины, что характеризует их как сплавы с худшими литейными свойствами. Анализируя полученные результаты сплава с повышенным содержанием железа, можно сделать вывод, что он по своим литейным свойствам не сопоставим с силуминами (AK5Mч), однако не уступает марочному сплаву АО3-7, и лучше сплава AM5.



Рисунок 6.4 - Кольцевые отливки из экспериментальных сплавов на основе системы АК5Мч

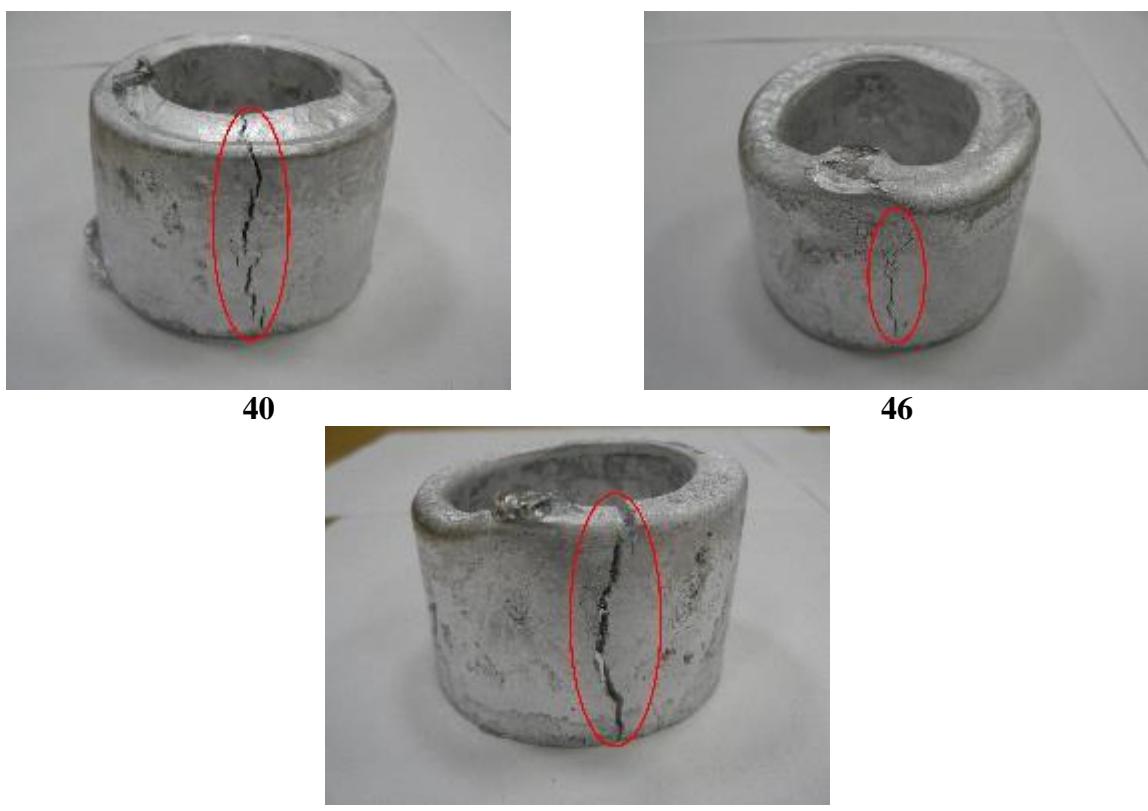


Рисунок 6.5 - Кольцевые отливки из экспериментальных сплавов на основе системы АМ5



40



46



52



52

Рисунок 6.6 -Кольцевые отливки из экспериментальных сплавов на основе системы АО3-7



40



46



52

Рисунок 6.7 - Кольцевые отливки из экспериментальных сплавов на основе системы Al-6%Sn

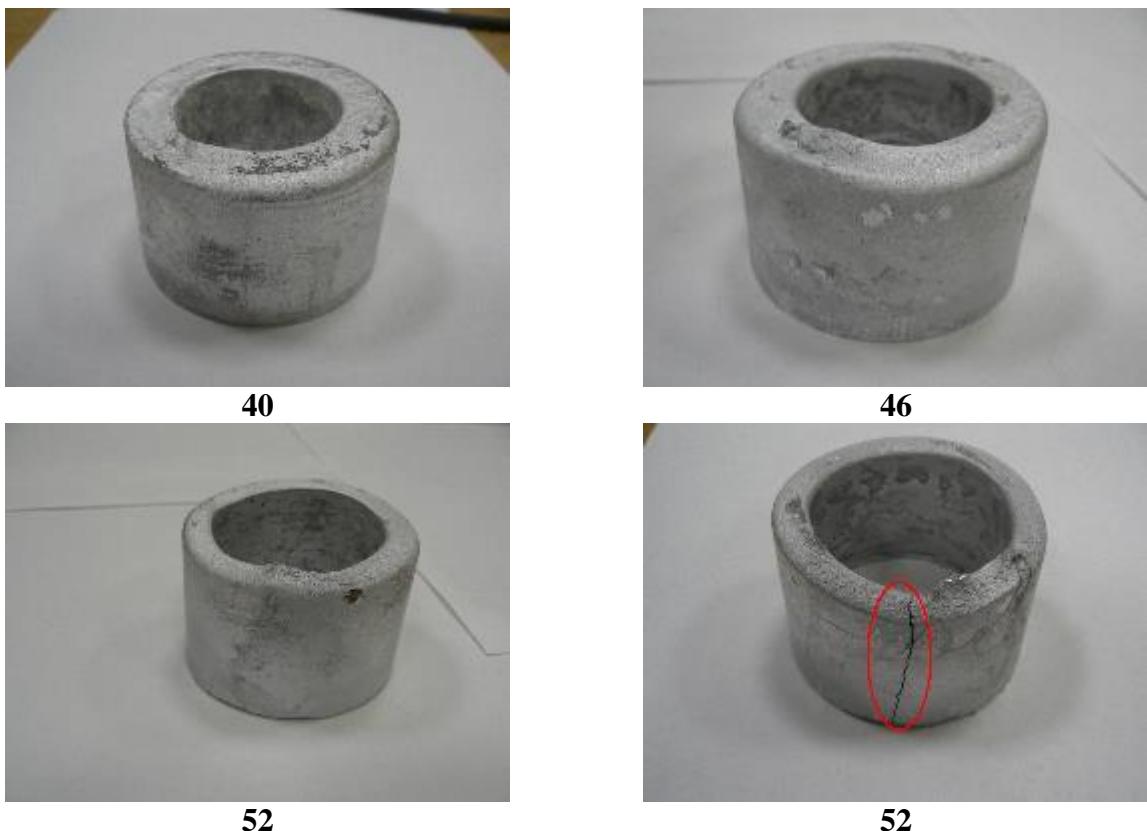


Рисунок 6.8 - Кольцевые отливки из экспериментальных сплавов Al6SnFe

Таблица 6.5 – Наличие горячих трещин сплавов для различных диаметров стержней кольцевых проб на горячеломкость

Сплав	Нижний диаметр стержня, мм								
	40			46			52		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
АК5Мч	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AM5	+	+	+	+	+	+	+	+	+
АО3-7	-	-	-	-	-	-	-	+	+
2.1 (Al6Sn)	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Al6SnFe	-	-	-	-	-	-	+	+	-

Дифференциальный термоанализ (ДТА) проводили на калориметре Labsys фирмы Setaram. Режим испытания образца: число стадий испытания – 2, температура нагрева на первой стадии – 400 °C, скорость нагрева на первой стадии – 20 °C/мин, температура нагрева на второй стадии – 750 °C, скорость нагрева - 5 °C/мин [178]. Кривые нагрева, полученные с использованием ДТА, выявляют пики при 211 °C (рисунок 6.9) и 226 °C, для сплавов Al6SnFe и 2.1 (Al6Sn) соответственно, что можно связать с плавлением оловянной фазы (в составе эвтектик).

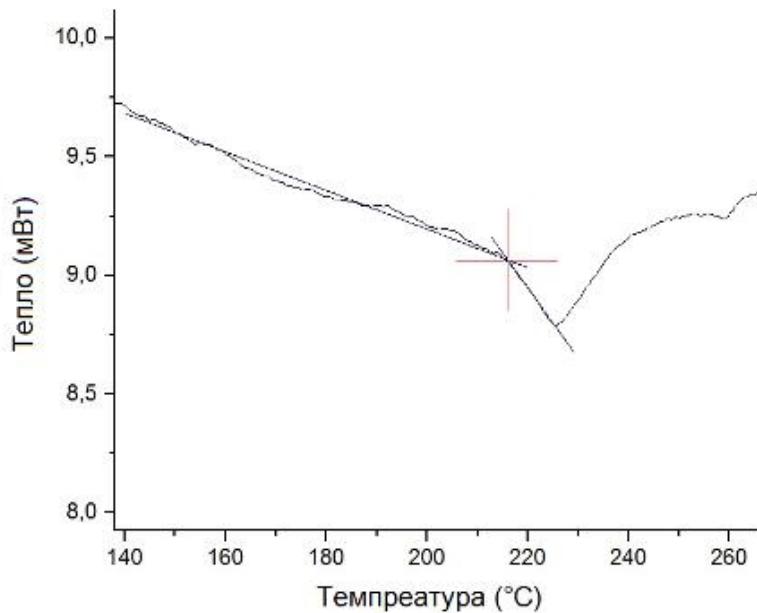


Рисунок 6.9 – Точка температуры солидуса на кривой нагрева сплава Al6SnFe

Кривые нагрева с точкой температуры солидуса и кривые охлаждения с точкой температуры ликвидуса, полученные с помощью ДТА, позволили точно определить интервал кристаллизации. Из таблицы 6.6, в которой представлены данные термоанализа, видно, что у сплавов с легкоплавкими металлами наличие олова приводит к значительному расширению интервала кристаллизации, который существенно больше, чем у сплава AM5 на основе системы Al–Cu.

Таблица 6.6 – Данные термоанализа экспериментальных сплавов

Сплав	Температура ликвидуса, °C	Температура солидуса, °C	ΔT_{l-c}
Сплав AM5	652	548	104
2.1 (Al6Sn)	642	226	416
Al6SnFe	582	211	337

Таким образом, на примере сплавов, легированных оловом (AO3-7, Al6SnFe), показано, что легирование легкоплавкими металлами ухудшает их горячеломкость, что обусловлено резким увеличением интервала кристаллизации (как полного, так и эффективного). Тем не менее, эта характеристика может быть лучше, чем у сплавов системы Al–Cu, интервал кристаллизации которых значительно меньше.

В качестве эксперимента из алюминиевого сплава с повышенным содержанием железа Al6SnFe была получена фасонная отливка. Сплав показал хорошие литейные свойства, о чем свидетельствует качественно полученная отливка (рисунок 6.10).



Рисунок 6.10 – Фасонная отливка из сплава Al6SnFe: а) вид спереди, б) вид сверху

6.5 Твёрдость образцов

Измерения твердости по Бринеллю производили по стандартной методике в соответствии с ГОСТ 9012 – 59 [150] на универсальном твердомере Wolpert UH930. Полученные значения твердости для сплавов в литом и термообработанном состоянии приведены в таблице 6.7. Термообработка проводилась по режиму: нагрев до 500 °C, выдержка в течение 6 часов, с последующей закалкой в воде; старение производилось по режиму: выдержка при 175 °C в течение 6 часов.

Таблица 6.7 – Значения твердости (по Бринеллю) экспериментальных сплавов в различных состояниях

Наименование материала	Твердость HB, (кгс/мм ²)		
	Литой	Термообработанный	Δ HB Лит-ТО
АК5Мч	84	120	36
АО3-7	75	132	57
Al6SnFe	78	133	55
AM5		92,35	

Из полученных результатов механических свойств, следует отметить, что медь существенно повышает твердость сплавов, так как она обеспечивает максимальную прочность в результате старения после закалки. В литом состоянии фаза Al₂Cu присутствуют в виде неравновесной эвтектики, при нагреве под закалку в основном переходит в (Al), а при старении выделяется в виде фаз-упрочнителей. Сплав AM5 в литом состоянии не используют, из-за хрупкости фазы Al₂Cu [177]. Из таблицы 6.7 видно, что значения твердости экспериментального сплава Al₆SnFe, близки к значениям марочного антифрикционного сплава АО3-7.

6.6 Исследование триботехнических характеристик сплава с повышенным содержанием железа

Склерометрия экспериментальных сплавов

Склерометрическое исследование сплава Al₆SnFe и испытуемых образцов алюминиевых марочных сплавов проводили по ранее изложенной методике, как для экспериментальных сплавов II группы, с регистрацией сдвигового усилия на трибометре UMT-3. В таблице 6.8 и на рисунке 6.11 приведены результаты склерометрирования экспериментальных алюминиевых сплавов.

Таблица 6.8 - Результаты склерометрирования экспериментальных алюминиевых сплавов

№	Состав сплава	НВ, кг/мм ²	N, кг	Fтр кг	f	Царапина		$\sigma_{\text{мкр}},$ кг/мм ²	τ кг/мм ²	τ/σ
						h мм	b мм			
1	Al ₆ SnFe	133	12,2	2,6	0,21	0,013	0,34	134,4	31,3	0,233
2	АК5МЧ	120	11,3	1,9	0,17	0,008	0,381	99,17	29,5	0,257
3	AM5	92,4	6,54	1,8	0,27	0,011	0,293	97,04	24,5	0,253
4	АО3-7	132	14,2	3,1	0,22	0,015	0,37	132,1	30,9	0,234

Для всех сплавов использовался шарик диаметром 2 мм.

Анализ данных по склерометрированию образцов свидетельствует о том, что у всех сплавов контактное напряжение микrorезания ($\sigma_{\text{мкр}}$) коррелирует с твёрдостью, а по сдвиговому сопротивлению (τ) такой корреляции нет. В то же время оно непосредственно влияет на прирабатываемость - одно из важнейших условий антифрикционности. По полученным результатам видно, что все испытанные сплавы имеют практически одинаковое значение соотношения τ/σ , которое при всех прочих равных условиях даже

при полном отсутствии смазки с наибольшей вероятностью обеспечат низкий коэффициент трения в трибосопряжении и тем самым предотвратят его задир.

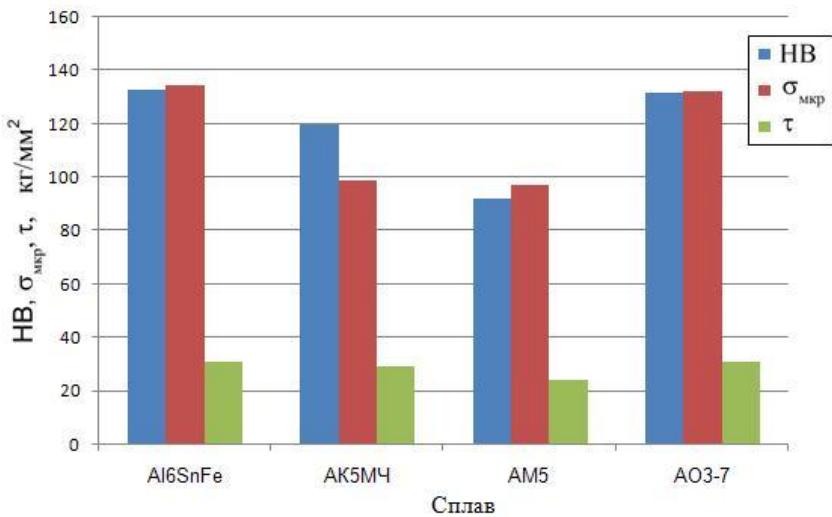


Рисунок 6.11 - Соотношения между твёрдостью HB, напряжением микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$ и сдвиговым сопротивлением τ исследуемых сплавов

Однако для подшипниковых сплавов особое значение имеет твёрдость и трещиностойкость при повышенных температурах, а режим трения образцов без смазки сопровождается достаточно быстрым нагревом испытуемой пары. Из рисунка 6.11 видно, что сплавы Al6SnFe и AO3-7 показали практически идеентичные результаты, это свидетельствует о том, что экспериментальный сплав с повышенным содержанием железа по антифрикционным показателям не уступает марочному антифрикционному сплаву.

Триботехнические испытания на износстойкость

Экспериментальный сплав Al6SnFe, также как и сплавы из II группы был подвергнут испытаниям при повышенных температурах ($100\text{--}125$ °C), которые проводились на многофункциональном трибометре фирмы CENTER FOR TRIBOLOGY Inc., США, модель UMT-2, оснащенном программным комплексом.

Из полученных результатов, представленных на рисунке 6.12, установлено, что в условиях сухого трения лучшими антифрикционными свойствами обладает бронза БрО4Ц4С17, у которой коэффициент трения по закалённой стали ШХ15(HRc 60...62) не превышал $f \leq 0,17$ (рисунок 6.12а). В тоже время коэффициент трения экспериментального сплава Al6SnFe после термообработки не превышал $f \leq 0,35$ (рисунок 6.12а), что близко к значениям испытуемых экспериментальных алюминиевых сплавов второй группы (он находился в пределах $f = 0,25\ldots 0,38$). У сплава Al6SnFe после термообработки ($T=500$ °C)

с искусственным старением по сравнению с термообработанными ($T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$) привело к уменьшению коэффициента трения примерно на 6%, с 0,35 до 0,33.

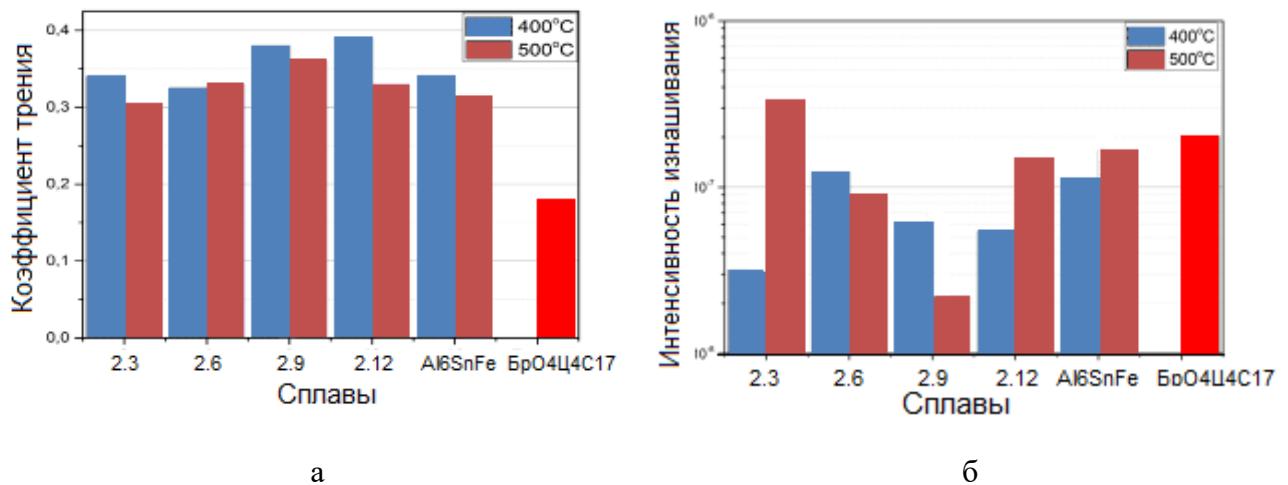


Рисунок 6.12 - Зависимость триботехнических характеристик (I, f) экспериментальных антифрикционных алюминиевых сплавов от их номинального состава и режима термообработки а) коэффициент трения, б) интенсивность изнашивания

Что касается интенсивности изнашивания (рисунок 6.12б), можно отметить, что сплав Al6SnFe показал меньшую интенсивность изнашивания после нормализующего отжига ($T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$), однако его показатели по износостойкости не уступают бронзе, это свидетельствует о том, что сплав с повышенным содержанием железа обладает удовлетворительными антифрикционными свойствами.

Выводы по главе

1. Исследование структуры экспериментального сплава AlSn6Fe с помощью металлографического (ОМ и СЭМ) и микрорентгеноспектрального анализов показывает, что несмотря на высокое содержание железа, структура не сильно отличается от экспериментальных сплавов без железа. Сама фаза с железом имеет скелетообразную форму и может быть идентифицирована как $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$.
2. На примере сплавов, легированных оловом, показано, что легирование легкоплавкими металлами ухудшает их горячеломкость, что обусловлено резким увеличением интервала кристаллизации (как полного, так и эффективного). Тем не менее, эта характеристика может быть лучше, чем у сплавов системы Al–Cu, интервал кристаллизации которых значительно меньше.

3. По результатам проведенных тримбологических экспериментов показано, что сплав с железом по износостойкости обладает удовлетворительными антифрикционными свойствами и не уступает эталонному бронзовому образцу.
4. По совокупности литьевых, механических и трибологических свойств, полученных на экспериментальном сплаве AlSn6Fe, можно рассчитывать на возможность создания антифрикционных алюминиевых сплавов с повышенным содержанием железа (до 1%).

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. С использованием теоретических и экспериментальных подходов обоснована базовая композиция (Al–4%Cu–5%Si–6%Sn) для разработки экономнолегированных антифрикционных алюминиевых сплавов, которые способны заменить дорогостоящие материалы на основе меди (бронзы).
2. С использованием расчетных и экспериментальных методов изучен фазовый состав сплавов системы Al–Si–Cu–Sn–Pb–Bi, включая построение полиграфических и изотермических разрезов, определение температур фазовых превращений и состава фаз. В системах Al–Cu–Si–Sn и Al–Si–Cu–Sn–Pb определены параметры пятифазного нонвариантного превращения $L \rightarrow L_2 + (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Si})$.
3. Обоснована нецелесообразность введения в алюминиевые сплавы свинца и висмута в количестве более 1%, поскольку из-за расслоения жидкой фазы возможна ликвация по этим элементам в отливке.
4. Показано, что термообработка приводит к оплавлению легкоплавкой составляющей, что приводит к формированию глобулярных включений. Структура этих включений формируется согласно диаграмме Bi–Pb–Sn, поскольку растворимости алюминия, меди и кремния в данных легкоплавких металлах малы.
5. Установлено, что свинец и висмут мало влияют на эффект дисперсионного упрочнения (за счет закалки и старения) сплава Al–5%Si–4%Cu, а олово значительно повышает данный эффект (примерно в 2 раза). Такое различие, вероятно, связано с различной растворимостью легкоплавких металлов в алюминиевом твердом растворе (у свинца и висмута она ничтожно мала, а у олова она составляет сотые доли масс.%).
6. Для ускорения процесса трибологических испытаний предложено использовать метод склерометрии, для предварительного отбора образцов. Полученные в результате значения удельного сдвигового сопротивление наряду с контактным напряжением микрорезания могут быть использованы в качестве критериев потенциальной задиростойкости антифрикционных алюминиевых сплавов.
7. Разработана методика полного микроскопического изучения алюминиевых сплавов – как исходных, так и на различных этапах трибологических исследований.
8. Показано, что в процессе трения происходит массоперенос химических элементов, который приводит к образованию наноразмерной плёнки вторичных структур. Эта плёнка при малых толщинах играет защитную роль, а при увеличении толщины и развитии микрорельефа приводит к образованию задира.
9. На примере сплавов с оловом, показано, что легирование легкоплавкими металлами

ухудшает их горячеломкость, что обусловлено резким увеличением интервала кристаллизации (более 400 °C). Тем не менее, эта характеристика может быть лучше, чем у сплавов системы Al–Cu, интервал кристаллизации которых значительно меньше.

10. Обоснована возможность создания антифрикционных сплавов с повышенным содержанием железа. Получено свидетельство о регистрации НОУ-ХАУ на плавку сплава системы Al–Si–Cu–Sn–Fe–Mn, содержащего 1 %Fe (№4-004-2016 ОИС).

Список литературы

1. Большая Советская Энциклопедия, изд. второе, М, издательство «Большая Советская Энциклопедия», Т.1, стр. 521.
2. Большая Советская Энциклопедия. Издание третье, М, издательство «Советская энциклопедия», 1970 т.2 стр. 252-253
3. Н.А.Буше Подшипниковые сплавы для подвижного состава – М, Транспорт, 1967, 224 с.
4. Буше Н.А., Копытко В.В. Совместимость труящихся поверхностей. М, «Наука», 1981, 127 с.
5. Конструкционные материалы. Главный редактор А.Т. Туманов. изд. 2. Коррозия - подшипниковые материалы. Изд.: Советская энциклопедия. Москва. 1964. 408 с.
6. Алисин В.В., Алябьев А.Я., Архаров А.М., Балакин В.А., Белый В.А , и др. Справочник. Трение изнашивание и смазка. М.: Машиностроение, 1978. 400 с.
7. Ткачев В.Н. Материаловедение. Издательское объединение «Вища школа», Киев, 1997, 448 с.
8. Буше Н. А., Горячева И. Г., Корнеев Р. А. Контактное взаимодействие антифрикционных сплавов, содержащих мягкую фазу // Известия ВУЗов. Северокавказский регион. Технические науки. Спецвыпуск. — 2001
9. Справочник по конструкционным материалам: Справочник / Арзамасов Б.Н., Соловьёва Т.В., Герасимов С.А. и др.; Под ред Арзамасова Б.Н., Соловьёвой Т.В. – М.: Изд-во МГТУ им. Баумана Н.Э., 2005.-640 с.: ил.
10. Бочвар А.М. Исследование белых антифрикционных материалов М, 1918 124 стр.
11. Бочвар А.М, Иродов С.И. Баббиты с оловянной основой при малом содержании сурьмы и меди. «Цветные металлы, №9, 1931, с 33-36.
12. Пинчук Л.С., Струк В.А., Мышкин Н.К., Свириденок А.И. «Материаловедение и конструкционные материалы». Минск Вышэйшая школа, 1989, 461 с.
13. Захаров А.М. «Промышленные сплавы цветных металлов». М.: Металлургия, 1980. 256 с.
14. Буше Н.А. Гуляев А.С., Двоскина В.А., Раков К.М. Подшипники из алюминиевых сплавов. М.: Транспорт, 1974, 255 с.
15. Гершман И.С., Буше Н.А. Реализация диссипативной самоорганизации поверхностей трения в трибосистемах // Трение и износ. 1995. Т.16. №1.

16. Богданов В.В. Исследование свинцовистой бронзы в подшипниках компрессоров. Сборник «Повышение износостойкости и срока службы машин» Киев, Машгиз, 1953, с 339-347.
17. Шпагин А.И. Влияние различных добавок на свойства свинцовых бронз. Сборник научно-исследовательских работ ЦНИОцветмета. Вып.1 Металлургиздат, 1941.
18. Ильин А.И. Антифрикционные оловянно-свинцовистые бронзы для паровозов ФД и ИС. Трансжелдориздат, 1939.
19. Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение. Сборник статей под ред. проф. М.М. Хрущова. Изд-во АН СССР, М. 1954.
20. Dix Aluminium alloys 1940-1950. Metal. Progress. October. 1950. №4. vol 58. pp 484-496.
21. English C. Light-alloy bearings in Germany. Light Metals, 1949, 12.143 p 664.
22. Woldman H. Selection nonferrous bearing material. Iron Age, 158, 10, 1946. pp 54-57.
23. Kuhm M. Sleeve bearing of Al alloys. «Motorteck 2» 11., 1950 pp 126-128
24. Шпагин А.И. Антифрикционные сплавы. М.: Металлургиздат, 1956, 320 с.
25. Н.А.Буше, А.Е.Миронов, Т.Ф. Маркова. Новый антифрикционный сплав АО10С2. «Тяжелое машиностроение» № 10, 2006, с 27-29.
26. Буше Н.А. Миронов А.Е., Маркова Т.Ф. Новый алюминиевый сплав, заменяющий традиционные материалы. «Железные дороги мира», № 11, 2003, с 44-47.
27. Е.Г. Корочарова, А.Е. Миронов. Антифрикционные алюминиевые сплавы с повышенными свойствами.// Литейное производство – 2011, №10, с. 12-15.
28. Миронов А.Е., Гершман И.С., Овчинин А.В., Гершман Е.И. Сравнение задиростойкости новых антифрикционных алюминиевых сплавов и традиционных антифрикционных бронз// Трение и износ – 2015 г., т. 36, №3, стр. 334-339.
29. А.Е. Миронов, И.С. Гершман, Е.Г. Котова. Дегазация и модификация алюминиево-оловянных сплавов. // Цветные металлы № 7 (869) 2015.
30. А.Е. Миронов, Е.Г. Котова. Разработка новых марок литейных алюминиевых антифрикционных сплавов для замены бронз в узлах трения // Известия Самарского научного центра Российской академии наук, т. 13, №4(3), 2011г. С. 1136–1140.
31. Котова Е. Г., Курбаткин И. И., Миронов А. Е., Гершман И.С. Исследование микроструктуры и механических свойств экспериментальных антифрикционных сплавов (для монометаллических подшипников скольжения). // Цветные металлы, 2013, №5, с. 66-72.

32. Буше Н.А. Подшипниковые сплавы для подвижного состава. М.: Транспорт, 1967, 224 с.
33. Арзамасов Б.Н., Брострем В.А., Буше Н.А. и др. Конструкционные материалы: Справочник. Под общей редакцией Арзамасова Б.Н. М. Машиностроение, 1990, 687 с.
34. ГОСТ 14113-78 Сплавы алюминиевые антифрикционные. М.: ИПК Издательство стандартов, 1999, 4 с.
35. ГОСТ ИСО 4383-2006 Подшипники скольжения. Многослойные материалы для тонкостенных подшипников скольжения.
36. Hunsicker H.J. and Kempf Z.W. Aluminium Alloys for high duty Engine Bearings. Diesel power and Diesel Transportation, 1946, vol 24, № 7
37. Metals Handbook. Published by the American Society for Metals, 1948 pp 745-755.
38. Wood D.B. Solid alloy Engine Bearings «Railway Age» June, 20, 1955, vol 138, № 25.
39. Ellwood E.C. Aluminium-tin bearing alloys: a new bouding method. Tin and its uses. 1956 № 36. pp 9-10.
40. Brenner P. Postwar European. Prodress in wrought Aluminium and its alloys. Metal Progress. 1954. vol 65, №1 pp 112-115.
41. Wood D.B. Solid Aluminium Bearings. Prod. Eng., 1960, 31, № 27 pp 42-47.
42. Пратт Д.С. Подшипниковые сплавы для двигателей внутреннего сгорания. Трибология. Исследования и приложения (Опыт США и стран СНГ). М. Машиностроение, 1993.
43. Буше Н.А., Гридасов В.А. и др. «Антифрикционный сплав и способ изготовления биметаллической заготовки для подшипников из нее» Патент РФ № 2186869 опубл. 27.04.2001 г.
44. Плужников Ю.В., Колмаков А.В. и др. «Антифрикционный сплав и способ изготовления биметаллической заготовки из этого сплава» Патент РФ № 2284364 от 03.06.2004 г.
45. Hunsicker H.I, Kempf Z.W. Aluminium alloys for high duty engine bearings «Diesel Power and Diesel Transportation», 1946, v24, №7, p 856-863.
46. Guthbertson I.W. Improvements in antifriction Al-Sn alloys «Rev. Gen. Mechanique» 1954, № 38, p 325-329.
47. Why Aluminium Bearings for the new Fairbanks Morse 1000 hp cylinder turbocharged engine. «Diesel and Gas Catalog», 1965.

48. Collari N., Pagliabunda Z. Results of practical trials on aluminium-tin bearings. «Tin and its uses», 1956, Autumn. №37, p 5-7.
49. Buske A. Die Ursache von Schäden an Lagern mit Weismetall Ausgüssen. «Der maschineschaden», 1954, Bd 27, s 37-40.
50. Tokuzo Matsyama, Takao Kayada. A study of characteristics of bearing alloys. «Bulletin of ISME», 1960, V3, № 9 p 1-6.
51. Н.К.Бабаев и др. Применение алюминиевых сплавов в подшипниках тепловозных двигателей. Ташкент, «Узбекистан», 1966, 200 с.
52. Буше Н.А., Балленков Б.А. Свойства алюминиево-оловянных сплавов при повышенных температурах. «Вестник ЦНИИ МПС», 1968, № 5, с 38-40.
53. Галашов Н.Н. Оценка свойств антифрикционных материалов для подшипников судовых дизелей – Труды ЛИВТа, 1968. вып.111 с 52-57.
54. Галашов Н.Н. Исследования алюминиевых сплавов для подшипников судовых дизелей. В сб. статей молодых научных работников. Ч.1 – Труды ЛИВТа, 1968, с 19-22.
55. Галашов Н.Н., Елин И.А., Хохлов В.М. и др. Испытания антифрикционных сплавов на основе алюминия для подшипников судовых дизелей. В кн. «Методы испытания и оценки служебных свойств материалов для подшипников скольжения». Институт машиноведения. М. «Наука», 1972, с 77.
56. Костнер О.Е. Алюминиевые подшипниковые сплавы для авиационных моторов. Всесоюзная конференция по трению и износу в машинах. Т.1 М. – Л., из-во АН ССР, 1939, с. 223-239.
57. W. Zhai, L. Hu, D.L. Geng, B. Wei. Thermodynamic properties and microstructure evolution of ternary Al–10%Cu–x%Sn immiscible alloys. JournalofAlloysandCompounds 627 (2015), p. 402–409.
58. Коломейченко А.В., Логачев В.Н. // Исследование свойств покрытий, сформированных МДО, на пластически деформированном алюминиевом сплаве АО3-7// Вестник Орел ГАУ 5'07.
59. Батышев К.А. Исследование тепловых и силовых условий литья с кристаллизацией под давлением алюминиевых сплавов с целью производства высококачественных отливок отечественного назначения. Автореферат диссертации на соискание ученой степени д.т.н. 2009.
60. Справочник. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Под общей редакцией академика РАН Н.П. Лякишева. Т.1, М.: Машиностроение. 1996, 991 с.

61. Z.C. Lu, Y. Gao, M.Q. Zeng, M. Zhu. Improving wear performance of dual-scale Al–Sn alloys: The role of Mg addition in enhancing Sn distribution and tribolayer stability. // Wear 309 (2014) 216–225.
62. Хансен М., Андерко К., Структуры двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962. Т.1, 2. 1188 с.
63. Шанк Ф.А. Структура двойных сплавов. М.: Металлургия, 1973. 760 с.
64. I. Kaban, M. Ko"ehler, L. Ratke, W. Hoyer, N. Mattern, J. Eckert , A.L. Greer. Interfacial tension, wetting and nucleation in Al–Bi and Al–Pb monotectic alloys // Acta Materialia 59 (2011) 6880–6889.
65. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. М.: Физматгиз, 1959, т.1, 756 с.
66. Кузнецов Г.М., Барсуков А.Д., Кривошеева Г.Б. // Изв. АН СССР. Металлы. 1986. №5. с. 198-200.
67. Mustafa Kamal, Abu-Bakr El-Bediwi, and Mohammed Majeed Hameed. Rapid Quenching of Liquid Aluminum-Indium- Bismuth Alloys. // International Journal of Engineering & Technology IJET-IJENS Vol:14 No:04.
68. McAlister A.J. // Bull. Alloy Phase Diagrams. 1982. V.3. №2. P. 172-177.
69. Дриц М.Е., Каданер Э.С. Падежнова Е.М. // Журнал неорганической химии. 1963. Т.8. №7. с. 1661-1667.
70. Бочвар О.С. Походаев К.С. // Металловедение легких сплавов. Сб. статей. М.: Наука, 1965. с. 88-92.
71. Djordje Mirkovicr, Joachim Gro"Ebner, Rainer Schmid-Fetzer. Solidification paths of multicomponent monotectic aluminum alloys. // Acta Materialia 56 (2008) 5214–5222.
72. I. Kaban*, W. Hoyer. Effect of Cu and Sn on liquid–liquid interfacial energy in ternary andquaternary Al–Bi-based monotectic alloys. // Materials Science and Engineering A 495 (2008) 3–7.
73. Alessandro F. da Silveiraa, Walman B. de Castroa,, Benedito A. Lucianob, Claudio S. Kiminamic. Microstructure of under-cooled Sn–Bi and Al–Si alloys. // Materials Science and Engineering A 375–377 (2004) 473–478.
74. F. Abd El-Salama, A.M. Abd El-Khaleka, R.H. Nadaa, L.A. Wahabb, H.Y. Zahran. // Thermally induced structural and mechanical variations in ternary Al–Si based alloys // Materials Science and Engineering A 527 (2009) 281–286.
75. R. Dai, J.F. Zhang, S.G. Zhang, J.G. Li. Liquid immiscibility and core-shell morphology formation in ternary Al–Bi–Sn alloys. // MATERIALS CHARACTERIZATION 81 (2013) 49 – 55.

76. Thiago A. Costa, Emmanuelle S. Freitas, Marcelino Dias, Crystopher Brito, Noe Cheung, Amauri Garcia. Monotectic Al-Bi-Sn alloys directionally solidified: Effects of Bi content, growth rate and cooling rate on the microstructural evolution and hardness. // Journal of Alloys and Compounds 653 (2015) 243-254.
77. Mirkovi D., Gröbner J., Schmid-Fetzer R. Liquid demixing and microstructure formation in ternary Al–Sn–Cu alloys // Materials Science and Engineering. 2006. Vol. A 487. P. 456–467.
78. H.R. Kotadia, E. Doernberg, J.B. Patel, Z. Fan, and R. Schmid-Fetzer. Solidification of Al-Sn-Cu Based Immiscible Alloys under Intense Shearing // METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, published online, 24 July 2009
79. Hiren R. Kotadia. Solidification Behaviour of Al-Sn-Cu Immiscible Alloys and Al-Si Cast Alloys Processed under Intensive Shearing.
80. H.R. Kotadia, E. Doernberg, J.B. Patel, Z. Fan, and R. Schmid-fetzer. Solidification of Al-Sn-Cu Based Immiscible Alloys under Intense Shearing // The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2009.
81. Miettinen J. Thermodynamic Description of the Cu-Al-Sn System in the Copper-Rich Corner // Metallurgical and materials transactions a, 1648—volume 33a, june 2002.
82. J.F. Nie, B.C. Muddle. Strengthening of an Al–Cu–Sn alloy by deformation-resistant precipitate plates // Acta Materialia 56 (2008) 3490–3501.
83. H.R. Kotadiaa, A. Das, E. Doernberg, R. Schmid-Fetzer. A comparative study of ternary Al–Sn–Cu immiscible alloys prepared by conventional casting and casting under high-intensity ultrasonic irradiation. // Materials Chemistry and Physics 131 (2011) 241–249.
84. M. Felipe Bertelli, Crystopher Brito, Ivaldo L. Ferreira, Guillaume Reinhart, Henri Nguyen-Thi, Nathalie Mangelinck-Noël, Noé Cheung, Amauri Garcia. Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified Al–Sn–(Si;Cu) alloys. // Materials and Design 72 (2015) 31–42.
85. Agarwala V, Satyanarayana K.G., Agarwala R.C., Rajnish Garg. A study on the development and wear characteristics of rheocast Al–5Cu–2Pb alloy and Al–5Cu/Pb–18Sn wire composites // Materials Science and Engineering. 2002. Vol. A327. P.186–202.
86. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М., Металлургия, 1979, 483с.
87. An J., Dong C., Zhang Q.Y. Improvement of the wear behavior of stircast Al–Si–Pb alloys by hot extrusion // Tribology International. 2003. №36. P.25–34.

88. J. An, Y.B. Liu*, Y. Lu. The influence of Pb on the friction and wear behavior of Al–Si–Pb alloys. // Materials Science and Engineering A 373 (2004) 294–302.
89. J. An, Y.B. Liua, Y. Lua, Q.Y. Zhangb, C. Dongb. Dry sliding wear behavior of hot extruded Al–Si–Pb alloys in the temperature range 25–200°C // Wear 256 (2004) 374–385.
90. Rashmi Mittal, Aruna Tomar, and Devendra Singh. Wear Behavior of Disk Shape Spray Formed Al-Si-Pb Alloys. // Submitted June 21, 2013; in revised form October 11, 2013; published online November 27, 2013.
91. N. I. Noskova, L. G. Korshunov, and A. V. Korznikov. Microstructure and tribological properties OF Al – Sn, Al – Sn – Pb, and Sn – Sb – Cu alloys subjected to severe plastic deformation. // Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, No. 12, pp. 34 – 40, December, 2008.
92. Victoria Bhattacharya, Kamanio Chattopadhyay. Melting of multiphase nano-scaled particles embedded in Al matrix: Case of Pb–Sn and Bi–Sn alloys. // Materials Science and Engineering A 449–451 (2007) 1003–1008.
93. Yuana G.G., Lia Z.J., Lou Y.X. Study on crystallization and microstructure for new series of Al–Sn–Si alloys. // Materials Science and Engineering. 2000. Vol. A280. P.108–115.
94. Akihiro Kose, Motohiko Koushima, Tomohiro Ukai, Yuki Kawashima, Kouji Zushi. Development of Lead-Free Al-Sn-Si Alloy Bearing for Recent Automotive Engines.
95. C.J. Kong, P.D. Brown, S.J. Harris, D.G. McCartney. The microstructures of a thermally sprayed and heat treated Al–20 wt.%Sn–3 wt.% Si alloy // Materials Science and Engineering A 403 (2005) 205–214.
96. T.D. Hatchard, J.R. Dahn, S. Trussler, M. Fleischauer, A. Bonakdarpour, J.R. Mueller-Neuhaus, K.C. Hewitt. The amorphous range in sputtered Si–Al–Sn films. // Thin Solid Films 443 (2003) 144–150.
97. A. Aric, Brandes, Smithell Metals Reference Book, New York, 1983, pp. 434.
98. Новиков И.И., Золоторевский В.С., Лисовская Т.Д. Исследование сплавов цветных металлов. Вып. 4 – М.: Изд-во АН СССР, 1963. 130 с.
99. Бочвар А.А., Новиков И.И. Технология цветных металлов // Тр. МИЦМиЗ, 1952, №23. Металлургиздат. С. 5-15.
100. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1966. 299 с.
101. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литьевых алюминиевых сплавов. Москва, Изд. Дом МИСиС, 2005, 375 с.

102. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. Москва, Изд. Дом МИСиС, 2010, 510 с.
103. M. Muratoglu , M. Aksoy. The effects of temperature on wear behaviours of Al–Cu alloy and Al–Cu:SiC composite. Materials ScienceandEngineering A282 (2000) 91–99
104. Дриц М.Х. Исследования антифрикционных сплавов на алюминиевой основе. Сб. Трение и износ в машинах – М.: АНССР. 1939, т.1, стр. 209.
105. Дриц М.Х. Антифрикционные сплавы на алюминиевой основе
106. Н.А.Белов и др. Поршневые силумины – М. изд.дом «Руда и Металлы». 2011, - 248 с.
107. Wang F, Liu H, Ma Y, Jin Y. Effect of Si content on the dry sliding wear properties of spray-deposited Al–Si alloy. Mater Des 2004;25:163–6.
108. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Лемешева Т.В. Дисперсно наполненные композиционные материалы на базе антифрикционного силумина для узлов трения и скольжения. Перспективные материалы 2004. №3. с. 69-75.
109. Yi Hond-kum, Zhang Di, Fan Tong-xiang, Lü Wei-jie. Microstructures of worn surface and wear debris of as-cast Al-17Si-xLa alloys under unlubricated conditions. Trans. Nonferrous Metals Soc. China. 2003, 13, № 3, p 564-567
110. A Riyadh A. Al-Samarai, Haftirman, KhairelRafezi Ahmad, Y. Al-Douri. Effect of Roughness of Hypo-and Hyper-EutecticAl-Si Piston Alloy on Wear Characteristics under Lubrication. Procedia Engineering 53 (2013) 616 – 623
111. S.K. Deya, T.A. Perry, A.T. Alpas. Micromechanisms of low load wear in an Al–18.5% Si alloy. Wear 267 (2009) 515–524.A390.
112. J.C. Walker n, T.J.Kamps,R.J.K.Wood. The influence of start–stop transient velocity on the friction and wear behaviour of a hyper-eutectic Al–Si automotive alloy. Wear 306 (2013) 209–218. (c Cu) A390
113. Ott R .D., Blue C.A., Santella M.L., BlauP. J. The influence of a heat treatment on the tribological performance of a high wear resistant high Si Al-Si alloy weld overlay. Wear, 2001, 251(1):868-874.
114. S.A.Wla S, Das S. Combined effect of reinforcement and heat treatment on the two body abrasive wear of aluminum alloy and aluminum particle composites. Wear, 2004, 257(5-6): 555-561.
115. Harun M, Talib I. A., Daud A.R. Effect of element additions on wear property of eutectic aluminium-silicon alloys. Wear, 1996, 194(1-2): 54-59.
116. A. Vencl, I. Bobi, Z. Misković. Effect of thixocasting and heat treatment on the tribological properties of hypoeutecticAl–Si alloy. Wear 264 (2008) 616–623. (7Si)

117. Erol FEYZULLAHOLU, Alpay Tamer ERTÜRK, Ersin Asim GÜVEN. Influence of forging and heat treatment on wear properties of Al-Si and Al-Pb bearing alloys in oil lubricated conditions. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 23(2013) 3575–3583.
118. J. Milligan, J.M. Shockley, R.R. Chromik, M. Brochu. Tribological performance of Al–12Si coatings created via Electrospark Deposition and Spark Plasma Sintering. *Tribology International* 66(2013)1–11.
119. Du Jun, Lin Yao-hui, Yu Si-rong, Wang Wei Characterization of Al-12Si Alloy and its composites in dry sliding friction and wear at elevated temperature. *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*, 2003, 13, №3, p 636-640.
120. T.M. Chandrashekharaiyah, S.A. Kori. Effect of grain refinement and modification on the dry sliding wear behaviour of eutectic Al– Si alloys. *Tribology International* 42 (2009) 59– 65
121. Xue Wang,Mengyan Nie, Chuan Ting Wang, Shun Cai Wang, Nong Gao. Microhardness and corrosion properties of hypoeutecticAl–7Si alloy processed by high-pressure torsion. *Materials&Design* 83 (2015) 193–202. (c Cu)
122. M. S. Prabhudeva, V. Auradib, K. Venkateswarluc N. H. Siddalingswamyd and S. A. Korie. Influence of Cu Addition on Dry Sliding WearBehaviour of A356 Alloy. *ProcediaEngineering* 97 (2014) 1361 – 1367.
123. Баланаева Н.А. Большая С.Г., Зайцев В.И. Влияние магния, цинка и меди на свойства силуминов. Металловедение черных и цветных сплавов. Сб. науч.ст. Вып.5 – Донецк, 1999 – с 20-26.
124. D.E. Lozanoa, R.D. Mercado-Solisb, A.J. Perezab, J. Talamantesb, F. Morales b, M.A.L. Hernandez-RodriguezabTribologicalbehaviour of cast hypereutecticAl–Si–Cu alloy subjected to sliding wear. *Wear* 267 (2009) 545–549.
125. ErolFeyzullahoglu, NehirSakiroglu. The wear of aluminium-based journal bearing materials under lubrication. *MaterialsandDesign* 31 (2010) 2532–2539.
126. R. Schouwenaars, V.H. Jacobo, A. Ortiz. Microstructural aspects of wear in soft tribological alloys. *Wear* 263 (2007) 727–735.
127. M. Anila, V.C. Srivastavab, M.K. Ghosha, S.N. Ojhac. Influence of tin content on tribological characteristics of spray formed Al–Si alloys. *Wear* 268 (2010) 1250–1256
128. Pathak J.P, Torabian H, Tiwari SN. Anti-seizure and antifriction characteristics of Al–Si–Pb alloys. *Wear* 1997;202:134–41.
129. Zhu M, Gao Y, Chung CY, Che ZX, Luo KC, Li BL. Improvement of the wear behaviour of Al–Pb alloys by mechanical alloying. *Wear* 2000;242:47–53.

130. Pathak JP, Mohan S. Tribological behaviour of conventional Al–Sn and equivalent Al–Pb alloys under lubrication. *Bull Mater Sci* 2003;26:315–20.
131. Pathak JP, Mohan S. Wear of conventional and experimental aluminium bearing alloys sliding under lubrication. *Z Metallkd* 2005;96:297–303.
132. Zhu M, Zeng MQ, Gao Y, Ouyang LZ, Li BL. Microstructure and wear properties of Al–Pb–Cu alloys prepared by mechanical alloying. *Wear* 2002;253:832–8.
133. An J, Liu YB, Lu Y, Zhang QY, Dong C. Dry sliding wear behaviour of hot extruded Al–Si–Pb alloys in the temperature range 25–200 °C. *Wear* 2004;256:374–85.
134. Belov N.A., Aksenov A.A. and Eskin D.G. Iron in Aluminum alloys: impurity and alloying element. Taylor and Francis, 2002, 360 p.
135. Горшков И. Е. Литье слитков цветных металлов и сплавов М Металлургиздат, 1952, 416 с.
136. Спасский А. Г. Основы литейного производства. М., Металлургиздат, 1950, 319 с.
137. Гершман Е.И., Гершман И.С., Миронов А.Е. Литейный антифрикционный сплав на основе алюминия для монометаллических подшипников скольжения и способ его изготовления. Патент RU 2571665.
138. Новиков И. И., Захаров М. В. Термическая обработка металлов и сплавов. М., Металлургиздат, 1962, 429 с.
139. Резание легких сплавов (обзор). В кн.: «Резание металлов и режущий инструмент». М., Машгиз, 1956, с. 82—88.
140. Буше Н. А. Оценка свойств алюминиевых сплавов. 1руды МПС, 1958, вып. 157, с. 84—105.
141. Кузнецов В. Д. Наросты при резании и трении. М., Гостехиздат.
142. Хрущев М.М.. Основные положения к методам испытания на изнашивание. – в Сб. «Трение и износ в машинах. Изд-во АНССР, М-Л., 1939г. Стр. 297.
143. Зайцев А.К.. Методика лабораторного испытания материалов на износ (методы и машины). – в Сб. «Трение и износ в машинах. Изд-во АНССР, М-Л., 1939г. Стр. 310.
144. Д.В. Конвисаров. Методика лабораторных испытаний металлов на износ трением и типы испытательных машин. – в Сб. «Трение и износ в машинах. Изд-во АНССР, М-Л., 1939г. Стр. 328.
145. Хрущев М.М.. «Пластичные антифрикционные материалы» . – в Сб. «Трение и износ в машинах. Изд-во АНССР, М-Л., 1939г. Стр. 239.
146. А. П. Семёнов, «Метод оценки противозадирных свойств при трении без смазки» – Методы испытаний на изнашивание. Изд. АНССР, М., 1962г., стр. 63-71.

147. Михин Н.М., Ляпин К.С. Новый метод исследования фрикционных свойств подшипниковых материалов // Методы испытания и оценки служебных свойств материалов для подшипников скольжения. – М.: Наука. – 1972, 58-65.
148. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчётов на трение и износ. – М.: Машиностроение – 1977, 523 с.
149. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу
150. ГОСТ 9012-59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю
151. Рыбаков Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. – М.: Машиностроение, 1982, 212 с.
152. Methods of surface analysis. Edited by A.W. Czanderna. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam, 1975. Перевод с английского под редакцией Кораблева В.В., Петрова Н.Н. Методы анализа поверхностей. Москва: Мир, 1979, 582 с.
153. Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. М: Техносфера, 2005, 144 с.
154. Антоненко С.В. Исследование пленок и наноструктур с помощью сканирующего зондового микроскопа. Лабораторный практикум: Учебное пособие. М.: НИЯУ МИФИ, 2011. – 96 с
155. Tools and techniques in physical metallurgy. Edited by A.W. Czanderna. MarcelDekker, Inc., NewYork, 1970. Перевод с английского Чеботарев Н.Т. Приборы и методы физического металловедения. Москва: Мир, 1973, 427 с.
156. Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И., Арсентьев П.П., Цвилинг М.Я., Попов К.В. Лаборатория металлографии. М.: Металлургия, 1965, 439 с.
157. Криштал М.М., Ясников И.С., Полунин В.И., Филатов А.М., Ульяненков А.Г. Сканирующая электронная микроскопия и рентгено–спектральный микроанализ а примерах практического применения. Под общей редакцией Кришмана М.М., Москва: Техносфера 2009, 208 с.
158. Эгертон Р.Ф. Физические принципы электронной микроскопии. Москва: Техносфера 2010, 304 с.
159. Громаковский Д. Г., Макарьянц М. В., Ткаченко С. И. Разработка склерометрического способа исследования активационных параметров повреждаемости и разрушения поверхностей, деформируемых трением // Трение и износ — 2014 (35), № 1, 35—42.
160. М.И. Петржик, Е.А. Левашов. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта. // Кристаллография – 2007 (52), №6, с. 1002-1010.

161. Б. Я. Сачек, А. М. Мезрин, Т. И. Муравьёва, О. О. Столярова, Д. Л. Загорский, Н. А. Белов // Исследование трибологических свойств антифрикционных алюминиевых сплавов с использованием метода склерометрии. // Трение и износ. 2015. Т: 36. №2. с. 137-146.
162. Информация с сайта <http://www.thermocalc.com>
163. Thermo-Calc Software. Software System. Thermodynamic Framework and Data . Stockholm, Sweden. (2006).
164. Thermo-Calc Software. Thermocalc State Variables and State Variables. Stockholm, Sweden (2006).
165. Белов Н.А. Диаграммы состояния тройных и четверных систем (учебное пособие для вузов) - М.: МИСиС, 2007, 360 с.
166. Н.А. Белов, А.О. Михайлина, А.Н.Алабин, О.О. Столярова // Расчетно-экспериментальное изучение фазовой диаграммы Al–Cu–Si–Sn в области алюминиевых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. №4, С.11-17.
167. Н.А. Белов, О.О. Столярова, А.О. Яковлева // Влияние свинца на структуру и фазовый состав литейного сплава Al–5%Si–4%Cu // Металлы. 2016. №2, с. 35-44.
168. Н.А. Белов, О.О. Столярова, Т.И. Муравьева, Д.Л. Загорский // Фазовый состав и структура алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Si–Sn–Pb // Физика металлов и металловедение. 2016. Т.117, №6, с. 1-9.
169. J. Gilbert Kaufman, Elwin L. Rooy. Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications. ASM International, 2004. p. 321.
170. Курбаткин И.И., Белов Н.А., Озерский О.Н., Муравьева Т.И., Столярова О.О., Алабин А.Н. Трибологические и структурные исследования новых антифрикционных материалов на основе алюминия// Трение и износ. – 2014, №2, 52-57.
171. Хрущев М. М. «Трение, износ и микротвёрдость материалов» – Избранные работы к 120-летию со дня рождения, М. 2011, 510с.
172. Григорович В.К. Твёрдость и микротвёрдость металлов// «Наука», 230с.
173. Богомолов Н.Н., Безолюк Ю.В., Есикова И.И. Исследование влияния наклёпа на твёрдость царапанием// Сб. Склорометрия – М.: «Наука», 1968г., 220с.
174. Нейль Г.О. Твёрдость металлов и её измерение//М.-Л. Металлургиздат, 1940г.
175. Давиденков Н.Н. Некоторые проблемы механики материалов// Л. Лениздат, 1943г.
176. В.В.Галушка, Д.И. Биленко Снижение влияния артефактов при рентгеноспектральном микроанализе в электронной микроскопии. Вестник

Саратовского государственного технического университета Выпуск №3сЮ Том 4, 2010, с.20 – 25.

177. И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, К.К. Портной, Н.А. Белов и др. Металловедение: Учебник. В 2-х томах. Т II. Коллектив авторов / под общ. ред. В.С. Золоторевского. – М.: Издательский дои МИСиС, 2009. – 528 с.
178. Мамзурин О.И., Поздняков А.В., Чурюмов. А.Ю., А.Д. Барсуков Физические свойства металлов и сплавов: Лаб. практикум. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2012. – 82 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1



**СВИДЕТЕЛЬСТВО
О РЕГИСТРАЦИИ НОУ-ХАУ**

На основании «Положения о правовой охране секретов производства (ноу-хая) НИТУ «МИСиС», утвержденного ректором «15» декабря 2015 г., проведена регистрация секрета производства (ноу-хая):

Способ изготовления многокомпонентного антифрикционного алюминиевого сплава с повышенным содержанием железа

Правообладатель: *федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»*

Авторы: Ольга Олеговна Столярова
Николай Александрович Белов

Зарегистрировано в Депозитарии ноу-хая НИТУ «МИСиС»
№ 4-004-2016 ОИС от " 4 " марта 2016 г



Проректор по науке и инновациям


/M.R. Филонов/