

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»

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Москва – 2016

Диссертационная работа выполнена на кафедре «Литейные технологии и художественная обработка материалов» Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» и в лаборатории трибологии Федерального государственного бюджетного учреждения науки «Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского» Российской академии наук.

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор
ФГАОУ ВО «Национальный
исследовательский технологический
университет «МИСиС»

Белов Николай Александрович

Официальные оппоненты:

доктор технических наук,
профессор, профессор кафедры «Машины и
технологии литейного производства»
ФГБОУ ВО «Московский государственный
машиностроительный университет (МАМИ)»

Батышев Константин Александрович

доктор технических наук,
профессор, руководитель лаборатории
композиционных и неметаллических
материалов
ФГБОУ ВПО «Московский государственный
технический университет
имени Н.Э. Баумана»

Курганова Юлия Анатольевна

Ведущая организация:

**Федеральное государственное бюджетное
учреждение науки «Институт металлургии
и материаловедения им. А.А. Байкова»
Российской академии наук**

Защита состоится 23 июня 2016 года в 10:00 часов на заседании диссертационного совета Д 212.132.02 при Национальном исследовательском технологическом университете «МИСиС» по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д.6, ауд. А-305.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на официальном сайте Национального исследовательского технологического университета «МИСиС» – <http://misis.ru>.

Отзывы на автореферат диссертации (в двух экземплярах, заверенных печатью учреждения) просьба направлять по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, Ученый совет. Копии отзывов можно присылать по e-mail: misistlp@mail.ru.

Автореферат разослан «___» апреля 2016 года.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.132.02,
доцент, кандидат технических наук



А.В. Колтыгин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

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 плёнка, 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 на 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 сформулированы следующие задачи:

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

2. Обоснована нецелесообразность введения в алюминиевые сплавы рассматриваемой 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 и 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 Российская 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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

1. Обзор литературы

В обзоре литературы рассмотрены основные системы легирования, структура, свойства антифрикционных сплавов и способы их получения.

Особое внимание уделено алюминиевым сплавам, легированным легкоплавкими металлами, так как принцип работы подшипников на основе таких сплавов заключается в том, что при неблагоприятных режимах трения на поверхности вала образуется защитная плёнка, которая создаётся за счёт переноса мягкой фазы (легкоплавкие элементы) из твердого сплава вкладыша подшипника. Рассмотрены особенности их структуры и фазового состава. Демонстрируется перспективность использования меди в качестве упрочняющей добавки, так как она обеспечивает возможность существенного дисперсионного твердения в результате старения после закалки и в тоже время снижает коррозионную стойкость алюминия. Добавление кремния повышает износостойкость, твердость и литейные свойства сплава. Легкоплавкие элементы образуют мягкую фазовую составляющую, которая повышает антифрикционные свойства материала.

На основе анализа обзора литературы и сделанных выводов, сформулированы задачи по выбору состава многокомпонентных алюминиевых сплавов, сочетающих в себе хорошие антифрикционные, механические и литейные свойства.

2. Методики исследования

Основными объектами исследования были выбраны сплавы, фактический состав которых приведен в табл.1 и табл.2. В сплавах I группы (табл.1) концентрации олова свинца были постоянными (около 6 и 2 % соответственно), а

кремния и меди варьировались. Большинство сплавов второй II группы (табл.2), наоборот, содержали постоянные концентрации кремния и меди (около 5 и 4 % соответственно), а концентрации легкоплавких металлов (Sn, Pb и Bi) варьировались.

Сплавы выплавляли в печи сопротивления LAC 90/13 на основе алюминия А99 (ГОСТ 11069-2001), с добавлениями легирующих компонентов: кремния Кр0 (ГОСТ 2169-69), меди М1 (ГОСТ 859-2001), олова О1 (ГОСТ 860-75), свинца С2 (ГОСТ 3778-98) и висмута Ви00 (ГОСТ 10928-90). Разливку осуществляли при температуре расплава равной 720-770 °С (в зависимости от сплава) в графитовые изложницы с сечением слитка 15х30 мм и 10х40 мм (температура изложницы равна комнатной температуре). Контроль химического состава осуществляли на спектрометре фирмы THERMOFISHER марки ARL 4460 OES.

Таблица 1- Химический состав экспериментальных сплавов I группы

Маркировка	Концентрация, масс.%					
	Si	Cu	Sn	Pb	Al	Примеси
1.1	<0,01	<0,01	5,80	1,4	остальное	0,09
1.2	<0,01	4,20	5,60	2,0	остальное	0,09
1.3	1,80	<0,01	5,70	1,6	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	<0,01	4,54	6,36	<0,01	остальное	0,02
1.10	4,38	<0,01	5,93	<0,01	остальное	0,15
1.11	4,64	4,62	5,63	<0,01	остальное	0,18

Таблица 2 - Химический состав экспериментальных сплавов II группы

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	-	-	-	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

Слитки исследуемых сплавов подвергали термообработке в муфельных электрических печах SNOL 58/350 и SNOL 8,2/1100 с точностью поддержания температуры ± 2 °С. Режимы термообработки экспериментальных сплавов приведены в табл. 3).

Таблица 3 – Режимы термообработки экспериментальных сплавов

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

Измерение твердости по Бринеллю производили по стандартной методикой в соответствии с ГОСТ 9012 – 59 на универсальном твердомере Wolpert UN930. Электропроводность образцов исследовали при помощи вихревого структуроскопа марки ВЭ-26НП. Встроенный термометр позволяет учесть влияние температуры окружающей среды и повысить точность измерений. Для проведения прямого термоанализа использовался компьютеризированный лабораторный стенд. Дифференциальный термоанализ (ДТА) проводили на дериватографе Q1500D фирмы Паулик-Эрдей. Определение плотности производили на лабораторных электронных весах HR-202i.

Для подробного изучения состава и морфологии структурных составляющих образцов был использован комплекс микроскопических исследований, включающий в себя оптическую микроскопию (Axio Observer MAT), сканирующую электронную микроскопию (СЭМ), которую проводили на микроскопах «Philips SEM - 505» (с системой рентгеновского микроанализа «Genesis 2000 XMS 60 SEM») и TESCAN VEGA 3 (с приставкой-микроанализатором производства Oxford Instruments и программным обеспечением Aztec). Также использовали сканирующую зондовую микроскопию (СЗМ) на «SmartSPMTM».

Для определения антифрикционных свойств алюминиевых сплавов проводились различные трибологические испытания: для предварительной оценки сплавов был применен метод склерометрии на скретч-тестере REVETEST и трибометре УМТ-3, что позволило определить задиростойкость сплавов; триботехнические испытания проводились на триботестерах Т-05 и при повышенных температурах (100-125 °С) на многофункциональном трибометре УМТ-2.

3. Расчет фазового состава сплавов алюминия с легкоплавкими металлами

Для расчетного анализа фазового состава экспериментальных сплавов использовалась программа Thermo-Calc (базы данных TCAL1, TTAL7, TCAL4 и

SNOB).

Построение политермических сечений диаграмм системы позволяет оценить влияние одного их компонентов на фазовый состав при разных температурах. На рис. 1 представлены разрезы систем Al-Si-Cu-Sn, Al-Si-Cu-Pb. Наиболее значимыми особенностями политермических разрезов четверной системы Al-Si-Cu-Sn (рис.1а) являются: широкие интервалы кристаллизации фаз Al_2Cu и (Si), наличие области расслоения жидкости и протекание нонвариантного пятифазного монотектического превращения $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$ (при $\sim 485^\circ C$). Согласно политермическому разрезу при 4%Cu и 5%Si, в экспериментальном сплаве с содержанием 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 $230^\circ C$) данный сплав должен содержать кроме (Al) три избыточные фазы: Al_2Cu , (Si) и (Sn).

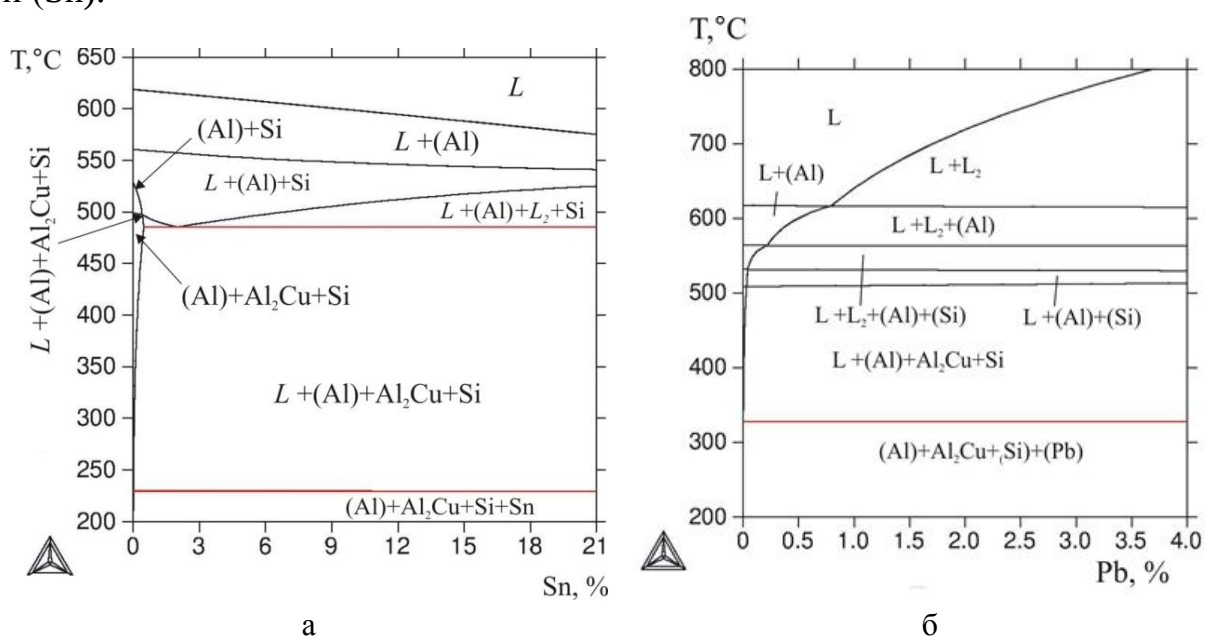


Рис. 1. Политермические сечения четверных систем Al-Cu-Si-Sn (а) и б) Al-Cu-Pb-Si (б) при 5%Si и 4%Cu

Характерной особенностью политермических разрезов системы Al-Si-Cu-Pb (рис.1б) является наличие купола расслоения жидкости (что приводит к ликвации). 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 (горизонтالي при $327^\circ C$ на рис.1б). Совместное введение меди и кремния несколько снижает концентрацию свинца, при которой начинается расслоение жидкости. В частности, из рис.1б видно, что при 5%Si и 4%Cu эта концентрация составляет около 0,8%.

С помощью расчета для четверных систем были определены составы жидких фаз для невариантной монотектической реакции $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$. Они приведены в табл.4.

Таблица 4 - Параметры невариантной монотектической реакции $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$ 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

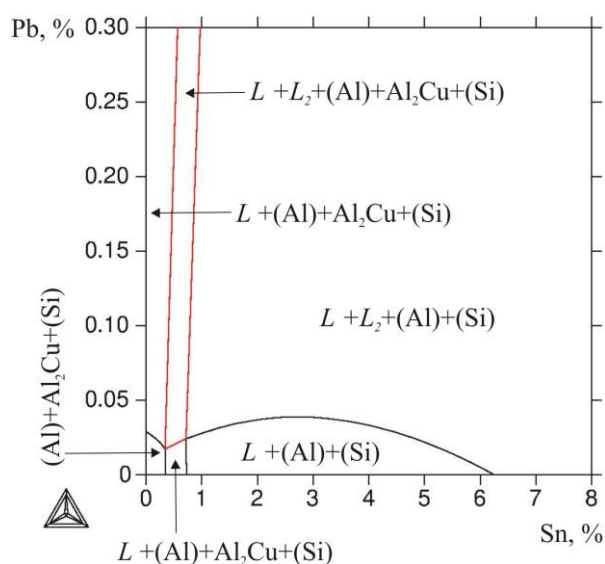


Рис.2. Изотермическое сечение диаграммы Al–Cu–Si–Sn–Pb при 4% Cu, 5% Si и 550 °C

Изотермические сечения диаграммы позволяют оценить влияние двух компонентов на фазовый состав при заданной температуре. Наличие двух жидкостей в значительной мере определяет фазовый состав сплавов системы Al–Cu–Si–Sn–Pb. В качестве примера на рис.2 приведен изотермический разрез, рассчитанный при 4% Cu, 5% Si и 550 °C. Из него видно, что в диапазоне концентраций до 8% Sn и 0,3% 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.

Поскольку изотермические разрезы пятикомпонентной системы не позволяют оценить количества фаз и их составы, был проведен расчет соответствующих величин. В качестве примера в табл.5 приведены результаты расчета сплава Al–4%Cu–5%Si–6%Sn–2%Pb при различных температурах. Из приведенных результатов видно, что при 400 °C (т.е. заведомо ниже тройной эвтектики в системе Al–Cu–Si) в сплаве 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 74%Sn+25%Pb, который согласно диаграмме Sn–Pb должен заканчивать кристаллизацию при

183 °С. Кроме жидкой фазы и алюминиевого твердого раствора при этой температуре могут присутствовать фазы Al_2Cu и (Si). Результаты расчета также показывают, что объемная доля жидкой фазы существенно меньше массовой (около 8 масс.%) и не превышает 2 об.%. Это обусловлено тем, что плотности олова и свинца существенно больше, чем у алюминия.

Таблица 5 - Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al–4%Cu–5%Si–6%Sn–2%Pb при температурах расслоения жидкой фазы

Температура	Фаза	Массовая доля	Объемная доля	Химический состав фазы, % масс				
				Al	Sn	Si	Cu	Pb
400	(Al)	82,04	89,26	98,05	0,17	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	3,633	71,14	0,01	0,21	24,99
	Al_2Cu	1,5	1,18	47,89	-	1,08	51,00	-
	(Si)	4,27	4,46	-	-	100	-	-
496	Al_2Cu	<0,3	<0,2	47,90	0,39	1,1	50,99	-
	(Al)	85,52	91,53	94,99	0,39	0,8	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	0,5
	(Si)	4,20	4,44	-	-	100	-	-
500	(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
	(Si)	4,14	4,45	-	-	100	-	-
604(T_L)	(Al)	<0,6	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
605	L1	1,29	0,18	0,19	5,67	<0,01	<0,01	94,13
	L2	98,71	99,82	84,08	6,00	5,06	4,05	0,79
706(T_{L2})	L1	99,98	99,99	83,01	6,00	5,00	4,00	1,98
	L2	<0,01	<0,10	0,3	4,45	<0,01	<0,01	95,22
707	L1	100	100	83,00	6,00	5,00	4,00	2,00

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

значительно выше ликвидуса.

4. Экспериментальные исследования структуры и фазового состава сплавов

Основой всех экспериментальных сплавов является алюминиевая матрица. На границах зерен показано выделение мягкой фазы, состоящей из легкоплавких металлов (самая светлая область на СЭМ-изображениях), которая в литом состоянии имеет вид удлинённых прожилок (рис. 3а). В сплаве системы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi рядом с оловянной фазой располагаются включения фазы Al_2Cu (рис.3в). В этом сплаве значительное место в структуре занимают эвтектические кристаллы кремниевой фазы. Следует отметить, что кремниевая фаза из близости атомных номеров Al и Si при использовании СЭМ практически не видна (рис.3в,г).

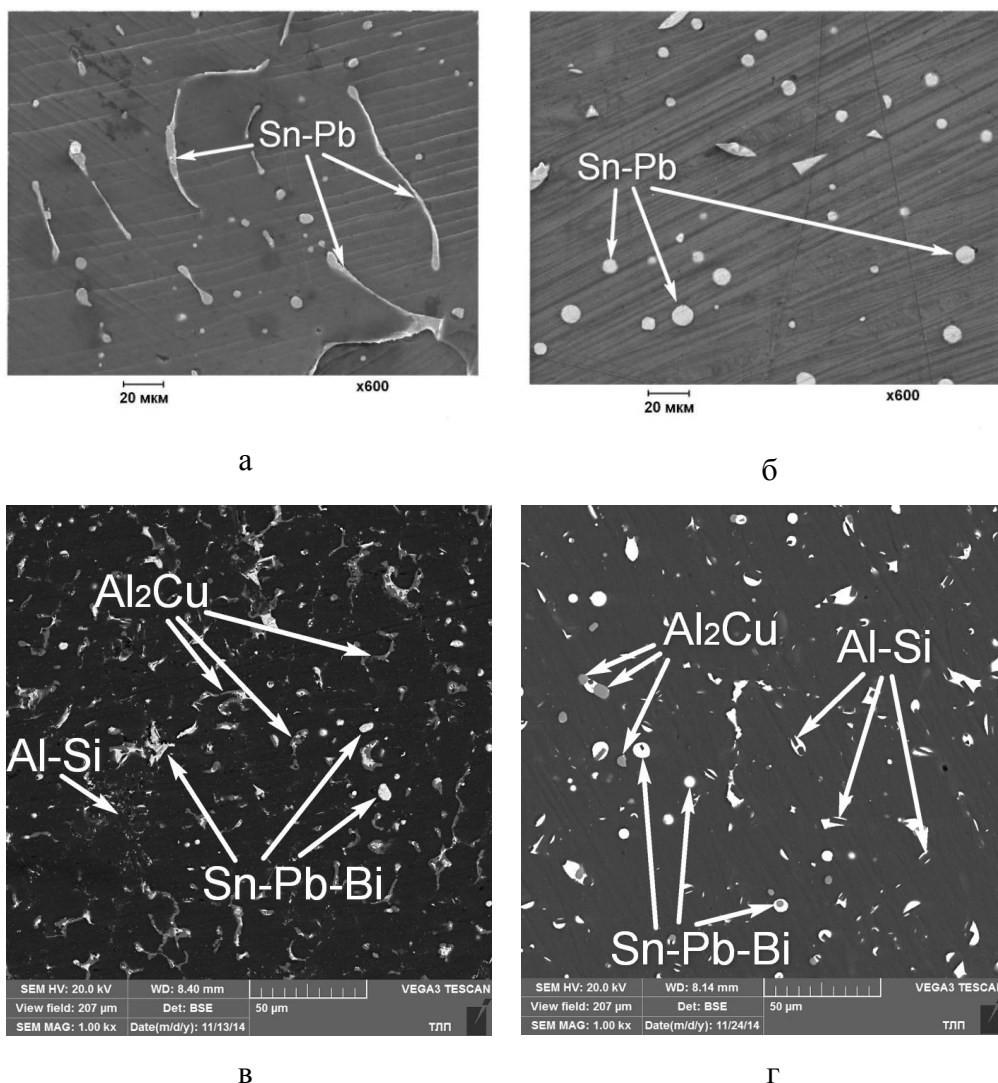


Рис. 3. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов (СЭМ): а) системы Al-Sn-Pb в литом состоянии и б) термообработанном (ТО=500 °С, 6 часов); в) системы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi в литом состоянии и г) термообработанном (ТО=500 °С, 6 часов)

Отжиг при 500 °С с последующей закалкой существенно меняет структуру всех сплавов. Мягкая фаза приобретает глобулярную форму (рис.3б,г), 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 (рис.3г), что связано с их частичным растворением в (Al) при отжиге. Кремниевая фаза становится более глобулярной (рис.3г), а ее количество меняется незначительно по сравнению с литым состоянием.

Для более точной идентификации фаз использовали микрорентгеноспектральный анализ (МРСА). Как видно из рис.4, в структуре термообработанного сплава системы Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi четко выявляются частицы (Si) (рис.4в), которые трудно различимы при съемке в отраженных электронах (рис. 4а). Сравнение рис.4,д и рис.4г,е,ж позволяет увидеть, что области, обогащенные медью и легкоплавкими составляющими, отвечают разным частицам, т.е. фазам Al_2Cu и (Sn-Pb-Bi) соответственно. 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.

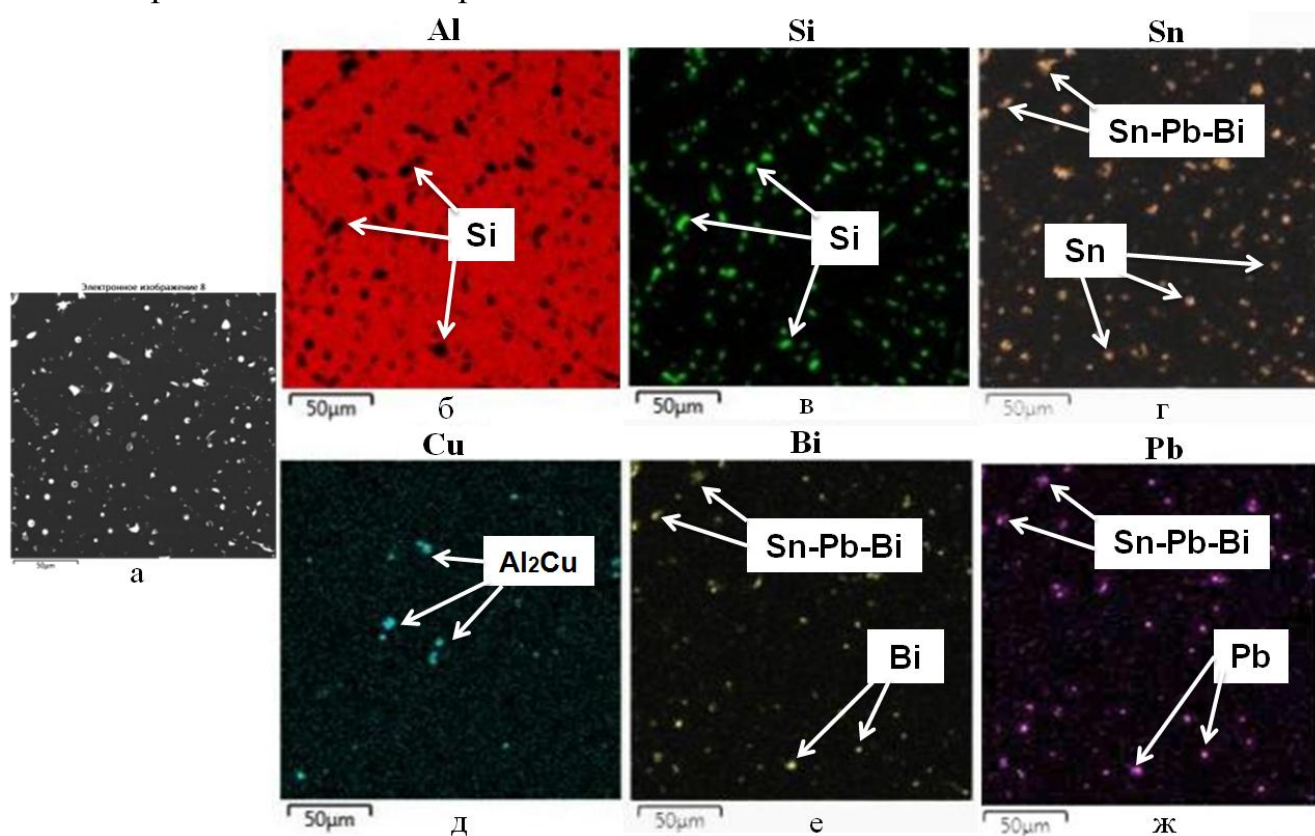


Рис.4. Микроструктура слитка экспериментального сплава №2.5 (Al-Si-Cu-Sn-Pb-Bi) в термообработанном ($T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 6 часов) состоянии, результаты микрорентгеноспектрального анализа (СЭМ): а) электронно-микроскопическое изображение, б) Al, в) Si, г) Sn, д) Cu, е) Bi, ж) Pb

5. Литейные, механические и трибологические исследования алюминиевых сплавов с легкоплавкими металлами

По результатам измерений твёрдости исследуемых сплавов II группы была

установлена зависимость сплавов от их состава и термообработки. Из рис.5а видно, что сплавы, содержащие только олово (№2.1 и №2.10), имеют самые низкие значения твердости, тогда как добавление Cu и Si существенно повышают ее. Твёрдость же медесодержащих 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 (ТО 500 °С, 6 часов) и последующего старения (Т=175 °С, 6 часов) их твёрдость дополнительно возрастает на 40...80% до НВ 100...135 кг/мм².

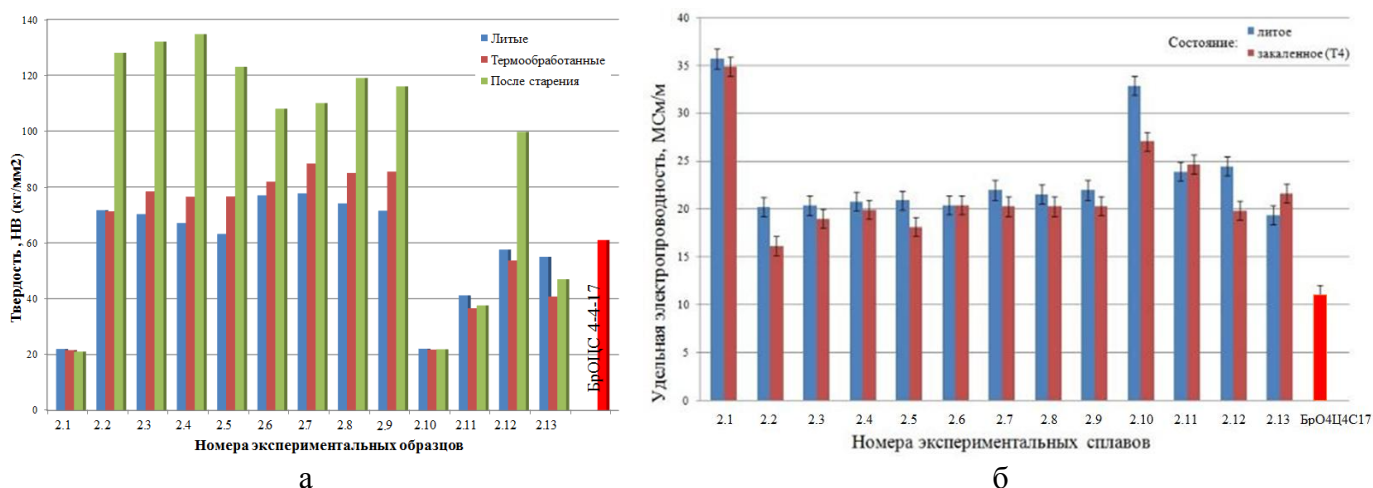


Рис.5. Графики измерения физикомеханических свойств экспериментальных сплавов в сравнении с бронзой БрО4Ц4С17: а) твердость б) удельная электропроводность

Так как теплопроводность является важной характеристикой для подшипниковых сплавов. Поскольку существует сильная корреляционная связь между теплопроводностью и удельной электропроводностью (УЭП), проводили менее трудоемкие измерения величины УЭП. Результаты приведены на рис.5б. Как известно, легирование алюминия уменьшает УЭП. Из экспериментальных данных следует, что наиболее сильно снижают УЭП медь и кремний, входящие в алюминиевый твердый раствор. Легкоплавкие металлы, практически нерастворимые в (Al), снижают эту величину в меньшей степени. Несмотря на то что электропроводность алюминия меньше, чем у меди, у всех экспериментальных сплавов она выше, чем у бронзы марки БрО4Ц4С17.

Для определения трибологических свойств первоначально был применен метод склерометрии, который проводился по методике с переменной глубиной царапания. Тем самым определялась задиростойкость сплавов. В ходе эксперимента регистрировали зависимость коэффициента трения от нагрузки по длине царапания (рис.6). 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

рис. 7; ширина царапины b определялась с учётом масштаба) и отсчёт величины нормальной критической нагрузки ($N_{кр}$), действующей в этот момент. Критическая нагрузка затем пересчитывалась в критическое контактное давление микрорезания ($\sigma_{мкр}$), которое служило основным оценочным параметром, по значениям которого были выбраны два сплава с наилучшими показателями, близкими к бронзе. Результаты склерометрии представлены в табл. 6.

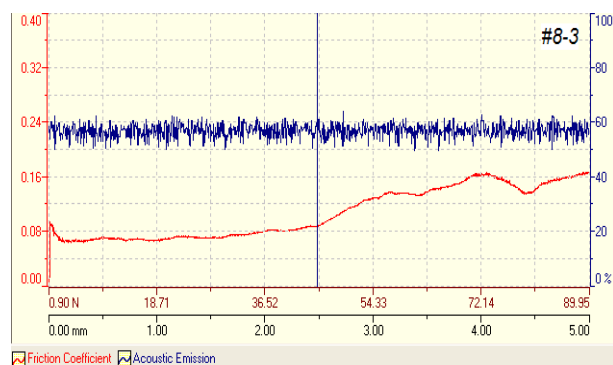


Рис. 6. Склерограмма исследуемого сплава

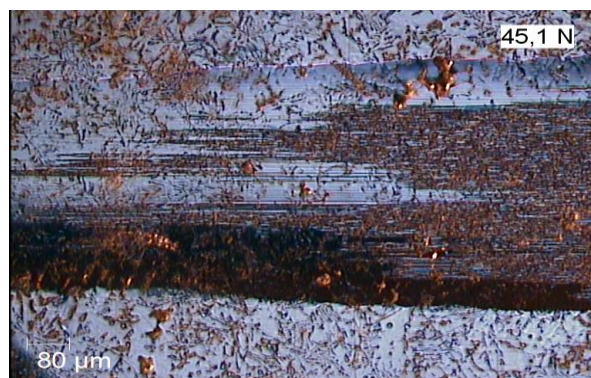


Рис. 7. Царапины (микрорезание) при скольжении сферического индентора по поверхности исследуемого сплава

Напряжение, соответствующее началу процесса микрорезания ($\sigma_{мкр}$) определялось по формуле 1:

$$\sigma_{мкр} = \frac{N_{кр}}{A_p} = \frac{4 N_{кр}}{\pi b^2} \quad (1)$$

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

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

Глубина царапины в этом сечении определялась из геометрических соотношений по формуле 2:

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

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

Анализ данных таблицы 6 показывает, что наиболее вероятными кандидатами на замену свинцовистой бронзы Бр4О4Ц17 являются алюминиевые сплавы №1.6 и №1.8, поскольку по контактному напряжению микрорезания ($\sigma_{мкр}$) они отличаются от неё не более чем на 20%, в то время как остальные опытные сплавы – примерно на 30–60%.

Таблица 6 - Результаты склерометрии (первая группа)

Образец	HVO _{тж} , кг/мм ²	Крит-ая нагрузка, N, кг	Конт-е напр-е микрорезания, $\sigma_{мкр}$, кг/мм ²	Коэфф-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	59	7,1	24,2	0,11	640	17

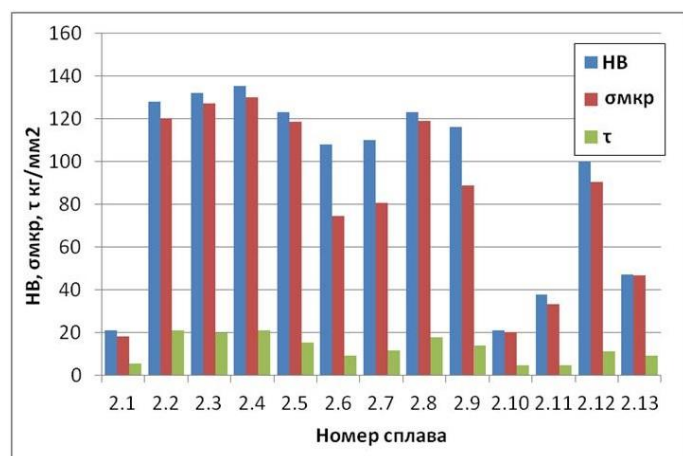


Рис. 8. Соотношения между твёрдостью HV, напряжением микрорезания $\sigma_{мкр}$ и сдвиговым сопротивлением τ исследуемых сплавов II группы

Склерометрическое исследование испытуемых образцов второй экспериментальной партии алюминиевых сплавов проводилось 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.

Анализ полученных данных свидетельствует о том, что практически во всех сплавах контактное напряжение микрорезания коррелирует с твёрдостью (рис. 8). По сдвиговому сопротивлению такой корреляции нет. В то же время оно непосредственно влияет на прирабатываемость, одно из важнейших условий антифрикционности, под которым понимается свойство подшипникового материала по средствам износа или пластического деформирования увеличивать поверхность трибосопряжения, снижая тем самым контактное давление, что особенно важно при несовершенной смазке.

Проведение предварительного отбора сплавов II группы методом склерометрии показало (рис.8), что образцы №№2.1, 2.10, 2.11, 2.13, не содержащие медь, не подвергались износным испытаниям в виду их низкой нагрузочной способности при повышенных температурах.

Тем самым был предложен критерий предварительного отбора, на основании которого были отобраны лучшие сплавы из I и II групп. Выбранные сплавы в дальнейшем испытывали на износостойкость на трибометре Т-05 по схеме «вал-

вкладыш». Данный прибор позволяет фиксировать силу трения и сближение в зависимости от времени.

Результаты, полученные после испытаний, представлены в виде графика зависимости интенсивности изнашивания от давления (рис. 9). Данные испытания показали, что экспериментальные сплавы первой группы №1.6 и №1.8 близки по своим показателям к эталонному сплаву (бронза БрО4Ц4С17) при давлениях до 3 МПа (рис.9а). Анализ показывает (рис.9б), что в условиях трения без смазки нагрузочная способность всех сплавов II группы практически одинакова в интервале небольших давлений $p=0,2...0,5$ МПа, где они примерно на полпорядка лучше эталонной бронзы БрО4Ц4С17. При этом контактная температура в зоне трения не превышает $T \leq 100$ °С. В интервале давлений $p \geq 0,5$ МПа интенсивность их изнашивания, так же как и температура в зоне трения существенно возрастает, в то время как бронза сохраняет свою функциональную способность.

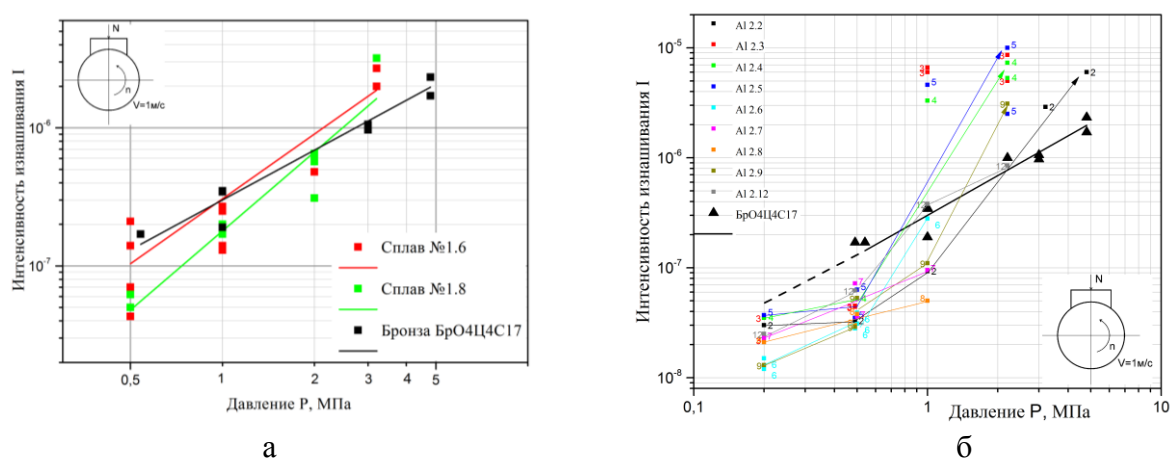


Рис. 9. Зависимость интенсивности изнашивания от давления опытных сплавов: а) I группы; б) II группы

По результатам высокотемпературного эксперимента на трибометре UMT-2 установлено, что в условиях данного эксперимента, выполненного без смазки, при объёмной температуре $T=100-120$ °С: коэффициент трения бронзы БрО4Ц4С17 по стали ($f \leq 0,17$) примерно в два раза меньше, чем у экспериментальных алюминиевых образцов, но по износостойкости они на уровне бронзы, ($I \approx 2 \cdot 10^{-7}$) а сплав №2.9 почти на порядок лучше ($I \approx 2 \cdot 10^{-8}$).

Исследования образцов с помощью с помощью электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа после трибологических испытаний показали, что на поверхности происходит массоперенос химических элементов, образуются налипы и наслоения, микродефекты. Показано (рис. 10), 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.

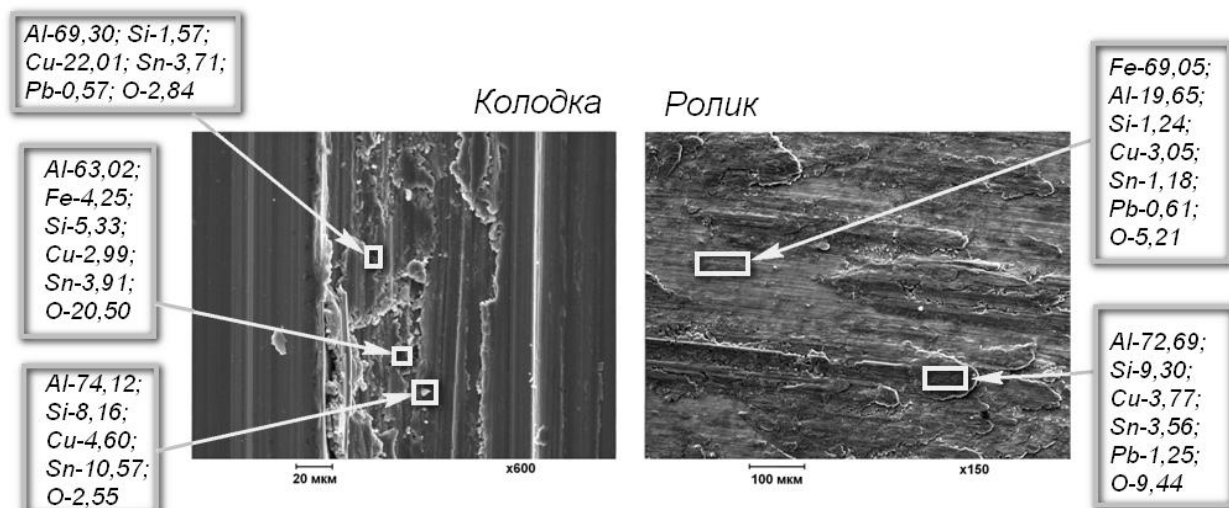


Рис.10. Исследуемая поверхность пары трения экспериментального образца после трибологических испытаний (слева – колодка, справа – ролик)

6. Исследования алюминиевого сплава с повышенным содержанием железа

На основании результатов полученных на модельных сплавах следующей частью работы было обоснование возможности создания антифрикционных сплавов с повышенным содержанием железа (до 1%Fe), химический состав которого (Al6SnFe) приведен в таблице 6. 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.

Таблица 6 – Химический состав экспериментального модельного сплава Al6SnFe

Марки- ровка	Концентрация, масс.%										
	Si	Cu	Sn	Pb	Bi	Al	Fe	Zn	Mg	Mn	Ni
Al6SnFe	5,09	4,35	5,58	0,36	0,35	82,82	0,76	0,09	<0,01	0,5	0,03

Использование методов ОМ, СЭМ и МРСА позволили изучить структуру экспериментального сплава. Показано, что, не смотря на высокое содержание железа, структура сплава Al6SnFe не сильно отличается структуры экспериментальных алюминиевых сплавов (рис.11). Известно, что степень влияния железистых фаз существенно зависит от морфологии, размера и распределения частиц. Наиболее вредным являются иглообразные включения фазы Al_5FeSi , которые обычно присутствуют в силуминах. Наличие марганца в сплаве Al6SnFe полностью связало железо в фазу $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$, имеющей более благоприятную скелетообразную морфологию, именно эта фаза и была реализована в сплаве (рис.11).

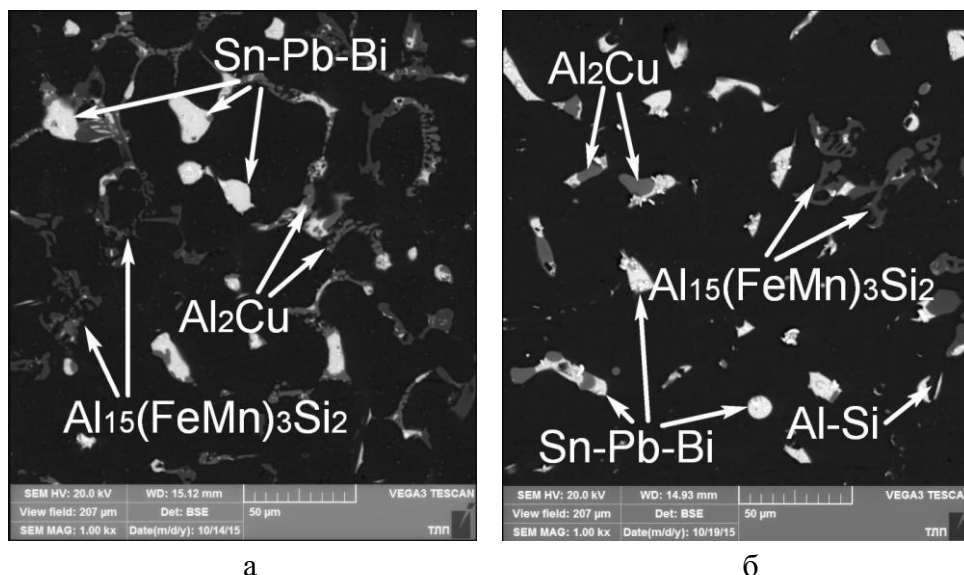


Рис. 11. Микроструктура алюминиевого сплава с повышенным содержанием железа (СЭМ): а) в литом состоянии и б) после термической обработки (ТО=500 °С, 6 часов, охлаждение в воду)

Для оценки литейных свойств, проводили исследования сплава на горячеломкость по кольцевой пробе. Для сравнительной оценки, на пробу заливали марочные сплавы АОМ 3-7, АК5Мч и АМ5, а также сплав с оловом Аl-6%Sn. Все сплавы заливали в кокильную кольцевую пробу, при температуре кокиля 20 °С – 3 серии из 3 проб. Внешний диаметр получаемого образца равен 60 мм, а внутренний, определяемый диаметром стержня, менялся и составлял 40, 46 и 52 мм. Результаты полученного эксперимента приведены на рисунке 12 и в таблице 7, из анализа которых видно, что хотя сплав с повышенным содержанием железа по своим литейным сплавам не сопоставим с силуминами (АК5Мч), однако он не уступает марочному сплаву АО 3-7, и лучше марочного сплава АМ5.

Таблица 7 – 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	-	-	-	-	-	-	-	-	-
АМ5	+	+	+	+	+	+	+	+	+
АО3-7	-	-	-	-	-	-	-	+	+
Аl-6%Sn	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Аl6SnFe	-	-	-	-	-	-	+	+	-

Таким образом, на примере сплавов, легированных оловом (АОМ 3-7, Аl6SnFe), показано, что легирование легкоплавкими металлами ухудшает их горячеломкость, что обусловлено резким увеличением интервала кристаллизации (как полного, так и эффективного), как видно из рис.12а. Тем не менее, эта

характеристика может быть лучше, чем у сплавов системы Al–Cu, интервал кристаллизации которых значительно меньше (см. рис.12б).

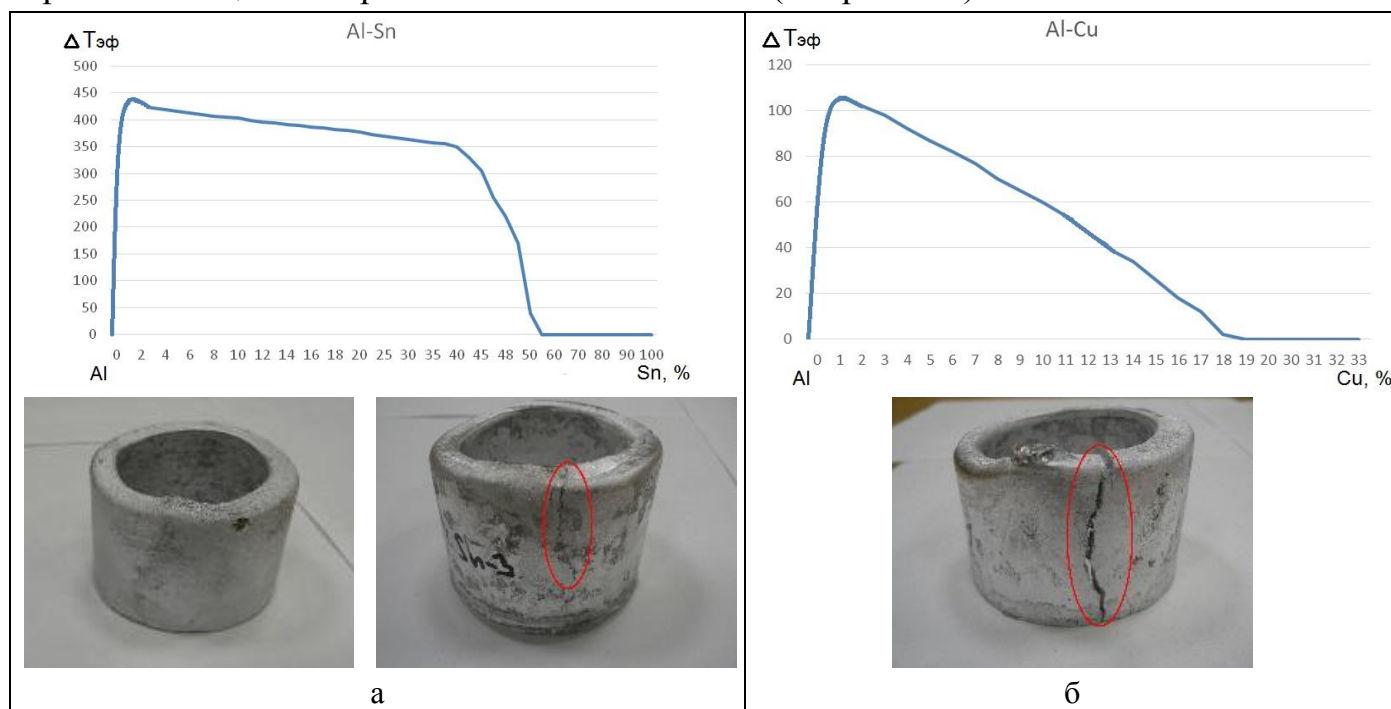
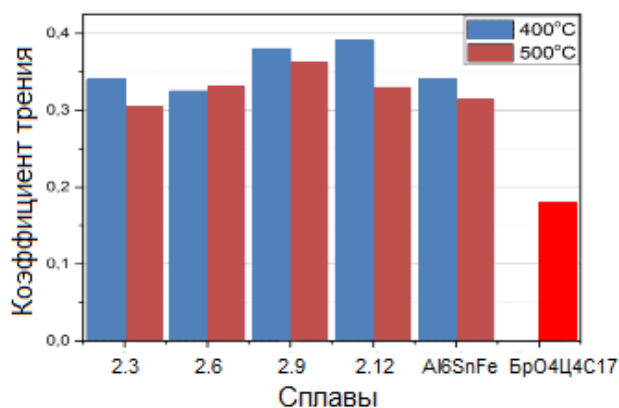


Рис. 12. Отливка на горячеломкость по кольцевой пробе с внутренним диаметром стержня 52 мм: а) сплава Al6SnFe без трещины и Al-6%Sn с трещиной (Al-Sn), и б) сплава AM5 (системы Al-Cu) с графиками эффективного интервала кристаллизации для каждой системы

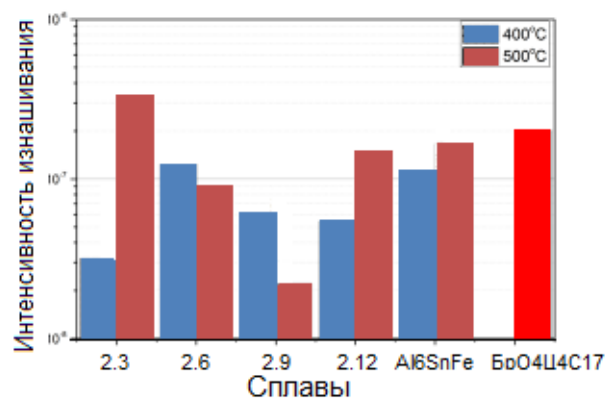
Экспериментальный сплав Al6SnFe, также как и сплавы из II группы был подвергнут испытаниям при повышенных температурах (100-125 °C), которые проводились на многофункциональном трибометре фирмы CENTER FOR TRIBOLOGY Inc., США, модель UMT-2, оснащенный программным комплексом.

Из полученных результатов, представленных на рис. 13, установлено, что в условиях сухого трения лучшими антифрикционными свойствами обладает бронза БрО4Ц4С17, у которой коэффициент трения по закалённой стали ШХ15(HR 60...62) не превышал $f \leq 0,17$ (рис. 13а). В тоже время коэффициент трения экспериментального сплава Al6SnFe после термообработки не превышал $f \leq 0,35$ (рис. 13а), что близко к значениям испытываемых экспериментальных алюминиевых сплавов второй группы (он находился в пределах $f = 0,25 \dots 0,38$). У сплава Al6SnFe после термообработки (ТО=500 °C) с искусственным старением по сравнению с термообработанными (ТО=400 °C) привело к уменьшению коэффициента трения примерно на 6%, с 0,35 до 0,33.

Что касается интенсивности изнашивания (рис. 13б), можно отметить, что сплав Al6SnFe показал меньшую интенсивность изнашивания после нормализующего отжига (ТО=400 °C), однако его показатели по износостойкости не уступают бронзе, это свидетельствует о том, что сплав с повышенным содержанием железа обладает удовлетворительными антифрикционными свойствами.



а



б

Рис. 13. Зависимость триботехнических характеристик (I , f) экспериментальных антифрикционных алюминиевых сплавов от их номинального состава и режима термообработки а) коэффициент трения, б) интенсивность изнашивания

Общие выводы

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 политермических 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 неинвариантного превращения $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$.
3. Обоснована нецелесообразность введения в алюминиевые сплавы рассматриваемой группы 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 сопротивления 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 плёнки вторичных структур.
9. На примере сплавов с оловом, показано, что легирование легкоплавкими металлами ухудшает их горячеломкость, что обусловлено резким увеличением интервала кристаллизации (более 400 °С). 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).

Основные результаты диссертационной работы представлены в публикациях:

Журналы из перечня ВАК

1. И.И. Курбаткин, Н.А. Белов, О.Н. Озерский, Т.И. Муравьева, О.О. Столярова, А.Н. Алабин. Трибологические и структурные исследования новых антифрикционных материалов на основе алюминия. // Трение и износ. 2014. Т: 35. №2. с. 127-133.
2. О.О. Столярова, Т.И. Муравьева, И.И. Курбаткин, Н.А. Белов. Исследование трибологических свойств и структуры новых алюминиевых подшипниковых сплавов. // Материаловедение. 2014. №8. с. 12-17.
3. 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.
4. 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.
5. 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.

6. 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.

Прочие публикации

По теме исследования опубликовано также 20 работ в трудах конференций, в том числе:

1. Н.А. Белов, Т.И. Муравьева, О.О. Столярова и др. Структурное строение и трибологические свойства новых антифрикционных сплавов на основе алюминия. // Издательство «Богородский печатник», г. Черногловка, 2013.
2. О.О. Столярова, Н.А. Белов. Исследование структуры и трибологических свойств алюминиевых сплавов, содержащих олово и свинец, с целью разработки литых подшипниковых материалов нового поколения. // М.: Лаборатория рекламы и печати, Москва, 2013, с. 137-141.
3. Н.А. Белов, О.О. Столярова и др. Исследование трибологических свойств и структуры новых алюминиевых подшипниковых сплавов. // М.: МИСиС, Москва, 2013, с. 31.
4. О.О. Столярова, Т.И. Муравьева и др. Трибологические и микроскопические исследования новых подшипниковых сплавов. // ООО «Из-ий дом «Спектр», Москва, 2014, с. 329-331.
5. О.О. Столярова, Н.А. Белов и др. Поверхность новых подшипниковых сплавов на основе алюминия после трибологических испытаний // Издательство «Богородский печатник», г. Черногловка, 2014, с. 488-489.
6. О.О. Столярова, Т.И. Муравьева и др. Исследование поверхности антифрикционных сплавов методами зондовой и электронной сканирующей микроскопии. // «Из-ий дом «Беларуская наука», г. Минск, 2014, с. 64-71.
7. Б.Я. Сачек, О.О. Столярова и др. Разработка методики определения задиростойкости подшипниковых материалов по результатам их склерометрии. // М.: И-во «Перо», 2014, с. 119-120.
8. О.О. Столярова, Н.А. Белов и др. Изменение поверхности алюминиевых подшипниковых сплавов при трибологических испытаниях. // М.: МИСиС, Москва, 2015, с. 299.
9. О.О. Столярова, Т.И. Муравьева и др. Комплексное микроскопическое исследование многокомпонентных подшипниковых алюминиевых сплавов. // Издательство «Богородский печатник», г. Черногловка, 2015, с. 388-389.
10. Б.Я. Сачек, О.О. Столярова и др. Экспресс-методика косвенной оценки задиростойкости антифрикционных алюминиевых сплавов. // Гомель: ИММС НАНБ, 2015, с. 66.
11. Olga O. Stolyarova, Tamara I. Muravyeva, Nikolay A. Belov. Integrated microscopy investigation of multicomponent bearing alloys. // MCM 2015, Eger, Hungary, p.513-515.
12. Н.А. Белов, А.О. Яковлева, О.О. Столярова. Влияние олова на структуру и фазовый состав алюминиевых сплавов, содержащих кремний и медь // М.: Лаборатория рекламы и печати, Москва, 2015, с. 53-58.
13. О.О. Столярова, Н.А. Белов и др. Изучение структуры и трибологических свойств литейных сплавов на основе алюминия. // М.: Лаборатория рекламы и печати, Москва, 2015, с.58-63.
14. О.О. Столярова, Т.И. Муравьева, Н.А. Белов и др. Микроскопические и трибологические исследования новых литейных алюминиевых сплавов. // М: ИМЕТ РАН, 2015, с. 407-408.

Отзыв научного руководителя

на диссертационную работу **Столяровой Ольги Олеговны**
«Обоснование состава и структуры литейных антифрикционных алюминиевых сплавов,
легированных легкоплавкими металлами»

Столярова Ольга Олеговна поступила в очную аспирантуру МИСИС по кафедре технологии литейных процессов (ТЛП) в 2013 г. Ее работа по теме диссертации, с одной стороны, является продолжением многолетних исследований в области фазового состава алюминиевых сплавов, выполненных в МИСИС в рамках многочисленных НИР, а с другой стороны, она представляет собой новое направление, отраженное в названии ее диссертации.

За время работы соискательница освоила все необходимые экспериментальные методики, в частности, особенности плавки алюминиевых сплавов с легкоплавкими металлами, термическую обработку отливок, определение механических и физических свойств, методы структурных исследований (включая сканирующую электронную микроскопию и микрорентгеноспектральный анализ), что позволило ей полностью выполнить заданный объем работы. Особенно следует отметить значительный объем трибологических исследований, который она выполнила в институте проблем механики РАН.

Столярова О.О. написала подробный обзор литературы, в котором, в частности, рассмотрены имеющиеся сведения по антифрикционным сплавам на основе алюминия, включая особенности их фазового состава. В результате критического анализа литературы, были сформулированы в общем виде основные требования к литейным антифрикционным алюминиевым повышенной прочности и обозначены пути их достижения.

Систематическое изучение влияния состава сплава и технологических параметров на структуру и свойства позволили Столяровой О.О. получить интересные научные результаты, которые выходят за пределы поставленных в ее диссертационной работе задач. В частности, следует отметить научное обоснование нецелесообразности использования добавок свинца и висмута в количестве более 1%.

Научная и практическая значимость ее работа подтверждена полученными наградами, среди которых две стипендии Президента РФ и победа на конкурсе на соискание премии Правительства Москвы молодым ученым.

Результаты диссертации отражены в 26 публикациях (в том числе 6 статей в журналах, входящих в перечень ВАК). Результаты работы доложены и обсуждены на различных российских и международных конференциях.

За время выполнения диссертации Столярова О.О. проявила себя инициативным, квалифицированным специалистом с широким кругозором, способным самостоятельно организовывать и выполнять сложные эксперименты. В настоящее время, результаты, полученные в ее диссертации, используются для обоснования плана работ, выполняемых в рамках проекта РНФ.

Диссертация Столяровой О.О. является законченным научным исследованием и соответствует требованиям ВАК, предъявляемым к кандидатским диссертациям.

Научный руководитель:

д.т.н. Белов Н.А.

проф. каф. ЛТиХОМ НИТУ «МИСиС»

04.04.2016



Объявление о защите диссертации на соискание ученой степени кандидата наук

Диссертационный совет Д 212.132.02 при Национальном исследовательском технологическом университете «МИСиС», 119049, Москва, Ленинский проспект, 6, объявляет, что Столярова Ольга Олеговна представила диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук «Обоснование состава и структуры литейных антифрикционных алюминиевых сплавов, легированных легкоплавкими металлами» по специальностям 05.16.04 – «Литейное производство» и 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Защита диссертации состоится 23 июня 2016 г.

Текст объявления о защите диссертации и полный текст диссертации размещены на сайте НИТУ «МИСиС» 06 апреля 2016 г. по адресу: <http://old.misis.ru/about-university/news/stoljarova-olga-olegovna>