
АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ «МИСиС»

Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения

Монография

Под редакцией А.Е. Миронова, Н.А. Белова, О.О. Столяровой



Москва 2016

УДК 669.018.24;656.2;625.2;621.8
А45

Рецензенты:

д-р техн. наук, проф. *К.А. Батышев* (ФГБОУ «Московский
государственный машиностроительный университет (МАМИ)»);
д-р техн. наук, проф. *С.М. Захаров* (АО «ВНИИЖТ»)

Авторы:

Н.А. Белов, Е.И. Гершман, И.С. Гершман, И.Г. Горячева, Д.Л. Загорский,
Е.Г. Котова, Ю.Ю. Маховская, А.М. Мезрин, А.Е. Миронов,
Т.И. Муравьева, Б.Я. Сачек, О.О. Столярова, Е.В. Торская

Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения :

А45 моногр. / Н.А. Белов [и др.]; под ред. А.Е. Миронова,
Н.А. Белова, О.О. Столяровой. – М. : Изд. Дом МИСиС, 2016. –
222 с.

ISBN 978-5-906848-22-8

Приведен краткий исторический экскурс по антифрикционным сплавам с подробным рассмотрением алюминиевых сплавов для биметаллических и монометаллических подшипников скольжения. Проведен системный анализ двойных, тройных и многокомпонентных систем на основе алюминия для научно обоснованного выбора составов экспериментальных сплавов. Представлены результаты механических и триботехнических испытаний экспериментальных сплавов. Исследованы структуры данных сплавов до и после испытаний на трение. Показана возможность использования алюминиевых антифрикционных сплавов взамен бронз при изготовлении монометаллических подшипников скольжения. Разработаны механико-математические модели контактного взаимодействия гладкого индентора и двуслойного упругого полупространства с шероховатой поверхностью.

Монография рассчитана на широкий круг специалистов – технологов и конструкторов, работающих в сфере, связанной с антифрикционными сплавами. Она также может быть полезна студентам, аспирантам, преподавателям вузов, научным сотрудникам отраслевых и академических институтов, работающих по тематике трения, износа и надежности узлов трения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-01033).

УДК 669.018.24;656.2;625.2;621.8

ISBN 978-5-906848-22-8

© Коллектив авторов, 2016
© НИТУ «МИСиС», 2016

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие.....	6
Основные обозначения.....	11
Глава 1. Общие сведения. Свойства и применение антифрикционных алюминиевых сплавов	12
1.1. Антифрикционные сплавы. Краткий исторический экскурс.....	12
1.2. Алюминиевые антифрикционные сплавы.....	20
1.3. Опыт применения монометаллических подшипников из алюминиевых антифрикционных сплавов	31
1.4. Опыт применения многослойных подшипников из алюминиевых антифрикционных сплавов	34
1.5. Роль легирующих элементов в литейных алюминиевых сплавах антифрикционного назначения	42
1.6. Применение неравновесной термодинамики и теории самоорганизации в трибологическом материаловедении	50
1.7. Общие требования к алюминиевым антифрикционным сплавам для монометаллических подшипников скольжения	57
Заключение	61
Библиографический список.....	61
Глава 2. Фазовый состав и структура сплавов алюминия с легкоплавкими металлами	71
2.1. Фазовые диаграммы двойных систем.....	71
2.1.1. Система Al–Sn.....	71
2.1.2. Система Al–Pb.....	72
2.1.3. Система Al–Bi	73
2.1.4. Система Al–Zn.....	74
2.1.5. Система Al–In.....	75
2.1.6. Система Al–Cd	76
2.2. Фазовые диаграммы тройных систем.....	77
2.2.1. Система Al–Bi–Cu.....	77
2.2.2. Система Al–Bi–Si	79
2.2.3. Система Al–Bi–Sn	79
2.2.4. Система Al–Bi–Zn.....	81
2.2.5. Система Al–Cd–Si	82
2.2.6. Система Al–Cu–Sn	82
2.2.7. Система Al–Cu–Pb	87
2.2.8. Система Al–In–Sn.....	88

2.2.9. Система Al–Pb–Si.....	89
2.2.10. Система Al–Pb–Sn.....	90
2.2.11. Система Al–Si–Sn.....	90
2.3. Фазовые диаграммы системы Al–Sn–Pb–Cu–Si	93
2.3.1. Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn.....	93
2.3.2. Сплавы системы Al–Cu–Pb–Si.....	96
2.3.3. Сплавы системы Al–Cu–Pb–Si–Sn.....	99
2.4. Особенности формирования структуры сплавов алюминия с легкоплавкими металлами.....	103
2.4.1. Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn.....	103
2.4.2. Сплавы системы Al–Cu–Si–Pb.....	108
2.4.3. Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb.....	112
2.4.4. Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb–Bi	117
Заключение	127
Библиографический список.....	128
Глава 3. Трибологические исследования новых алюминиевых сплавов.....	132
3.1. Триботехнические испытания алюминиевых сплавов	132
3.1.1. Критерии оценки работоспособности подшипниковых материалов.....	133
3.1.2. Средства и методы исследования механических свойств антифрикционных алюминиевых сплавов	137
3.1.3. Испытания на трение и износ	149
3.2. Металлографические исследования многокомпонентных алюминиевых сплавов.....	158
3.2.1. Комплекс методов микроскопии в изучении поверхности экспериментальных сплавов	158
3.2.2. Исследование сплавов 1-й партии (термообработанных при температуре 400 °С, остывание с печью)	161
3.2.3. Исследование сплавов 2-й партии (термообработанных при температуре 500 °С с последующей закалкой).....	170
3.3. Моделирование выделения мягкой фазы на поверхность многокомпонентного алюминиевого сплава при трении	185
3.3.1. Описание модели выделения мягкой фазы из многокомпонентного сплава при трении	185
3.3.2. Определение полей напряжений и температуры в сплаве	187

3.3.3. Определение областей пластического течения матрицы и включений	192
3.3.4. Расчет толщины пленки вторичных структур, формирующейся на поверхности	196
3.3.5. Анализ влияния на пленку вторичных структур условий трения, механических свойств и структуры сплава... ..	198
3.4. Исследование влияния шероховатости на контактное взаимодействие тел с поверхностными слоями, свойства которых отличны от объемных	206
3.4.1. Цель теоретико-экспериментального исследования поверхностных слоев сплавов	206
3.4.2. Механико-математическая модель контактного взаимодействия гладкого индентора и шероховатого контртела с неоднородными поверхностными слоями	207
3.4.3. Экспериментально-теоретическое исследование процесса индентирования алюминиевых сплавов	210
Заключение.....	213
Библиографический список	217

Предисловие

Алюминиевые антифрикционные сплавы являются наиболее перспективными металлическими материалами, используемыми в подшипниках скольжения. До начала 50-х годов XX в. их относили к группе «белых сплавов», куда помимо алюминиевых входили оловянные, свинцовые и цинковые сплавы. Их рассматривали в качестве заменителей антифрикционных бронз, из которых в то время изготавливали большую часть подшипников скольжения. Ко всем видам антифрикционных сплавов в то время предъявляли следующие требования:

- высокое сопротивление износу;
- хорошая прирабатываемость;
- минимальная склонность к заеданию;
- высокая сопротивляемость коррозии;
- способность без изменения свойств выдерживать требуемые механические нагрузки.

В 60–70-х годах прошлого века алюминиевые подшипниковые материалы выделяют уже в отдельный класс. При выборе материала для подшипников скольжения начинают учитывать природу сплавов, их структуру, механические свойства и триботехнические особенности их эксплуатации в различных узлах трения. Постепенно складывается новое направление в материаловедении – трибологическое материаловедение.

Наибольший вклад в создание и внедрение алюминиевых сплавов в нашей стране внесла школа Н.А. Буше. В работах этой школы впервые сформулирован принцип совместимости трущихся пар, т.е. необходимость выбора материалов вала и антифрикционного слоя в соответствии с условиями их эксплуатации.

Для разных подшипников требуются разные сочетания служебных характеристик антифрикционных материалов, что приводит к необходимости создания целой гаммы алюминиевых сплавов с различной прирабатываемостью, задиростойкостью, износостойкостью и способностью минимально изнашивать стальное контртело. При этом, как правило, новые алюминиевые антифрикционные сплавы применяют для замены бронзы в различных узлах трения. Такая замена экономически обоснованна, так как алюминиевые сплавы имеют в 2,5–3 раза меньшую плотность, а единица веса такого сплава в среднем в 2–4 раза дешевле заменяемой бронзы.

При создании новых сплавов необходимо представлять результаты ранее проведенных работ по алюминиевым антифрикционным сплавам с их классификацией по областям применения. Необходимо учитывать своеобразие требований к монометаллическим и многослойным подшипникам скольжения. Особое внимание следует уделять результатам ранее проведенных теоретических и практических работ, посвященных влиянию различных легирующих элементов на служебные характеристики сплавов и на образование диссипативных и вторичных структур на поверхностях трения. Необходимо учитывать принципы неравновесной термодинамики и теории самоорганизации в трибологическом материаловедении. Комплекс этих представлений позволяет сформулировать требования к алюминиевым антифрикционным сплавам нового поколения.

Первая глава содержит сведения о наиболее распространенных отечественных и зарубежных антифрикционных сплавах на основе олова, свинца, цинка и меди. Особое внимание уделено истории создания и применения алюминиевых антифрикционных сплавов. Рассмотрены особенности составов, свойств и условий эксплуатации алюминиевых сплавов, применяемых для монометаллических и многослойных подшипников скольжения. Рассмотрена роль легирующих элементов в литейных алюминиевых антифрикционных сплавах. Целесообразность комплексного многокомпонентного легирования обоснована с помощью критериев трибологического материаловедения на основе применения неравновесной термодинамики и теории самоорганизации. Представлены требования к алюминиевым антифрикционным сплавам для монометаллических подшипников скольжения.

Вторая глава посвящена фазовому составу и особенностям структуры сплавов системы Al-Cu-Si-Sn-Pb как основы алюминиевых антифрикционных сплавов. Разработка новых марок таких сплавов должна основываться на качественной металловедческой базе. Основой всех разработок антифрикционных материалов является четкое представление об оптимальных сочетаниях структурных составляющих таких сплавов – упрочненной твердыми растворами алюминиевой матрицы, мелких, равномерно распределенных включениях твердых фаз и выделениях мягкой структурной составляющей, способной служить твердой смазкой и местом поглощения абразивных частиц и продуктов износа.

Важным шагом в этом процессе является изучение диаграмм состояния двойных, тройных и многокомпонентных систем на основе

алюминия и легирующих элементов, введение которых считается целесообразным.

Эти исследования необходимы для изучения особенностей формирования структуры алюминиевых сплавов, содержащих легкоплавкие компоненты, образующие включения мягкой структурной составляющей. Особое внимание уделяется процессу кристаллизации, влиянию термической обработки и обработки давлением. Исследования, проведенные авторами с использованием как расчетных так и экспериментальных методов, направлены на создание научной базы, необходимой для обоснования составов многокомпонентных алюминиевых сплавов с добавками олова и свинца. При написании этой главы применялся расчет фазового состава многокомпонентных сплавов по программе Thermo-Calc с использованием различных баз данных (TCAL1, TTAL7 и TCAL4).

В третьей главе описаны трибологические испытания ряда сплавов и соответствующие им микроскопические исследования, а также теоретическое описание процессов, происходящих на поверхностях сплавов.

В первом разделе третьей главы дана краткая предыстория вопроса, описаны трибологические исследования сплавов, выбор которых научно обоснован во второй главе. Кратко описаны различные методы испытаний. Особая роль отводится склерометрическим исследованиям как средству предварительного отбора образцов. Показано, что удельное сдвиговое сопротивление, наряду с контактным напряжением микрорезания, может быть использовано в качестве критерия потенциальной задиростойкости антифрикционных алюминиевых сплавов. Испытаны серии многокомпонентных сплавов, из которых отобраны сплавы с эксплуатационными характеристиками, не уступающими аналогичным характеристикам бронзы.

Второй раздел третьей главы посвящен металлографическим исследованиям сплавов, испытанных в первом разделе. Использована комплексная методика микроскопии, включающая различные методы – оптическую, электронную (с рентгеновским элементарным анализом), а также зондовую микроскопию. Для всех исследованных образцов были изучены поверхности, как в исходном состоянии, так и после трибологических испытаний. Показано влияние термообработки (ТО) на исходную структуру поверхности и на трибологические свойства образцов. Продемонстрировано, что различные типы ТО по-разному влияют на исходную структуру. Показано, что ТО при

температуре 500 °С приводит к сфероидизации фаз и большему растворению меди в алюминиевой матрице.

Рассмотрено влияние изменения рабочего давления при трибологических испытаниях на морфологию и химический состав поверхности. При этом на поверхности происходят различные физико-химические процессы. Так, вследствие повышения температуры и давления в зоне трения, происходит выделение мягкой фазовой составляющей, в результате чего образуется пленка вторичных структур. В процессе трения зона контакта насыщается кислородом и углеродом, что приводит к образованию твердых частиц оксидов и карбидов. Эти частицы играют роль абразива, способствующего изнашиванию и образованию задира на поверхности.

Третий раздел третьей главы посвящен теоретическому исследованию выделения мягкой фазы на поверхность многокомпонентного алюминиевого сплава при трении по жесткому шероховатому контртелу. Предложена модель для расчета зависимости количества твердого смазочного материала, образующегося на поверхности сплава, от основных характеристик материала и условий трения. Модель строится на основании предположения о том, что мягкая фаза выделяется на поверхность сплава путем ее пластического течения по границам зерен матрицы при деформировании сплава, при этом рассматривается как упругая, так и пластическая деформация матрицы. На основе построенной модели проведен анализ влияния свойств матрицы и мягких структурных составляющих, а также структуры сплава, на количество выделяемой в зону трения мягкой фазы, обеспечивающей эффект самосмазывания. Проведено сопоставление расчетной толщины образующейся пленки с экспериментально измеренным коэффициентом трения для сплавов различного состава. Даны рекомендации по структурному составу сплава (размеру и плотности фазовых включений), который обеспечит увеличение толщины выделяющейся смазочной пленки при заданных режимах трения.

В четвертом разделе третьей главы предложено приближенное решение задачи об идентификации упругих свойств поверхностных слоев алюминиевых сплавов. Необходимость исследования обусловлена тем, что на поверхности сплавов в результате трения образуется наноразмерная пленка вторичных структур, свойства которой отличаются от свойств основного материала сплава. Пленка образуется в результате выделения мягкой фазы сплава и обеднения поверхностных слоев материала, что также приводит к изменению механических свойств этих слоев. В случае если механические свойства по-

верхностных слоев отличаются от объемных, для их идентификации используются методы индентирования, результаты которого существенно зависят от шероховатости поверхности исследуемого материала. Для учета этого фактора была разработана механико-математическая модель контактного взаимодействия гладкого индентора и двуслойного упругого полупространства с шероховатой поверхностью. Представлены границы применимости модели, проведен анализ влияния параметров микрогеометрии на результаты индентирования. Приведены примеры идентификации упругих свойств поверхностных слоев на основе результатов индентирования до и после трибологических испытаний.

Представленные материалы смогут служить основой для создания серии алюминиевых антифрикционных сплавов нового поколения, способных соответствовать разнообразным условиям эксплуатации подшипников скольжения различных агрегатов.

ОСНОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

E – модуль Юнга
 $F_{\text{тр}}$ – сила трения
 f – коэффициент трения
НВ – твердость по Бринеллю
HV – твердость по Виккерсу
 h – толщина приповерхностного слоя
 I – интенсивность изнашивания
 J – термодинамический поток
 L – жидкая фаза
 N – нагрузка при триботехнических испытаниях
 p – контактное давление
 Q – нагрузка при индентировании
 Q_M – массовая доля фазы
 Q_V – объемная доля фазы
 \bar{R} – средний радиус неровности
 S – энтропия
 T – температура
 t – время
 v – скорость скольжения
 X – термодинамическая сила
 x, y, z – координаты
 α – температурный коэффициент линейного расширения
 λ – коэффициент теплопроводности
 μ – модуль сдвига
 ν – коэффициент Пуассона
 σ^y – предел текучести
(Al) – твердый раствор на основе алюминия
(Bi) – твердый раствор на основе висмута
(Pb) – твердый раствор на основе свинца
(Si) – твердый раствор на основе кремния
(Sn) – твердый раствор на основе олова
СЗМ – сканирующая зондовая микроскопия
ДТА – дифференциальный термический анализ
МРСА – микрорентгеноспектральный анализ
ОМ – оптическая микроскопия
СЭМ – сканирующая электронная микроскопия
УЭП – удельная электропроводимость

ГЛАВА 1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ. СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

1.1. Антифрикционные сплавы. Краткий исторический экскурс

Потребность в металлических антифрикционных материалах возникла с появлением первых паровых машин и развитием ткацкого производства. В узлах трения этих агрегатов применялись монометаллические подшипники скольжения, изготовленные из литой бронзы с различными составами и механическими свойствами. Из-за этого детали имели существенное различие в трибологических свойствах. Одни слабо изнашивались сами, но интенсивно изнашивали сопряженные детали, другие часто выходили из строя из-за задира и схватывания, третьи интенсивно изнашивались из-за попадания абразивных частиц, четвертые перегревались при приработке или во время работы. Каждый изготовитель самостоятельно выбирал нужную ему марку бронзы. Но именно бронзы оставались практически единственным антифрикционным металлическим материалом. Поэтому и в настоящее время все остальные антифрикционные материалы сравнивают с бронзами, которые остаются основным материалом для изготовления цельнолитых монометаллических подшипников.

Первый специальный антифрикционный материал был разработан в 1839 г. И. Баббитом [1]. Этот сплав содержал 82...84 % Sn*, 5...6 % Cu и 11...12 % сурьмы, что очень близко к современной марке баббита Б83 (10,0...12,0 % Sn, 5,5...6,5 % Cu, Sn – остальное), которая и сейчас считается эталонной маркой баббита. И. Баббит открыл эру использования в технике сплавов на оловянной, свинцовой и оловянно-свинцовой основах, которые стали называть в его честь баббитами. Эти сплавы полностью отвечают правилу Шарпи, согласно которому антифрикционные сплавы должны обладать гетерогенной матрицей, в которой равномерно распределены твердые мелкие включения вторых фаз [2, 3] (рис. 1.1).

* Здесь и далее при указании содержания элементов в процентах (%) имеется в виду содержание в процентах по массе (% масс.), если не указано иное.

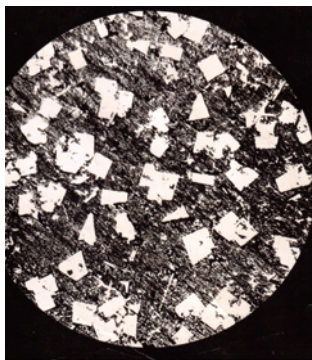


Рис. 1.1. Характерная структура классического баббита марки Б16. $\times 100$.
Темная составляющая – свинцовая матрица.
Светлые включения – интерметаллидная фаза SnSb

Впоследствии из-за дефицитности и высокой стоимости олова стали разрабатывать сплавы на оловянно-свинцовой и свинцовой основах, структура которых также соответствовала правилу Шарпи. В годы Первой мировой войны (1914–1918 гг.) стали разрабатывать так называемые кальциевые баббиты на свинцовой основе с легированием щелочными и щелочноземельными элементами (Ca, Na, Mg). Наиболее распространенные в настоящее время в России (табл. 1.1) и за рубежом (табл. 1.2) баббиты представляют собой модернизированные сплавы, разработанные в XIX – начале XX в.

До настоящего времени широко применяются антифрикционные сплавы на медной основе – бронзы и латуни. Первоначально использовались бинарные сплавы системы Cu–Sn. Для них было отмечено, что с повышением содержания олова снижается износ подшипников, увеличивается задиростойкость, но снижается прирабатываемость и возрастает износ стального контртела. С учетом дефицитности и дороговизны олова проводились работы по снижению его содержания и замене его другими легирующими элементами. Поэтому сейчас для подшипников скольжения используются бронзы с содержанием олова до 10 %, соответствующие ГОСТ 613–79 «Бронзы оловянные литейные. Марки». В этом стандарте представлены 11 марок бронз с содержанием олова от 2,0 до 11,0 %.

В табл. 1.3 представлены механические свойства бронз стандартных марок.

Таблица 1.1

Химический состав баббитов, применяемых в России, % масс.

Марка баббита	Sn	Pb	Sb	Cu	Ca	Na	Ni	Cd	Mg
ГОСТ 1320-74									
Б88	Основа	–	7,3–7,8	2,5–3,5	–	–	0,15–0,25	0,8–1,2	–
Б83	«	–	10,0–12,0	5,5–6,5	–	–	–	–	–
Б83С	«	1,0–1,5	9,0–11,0	5,0–6,0	–	–	–	–	–
Б16	15,0–17,0 Основа	–	15,0–17,0	1,5–2,0	–	–	–	–	–
БН*	9,0–11,0 «	–	13,0–15,0	1,5–2,0	–	–	0,1–0,5	0,1–0,7	–
БС6	5,5–6,5 «	–	5,5–6,5	0,1–0,3	–	–	–	–	–
ГОСТ 1209-90									
БКА**	–	«	–	–	0,95–1,15	0,7–0,9	–	–	–
БК2	1,5–2,1 «	–	–	–	0,30–0,55	0,2–0,4	–	–	0,03–0,09
БК2Ш	1,5–2,1 «	–	–	–	0,65–0,90	0,7–0,9	–	–	0,03–0,09
БК2ПЦ***	1,5–2,1 «	–	–	–	0,95–1,15	0,7–0,9	–	–	–

* Сплав содержит 0,5–0,9 As.

** Сплав содержит 0,05–0,20 Al, 0,4–0,6 Zn.

*** Сплав содержит 0,4–0,6 Zn.

Таблица 1.2

Химический состав литейных свинцовых и оловянных баббитов, % масс. (ИСО 4381-91)

Марка сплава	Pb	Sb	Sn	Cu	As	Cd	Ni	Fe
Свинцовые баббиты								
PbSb15SnAs	80,0–84,0	13,5–15,5	0,9–1,7	0,7	0,8–1,2	0,02	–	–
PbSb15Sn10	71,0–77,0	14,0–16,0	9,0–11,0	0,7	0,6	0,05	–	0,1
PbSb14Sn9CuAs	70,0–78,0	13,0–15,0	8,0–10,0	0,7–1,5	0,3–1,0	0,3–0,7	0,2–0,6	0,1
PbSb10Sn6	80,0–86,0	9,0–11,0	5,0–7,0	0,7	0,25	0,05	–	0,1
Оловянные баббиты								
SnSb12Cu6Pb	1,0–3,0	11,0–13,0	79,0–81,0	5,0–7,0	0,1	–	–	0,1
SnSb8Cu4	0,35	7,0–8,0	88,0–90,0	3,0–4,0	0,1	–	–	0,1
SnSb8Cu4Cd	0,35	7,0–8,0	88,0–90,0	3,0–4,0	0,5	0,8–1,2	0,1–0,5	0,05

Механические свойства оловянных бронз

Марка	Способ литья	Временное со- противление $\sigma_{в}$, МПа (кгс/мм ²)	Относительное удлинение после разрыва δ_s , %	Твердость по Бринеллю НВ, МПа (кгс/мм ²)
		не менее		
БрО3Ц12С5	к	206 (21)	5	588 (60)
	п	176,2 (18)	8	588 (60)
БрО3Ц7С5Н1	к	206 (21)	5	588 (60)
	п	176,2 (18)	8	588 (60)
БрО4Ц7С5	к	176,2 (18)	4	588 (60)
	п	147 (15)	6	588 (60)
БрО5Ц5С5	к	176,2 (18)	4	588 (60)
	п	147 (15)	6	588 (60)
БрО5С25	к	137,2 (14)	6	588 (60)
	п	147 (15)	5	441 (45)
БрО6Ц6С3	к	176,2 (18)	4	588 (60)
	п	147 (15)	6	588 (60)
БрО8Ц4	к	196 (20)	10	735 (75)
	п	196 (20)	10	735 (75)
БрО10Ф1	к	245 (25)	3	882 (90)
	п	215,5 (22)	3	784 (80)
БрО10Ц2	к	225,5 (23)	10	735 (75)
	п	215,5 (22)	10	637 (65)
БрО10С10	к	196 (29)	6	735 (78)
	п	176,2 (18)	7	637 (65)

Примечание. Условное обозначение способа литья: к – литье в кокиль; п – литье в песчаную форму.

Для деталей, работающих на трение, наиболее часто применяются бронзы марок БрО3Ц12С5, БрО4Ц4С17, БрО5Ц5С5, БрО5С25, БрО10С10. В работах [4–6] рассмотрены механические свойства трущихся деталей тепловозов, изготовленных из этих бронз, которые заметно отличаются от требований стандарта (табл. 1.4).

Обычно за эталон принимается бронза БрО4Ц4С17, которая сочетает высокий уровень триботехнических свойств с хорошими механическими свойствами.

Подробный анализ антифрикционных бронз, применяемых в других странах, был проведен Н.М. Рудницким [7], в том числе и безоловянных бронз, заменителей бронз марок БрО10С10 и БрО8С12. Наибольший интерес из них представляют марки БрСу6С12Ф0,3, БрФ2,5С12,5, БрСу6Ф, БрСу6Н2, БрКЗМц, БрА9Ж4, БрА10Ж4Н4 и БрА10Мц2. Для данных бронз характерны высокий уровень прочности и твердости, что затрудняет их обработку и повышает износ стального контртела.

**Механические свойства оловянных бронз,
определенные на деталях тепловозов**

Марка бронзы	Механические свойства			
	Предел прочности при растяжении σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %	Твердость по Бринеллю НВ	Ударная вязкость $KCU \cdot 10^5$; Дж/м ²
БрО4Ц4С17	121 – 215	14 – 28	65 – 90	0,1 – 0,4
БрО5Ц5С5	220 – 290	4 – 14	87 – 107	0,4 – 1,8
БрО3Ц12С5	176 – 242	4 – 12	83 – 104	0,6 – 2,5
БрО10С10	302 – 373	7 – 40	89 – 103	0,6 – 1,7
БрО8С12	240 – 276	23 – 34	81 – 94	0,8 – 1,3

Минимальный износ стали обеспечивается при трении с бронзой БрС30 (ГОСТ 493–79), которая близка по своим механическим свойствам к оловянным баббитам [8]. Она обладает прочностью $\sigma_B = 75$ МПа, относительным удлинением $\delta \geq 5$ % и твердостью 28...32 НВ. В зарубежной практике используются бинарные свинцовые бронзы с содержанием свинца от 20 до 40 %. В довоенное время такая бронза широко использовалась для изготовления монометаллических подшипников, а сейчас применяется в многослойных подшипниках со стальными корпусами. Основными недостатками этой бронзы являются низкая усталостная прочность и недостаточная коррозионная стойкость. В 30–40 годы XX в. были проведены обстоятельные исследования влияния различных легирующих элементов на свойства свинцовой бронзы [9, 10], которые показали резкое увеличение статической и усталостной прочности бронз при малых добавках олова. По данным В.В. Богданова [11] достаточно легировать бронзу с 25 % свинца оловом в количестве 1 % для повышения ее усталостной прочности в 1,5–2 раза.

На железнодорожном транспорте широко используются монометаллические подшипники из литых латуней. Наибольшее распространение получила латунь ЛЦ14К3С3, из которой изготавливают моторно-осевые подшипники электровозов с заливкой баббитом Б16. Большинство латуней применяют как заменители оловянных бронз (табл. 1.5) [8].

Составы и области применения антифрикционных латуней

Марка латуни	Химический состав, % масс.						Заменяемая марка бронзы	Область применения
	Cu	Zn	Sn	Mn	Pb	Al		
ЛЦ10	90	10	1	–	–	–	БрО5Ц5С5	Свертные втулки
ЛЦ14КЗСЗ	80	14	–	–	3	–	БрО5Ц5С5 БрО4Ц4С17	Подшипники, втулки
ЛЦ38Мц2С2	58	38	–	2	2	–	БрО5Ц5С5 БрО4Ц4С17	Антифрикционные детали
ЛЦ40Мц5А2Ж	52	40	–	5	– Fe = 1	2	Бр010Ф Бр08Ц4	Антифрикционные детали высокой прочности
ЛЦ35НМц2ЖА	60	35	2	1	Ni = 1	0,7	БрО10Ф Бр08Ц4	Антифрикционные детали

У всех видов сплавов на медной основе имеется серьезный недостаток – большая вероятность разрушения стального контртела по эффекту Ребиндера при аварийных режимах трения (рис. 1.2). П.А. Ребиндер в 1928 г. открыл и теоретически обосновал эффект адсорбционного снижения прочности твердых тел под действием поверхностно-активных веществ [12]. Н.А. Буше [13] доказал, что в аварийной ситуации, в режиме масляного голодания или сухого трения, может происходить подплавление медных сплавов. Медь для сплавов на основе железа (сталь и чугун) является поверхностно-активным металлом и снижает уровень поверхностной энергии стали до уровня, необходимого для появления трещин. При наличии растягивающих напряжений и расплавленной меди идет процесс проникновения меди по межзеренным границам в сталь. При большом количестве расплавленной меди может произойти быстрое разрушение стальной детали. При меньшем количестве расплавленной меди образуются хрупкие омедненные трещины, служащие концентраторами напряжений, от которых развиваются усталостные трещины.

Основным легирующим элементом, препятствующим созданию аварийных ситуаций с задиром поверхностей трения бронз и латуней, является свинец. Свинец практически не растворяется в твердой меди, а в жидкой меди растворяется незначительно. В структуре литой бронзы свинец образует отдельные включения, расположенные преимущественно по границам зерен и в междендритных пространствах.



Рис. 1.2. Разрушение вагонной колесной оси в результате эффекта Ребиндера с латунной армировкой подшипника скольжения после задира

Свинец выполняет роль твердой смазки, образуя на поверхности трения тонкую пленку. Для медных сплавов, не содержащих свинца, антифрикционность материала обеспечивается по правилу Шарпи. В данном случае матрицей является твердый раствор на основе меди, а легированием добиваются получения более твердых включений вторых фаз, таких как Cu_3Sn в оловянных бронзах, Cu_5Si в кремнистых латунях и бронзах, β -фаза + FeAl_3 в алюминиево-железистых латунях и бронзах.

Результаты микроструктурных исследований поверхностей трения показывают, что для каждого режима трения образуются характерные вторичные структуры. Жесткие режимы трения приводят к образованию фаз, отсутствующих на равновесных диаграммах состояния. Это свидетельствует о прохождении несамопроизвольных физико-химических процессов на поверхностях трения. Следовательно, можно говорить о прохождении процесса самоорганизации и образовании диссипативных структур. Это приводит к снижению коэффициента трения с увеличением нагрузки, к снижению температуры в зоне трения, уменьшению интенсивности изнашивания и повышению задиристостойкости. Такое поведение характерно для всех типов бронз, содержащих Sn, Pb, Zn. Этим эффектом можно объяснить достаточно высокие противозадирные свойства оловянных бронз.

Большинство антифрикционных бронз и латуней используют для производства монометаллических подшипников. В основном такие детали (крупногабаритные подшипники, втулки и др.) изготавлива-

ются методом литья. Свертные втулки, торцевые диски и ряд других деталей штампуют из деформируемых оловянных бронз.

Одним из видов заменителей бронз являются цинковые сплавы. На возможность использования цинковых сплавов в качестве антифрикционных материалов указывал еще в 1899 г. Ж. Шарпи [14]. П. Гирен [15] рекомендовал для заливки подшипников использовать цинковые сплавы, легированные свинцом, оловом, алюминием и медью.

В России антифрикционные цинковые сплавы начали применять в 1915 г. [16], а в 1920–1922 гг. были разработаны сплавы систем Zn–Cu–Sb и Zn–Cu–Sn [17], но они не получили широкого применения из-за низких триботехнических свойств. В 1938–1939 гг. в СССР были разработаны марки сплавов системы Zn–Al–Cu с содержанием 10 % Al + 5 % Cu и 5 % Al + 10 % Cu [18, 19]. Сплав ЦАМ10-5 с 40-х годов прошлого века нашел применение в узлах трения судовых машин, паровозов, подъемно-транспортных машин взамен бронз марок БрО10Ф, БрО10Ц2 и даже баббита Б16. В настоящее время из цинковых антифрикционных сплавов используются только две марки – ЦАМ9-1,5 и ЦАМ10-5. Их химический состав по ГОСТ 21437–91 и механические свойства приведены в табл. 1.6.

Таблица 1.6

Химический состав и механические свойства стандартных цинковых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов (остальное Zn), % масс.			Механические свойства*, не ниже		
	Al	Cu	Mg	$\sigma_{в2}$, МПа	δ , МПа	НВ
ЦАМ9-1,5	9,0 – 11,0	1,0 – 2,0	0,03 – 0,06	250/300	1,0/10,0	95/110
ЦАМ10-5	9,0 – 12,0	4,0 – 3,5	0,03 – 0,06	250/350	0,4/4,0	100/120

* В числителе – литых, в знаменателе – обрабатываемых давлением.

Для сравнения в табл. 1.7 приведены составы наиболее широко используемых зарубежных цинковых антифрикционных сплавов.

Таблица 1.7

Химический состав зарубежных цинковых сплавов

Сплав	Содержание элементов (остальное Zn), % масс.		
	Al	Cu	Mg
1010 (Германия)	9 – 11	0,6 – 1,0	0,02 – 0,05
410 (Германия)	3,7 – 4,3	0,6 – 1,0	0,02 – 0,05
Алцен 305 (Австрия)	30	5	–

Цинковые сплавы используют не только в литом, но и в деформированном состоянии (прокатка, прессование). После горячей обработки давлением при температуре 250...300 °С прочность и пластичность сплавов повышается. Это сказывается и на сопротивлении усталости. Так, для сплава ЦАМ9-1,5 в литом состоянии предел выносливости при переменном изгибе вращающихся круглых образцов $\sigma_{-1} = 50$ МПа, а для этого же сплава в прессованном состоянии этот показатель повышается до 100...110 МПа [3].

Стандартные цинковые сплавы имеют структуру, отвечающую правилу Шарпи. Добавка мягкой структурной составляющей на основе свинца и олова улучшает триботехнические свойства сплавов, но снижает прочностные характеристики материала. Эти добавки делают сплав стареющим – способным изменять свойства и размеры деталей со временем. При старении цинковых сплавов неоднократно отмечались случаи появления трещин и даже полного разрушения деталей из цинковых сплавов. Поэтому необходимо очень строго соблюдать чистоту сплава по вредным примесям, главными из которых являются железо, свинец, олово.

В настоящее время кроме металлических антифрикционных материалов из цветных металлов все более широкое распространение получают порошковые, гранулированные и композитные материалы для подшипников скольжения, которые в данной монографии не рассматриваются.

1.2. Алюминиевые антифрикционные сплавы

Широкое распространение алюминиевых антифрикционных сплавов началось в 20–30-е годы XX в. благодаря новым технологиям получения алюминия, сделавшим алюминиевые сплавы доступными по количеству и стоимости. Варьированием легирования можно получать сплавы с различной прочностью, твердостью и пластичностью, удовлетворяющие широкому спектру эксплуатационных требований. Благодаря высокой коррозионной стойкости, дешевизне и малому удельному весу, алюминиевые антифрикционные сплавы могут применяться взамен бронз и даже баббитов.

Первоначально алюминиевые сплавы предназначались для отливки монометаллических подшипников скольжения. Поэтому основными критериями были хорошие литейные свойства, высокие показатели прочности и твердости, соответствие структуры сплавов правилу Шарпи. Это достигалось легированием алюминия медью, железом, кремнием и др., что способствовало упрочнению твердого рас-

твору и образованию твердых интерметаллидных включений типа CuAl_2 , FeAl_3 , NiAl_3 , AlSb и др. К середине 1930-х годов были разработаны сплавы марок АН2,5 [20], АЖ-6 [21] и алькусин [22].

В 1950-е годы под руководством М.М. Хрущева [23] был создан менее прочный и твердый сплав АСМ, применявшийся в биметаллических вкладышах двигателей тракторов взамен свинцовой бронзы. В эти годы за рубежом также разрабатывались главным образом прочные и твердые сплавы на основе алюминия [24–27]. Все они имели существенные недостатки, связанные с низкой задиристостью и повышенным износом сопряженных стальных деталей при низкой собственной износостойкости. С этого периода началась разработка сплавов на основе алюминия с мягкой структурной составляющей, содержащей олово, свинец и кадмий [28–30]. В Германии наибольшее распространение получили сплавы «альфа», содержащие свинец, сурьму, медь, марганец, железо и небольшие добавки других элементов, имевшие близкие к баббитам показатели износостойкости и повышенной усталостной прочности.

Особое внимание было уделено разработке алюминиево-оловянных сплавов различных составов для использования в монометаллических и биметаллических подшипниках скольжения. Наибольший прогресс в этой области был достигнут в Англии [29], где фирма Rolls-Royce разработала сплавы RRAC-7 и RRAC-9, составы которых затем были откорректированы. В это время в США [31] были разработаны сплавы 750 и ХА-750 для монометаллических подшипников. Позднее появились сплавы ХВ-750 и ХВ805 с одинаковым количеством олова (около 6,5 %), но с различной степенью легированности другими элементами, что обуславливало их различия в механических свойствах и рабочих характеристиках [32]. Впоследствии эти сплавы были заменены сплавами SAE-770 и SAE-780 [33].

Общим направлением разработки сплавов с 1950-х годов стало повышение содержания олова для предотвращения задигов и увеличения износостойкости. Лучшим из этих сплавов считается разработанный английской фирмой Glacier Metal Co сплав с 20 % олова и 1 % меди [34], который и в настоящее время является наиболее распространенным алюминиево-оловянным сплавом (характерная структура этого сплава приведена на рис. 1.3), применяемым в биметаллических подшипниках скольжения. Также были разработаны сплавы с содержанием олова на уровне 30 % [35], но подшипники из этого сплава имеют пониженную усталостную прочность при повышенной задиристости.

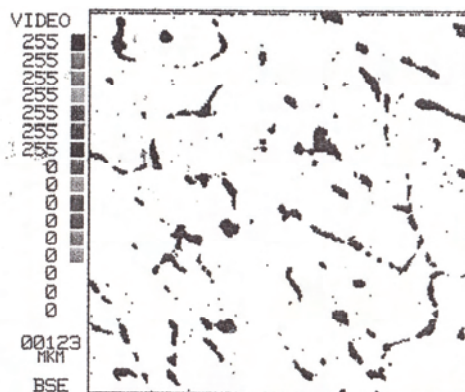


Рис. 1.3. Характерная структура сплава Al – 20 % Sn – 1 % Cu (АО20-1), изображение во вторичных электронах: светлое поле – алюминиевая матрица; темные включения – оловянная фаза

Предпринимались попытки использования алюминиево-кадмиевых сплавов. В 1940-х годах наибольшее распространение получил сплав с 4 % магния и 1,2 % кадмия, а затем американский сплав «Морэн 400», содержащий 0,5...1,0 % кадмия и 1,5...4,0 % кремния. В нашей стране сплавы с кадмием не применялись [36].

По аналогии со свинцовыми бронзами перспективным является применение сплавов алюминия со свинцом. Получение качественных двойных сплавов системы Al–Pb крайне затруднено из-за ликвации свинца, связанной с нерастворимостью свинца в расплаве алюминия и большой разницей удельных весов этих элементов. Избежать ликвации можно применением высокой скорости кристаллизации. Н.М. Рудницким и Ю.А. Рассадным [37] был разработан метод бесслитковой прокатки алюминиево-свинцовых сплавов, когда постоянно перемешиваемый расплав подается непосредственно на валки кристаллизатора. Таким способом удалось обеспечить равномерное распределение в слитках 5...6 % свинца без ощутимой ликвации. В работе [38] эти авторы предложили заменить в сплаве АО20-1 около 10 % олова на 5...6 % свинца и отливать этот сплав в специально сконструированный медный водоохлаждаемый кокиль. Задиристость такого сплава при граничном трении оказалась значительно выше, чем у сплава АО20-1. Это подтверждает вывод, сделанный в работе [39], что совместное введение олова и свинца в алюминий способствует равномерному распределению мягкой структурной составляющей в закристаллизовавшемся сплаве.

Повышение растворимости свинца в алюминиевых сплавах при дополнительном легировании другими элементами отмечалось многими исследователями. А.Д. Курицина разработала сплав АСС6-5, где растворение 6 % свинца достигается дополнительным введением 5 % сурьмы [40]. Но при таких количествах свинца ликвация оказалась весьма заметной.

Фирма General Motors провела испытания алюминиевого сплава SAE 781, содержащего 8 % свинцового баббита марки SAE19 [41]. Этот сплав показал повышенную задиристость и износостойкость, превышающие эти показатели для свинцовой бронзы и алюминево-оловянных сплавов. Кроме того, фирма General Motors разработала способ получения литых заготовок из бинарного сплава Al-Pb для последующего плакирования стали [42, 43]. Полученные слитки имели неравномерное распределение свинца – от 7 % в нижней части до 3 % в верхней части слитка. При плакировании сплава на стальное основание слиток размещали обедненной по свинцу стороной к стали, а обогащенная свинцом сторона оказывалась на рабочей поверхности подшипника. Получение такой заготовки требует больших трудозатрат по сравнению с изготовлением биметалла со сплавом АО20-1, а по антифрикционным свойствам он не превосходит сплав АО20-1 [44]. Поэтому данная разработка не получила широкого применения.

Наибольшее количество свинца в алюминии при относительно равномерном его распределении в антифрикционном слое было достигнуто способом прессования гранул алюминево-свинцового сплава, полученных литьем в воду, разработанным совместно сотрудниками ВИЛС и ЦНИИ МПС [45–48]. Высокое содержание свинца в алюминии при удовлетворительном его распределении в заготовке удалось получить методом магнитной гидродинамики (МГД), уравнивающим силу тяжести различных фаз [49–51]. Но и эти материалы, из-за высокого содержания свинца на поверхности, имели недостаточную адгезию со стальной поверхностью корпусов вкладышей подшипников. Этот недостаток удалось преодолеть при напекании смеси порошков алюминия и свинца на стальную полосу, но такой материал не обладает достаточной прочностью, а наличие окислов алюминия в антифрикционном слое приводит к повышенному износу сопряженного стального контртела.

В работе Т.Ф. Марковой [51] приведено сравнение различных способов получения алюминево-свинцовых сплавов по максимально достигнутому содержанию свинца (табл. 1.8).

Способы получения алюминиево-свинцовых сплавов

Способ получения	Страна	Pb, % масс.
Бесслитковая прокатка полос и листов	СССР	10
Литье в горизонтальную водоохлаждаемую изложницу	США	7
	ФРГ	6
Гранулирование	СССР	30
	Япония	8
Ультразвуковая обработка расплава	СССР	6
Литье при высоком давлении	СССР	50
Прокатка порошков	СССР	8
	США	8
МГД уравнивание силы тяжести	СССР	20

Наиболее перспективным является метод плакирования алюминиевых антифрикционных материалов на сталь с использованием энергии взрыва [52, 53] (рис. 1.4). Этим способом, при правильном подборе марки взрывчатого вещества и его количества, можно соединить со сталью практически любой материал. При этом не существует ограничений по толщине стальной подложки, что является основным препятствием для изготовления крупногабаритных подшипников. Благодаря этому данный способ широко используется для изготовления вкладышей с толщиной корпуса более 20 мм, что наиболее часто встречается в судостроении, где толщина стальных корпусов крейцкопфных подшипников достигает 30...50 мм.

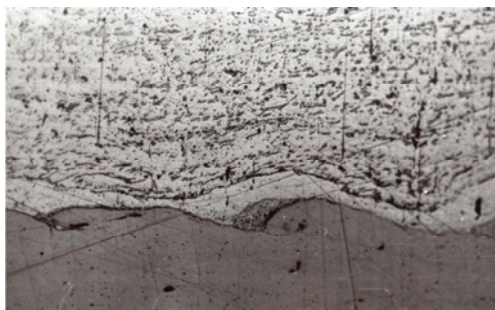


Рис. 1.4. Характерная структура (не травленная) переходного слоя «сталь – алюминий – сплав АО20-1», полученного сваркой взрывом. $\times 100$.

В нижней части – стальная основа, над ней светлая полоса алюминия, в верхней части – сплав АО20-1 с гетерогенной структурой

Составы и технические требования к алюминиевым антифрикционным сплавам, применяемым в нашей стране, регламентируются ГОСТ 14113–78 «Сплавы алюминиевые антифрикционные. Марки». В этом стандарте даются химические составы десяти марок сплавов, примерное назначение и условия работы изделий из них (табл. 1.9, 1.10) [54].

Таблица 1.9

Марки и химический состав алюминиевых антифрикционных сплавов, % масс.

Марка	Основные компоненты									
	Олово	Магний	Марганец	Сурьма	Медь	Никель	Кремний	Теллуур	Титан	Алюминий
АО9-2	8,0–10,0	–	–	–	2,0–2,5	0,8–1,2	0,3–1,2	–	–	Остальное
АО3-7	2,5–3,5	–	0,5–0,8	–	7,0–8,5	–	0,6–1,2	–	–	»
АО6-1	5,0–7,0	–	–	–	0,7–1,3	–	–	–	–	»
АО9-1	8,0–10,0	–	–	–	0,8–1,2	–	–	–	0,02–0,2	»
АО12-1	11–14	–	–	–	0,8–1,2	0,4–0,6	–	–	–	»
АО20-1	17,0–23,0	–	–	–	0,7–1,2	–	–	–	0,02–0,2	»
АН-2,5	–	–	–	–	–	2,7–3,3	–	–	–	»
АСМ	–	0,3–0,7	–	3,5–6,5	–	–	–	–	–	»
АМСТ	–	–	–	4,6–6,5	0,7–1,2	–	–	0,03–0,3	0,03–0,12	»
АМК	–	–	–	0,5	0,8–1,2	–	9,0–11,0	0,1	0,1	»

Продолжение табл. 1.9

Марка	Примеси, не более						Прочие примеси	
	Железо	Кремний	Медь	Магний	Марганец	Цинк	Количество в отдельности	Сумма
АО9-2	0,5	–	–	–	–	–	0,05	0,10
АО3-7	0,3	0,3	–	–	–	0,20	–	–
АО6-1	0,5	0,7	–	–	–	0,25	0,05	0,3
АО9-1	0,3	–	–	–	–	–	0,05	0,10
АО12-1	0,5	0,5	–	–	–	0,25	0,05	0,55
АО20-1	0,5	0,4	0,3	–	–	–	0,05	0,10
АН-2,5	0,75	0,5	0,1	–	0,2	0,1	0,05	0,10
АСМ	0,75	0,5	–	–	0,2	0,1	0,05	0,3
АМСТ	0,4	–	–	0,3	0,1	–	0,1	0,3

Таблица 1.10

**Примерное назначение алюминиевых антифрикционных сплавов
и условия работы изделий из них**

Марка сплава	Назначение сплава	Условия работы изделий			Рекомендуемая твердость вала НВ
		Нагрузка, МН/м ² (кгс/см ²)	Скорость скольжения, м/с	Температура, °С	
АО3-7 АО9-2	Для отливки монометаллических вкладышей и втулок	19,5 (200)	15	100	320
		24,5 (250)	15	100	250
АО6-1 АО9-1	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
		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 прокаткой монометаллической и биметаллической ленты с последующей штамповкой вкладышей с толщиной антифрикционного слоя менее 0,5 мм	19,5 (200)	15	100	250
АСМ АМСТ	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
		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

Таблица 1.11

Составы новых алюминиевых антифрикционных сплавов
АО10С2 [57] и АО11С3 [58]

Марка сплава	Химический состав, % масс.									
	Pb	Sn	Cu	Ni	Bi	Zn	Si	Ti	Mg	Al
АО10С2	1,5-3,5	9,0-12,0	0,5-1,2	–	0,01-0,10	0,2-0,5	0,7-1,5	0,01-0,20	–	Остальное
АО11С3	1,5-3,5	9,0-12,0	1,5-4,0	0,5-2,0	0,1-0,3	0,1-0,5	0,4-1,5	0,01-0,20	0,01-0,03	0,01-0,05

Таблица 1.12

Химический состав нестандартных алюминиевых антифрикционных сплавов

Марка сплава	Химический состав, % масс.									
	Sb	Pb	Mg	Sn	Ni	Cu	Si	Fe	Mn	Прочие
Алькусин	–	–	–	–	–	7,0-9,0	1,0-1,25	До 1,0	–	Остальное
АЖ-6	–	–	0,35-0,55	–	–	–	–	4,5-6,0	–	»
АО9-2Б	–	–	–	8,0-10,0	–	–	2,0-2,5	–	–	0,02-0,10
АС6-5 (АМ)	6,0	5,0	0,5	–	–	–	–	–	–	»
НАМИ	–	5,5	–	10,0	–	1,0	–	–	–	»
Альва	3,0	3,0	–	–	–	–	–	–	3,0	»
НИИЖТ	6,0	10,0	0,5	–	–	–	–	–	–	»
АО3-1	–	–	–	2,0-4,0	0,3-0,6	0,8-1,2	–	1,0	–	»

Таблица 1.13

Химический состав алюминиевых антифрикционных сплавов, применяемых за границей

Марка сплава, страна	Химический состав, % масс.											Al Осталь- ное
	Sb	Pb	Mg	Sn	Ni	Cu	Si	Fe	Cd	Mn	Прочие	
KS 1275, Германия	–	–	1,0	–	1,0	1,0	13,0	–	–	–	–	–
KS 245, Германия	–	–	0,7	–	1,5	4,5	14,0	–	–	0,8	–	»
KS 280, Германия	–	–	0,5	–	1,5	1,5	21,0–22,0	–	–	0,6	1,2 Co	»
KS 13, Германия	6,0–8,0	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	»
KS 83a, Германия	–	–	0,5	–	0,2	1,0	1,5	0,7	–	0,1	5,0 Zn; 0,1 Ti	»
RR-56, Англия	1,0	–	0,6	–	1,3	2,0	0,7	1,4	–	–	–	»
Aeral «A», Англия	–	–	0,2–1,5	–	–	2,0–4,5	2,5	<0,5	0,5	<0,5	–	»
Aeral, Франция	–	–	0,8	–	–	3,75	0,4	0,25	2,0	0,25	–	»
La 11, Франция	–	–	0,7	–	–	–	0,5	0,5	–	–	2,5 Zn	»
La 22, Франция	–	–	0,7	–	15,0	4,5	12,0	0,5	–	0,8	–	»
A20, Англия	–	–	–	20	–	1,0	До 0,15	–	–	–	До 0,1 Ti	»
RRAC9, Англия	–	–	0,7–1,0	5,5–7,0	1,5–1,8	0,6–0,9	0,15–0,3	0,2–0,45	–	–	–	»

Марка сплава, страна	Химический состав, % масс.										
	Sb	Pb	Mg	Sn	Ni	Cu	Si	Fe	Cd	Mn	Прочие
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	–
SAE780, США	–	–	–	6,5	0,5	1,0	1,5	До 0,7	–	–	–
Alcoa 750, США	–	–	–	5,5–7,0	1,0	1,0	0,7	–	–	0,1	0,8 Ti
ХА750, США	–	–	–	6,5	0,5	1,0	2,5	–	–	–	–
750, США	–	–	–	6,5	1,0	1,0	2,5	–	–	–	–
Морен 400, США	–	–	–	–	–	–	4,0	–	1,0	–	–
ХВ80S, США	–	–	–	6,0	0,5	1,0	1,5	–	–	–	–
KS-837, Германия	–	1,0	0,5	5,0	1,0	1,0	1,0	–	–	–	–
Берогаль 7-7, Германия	–	До 3,0	–	–	–	3,0–4,0	–	До 2,0	–	–	1,0–3,0 Zn
AlSn6Cu*	–	–	–	5,5–7,0	1,3	0,7–1,3	0,7	–	–	0,7	0,2 Ti
AlSi4Cd*	–	–	–	–	–	0,05–0,15	3,5–4,5	0,35	0,8–1,4	0,2	0,2 Ti
AlC43CuNi*	–	–	–	–	0,7–1,3	0,7–1,3	0,7	0,7	2,7–2,5	–	0,1 Ti
AlSi11Cu*	–	–	–	0,2	0,1	0,7–1,3	10,0–12,0	0,3	–	0,1	0,1 Ti
AlSn20Cu*	–	–	–	17,5–22,5	0,1	0,7–1,3	0,7	0,7	–	0,7	0,2 Ti

* Химический состав сплавов на основе алюминия по ИСО 4383–2006.

Кроме приведенных в ГОСТ 14113–78 в последние годы широкое распространение получили сложнелегированные сплавы марок АО10С2 и АО11С3 (табл. 1.11) [55–58].

Данные сплавы превосходят сплав АО20-1 и свинцовую бронзу БрО1С22 по задиростойкости, износостойкости и несущей способности. Они применяются в качестве антифрикционного слоя биметаллических подшипников скольжения и не требуют нанесения на поверхность трения приработочных покрытий, как это сейчас широко распространено для сплава АО20-1 и свинцовистых бронз.

В табл. 1.12 приведены составы нестандартных алюминиевых антифрикционных сплавов, которые применялись в СССР, но в настоящее время потеряли практическое значение [36].

В табл. 1.13 представлены химические составы алюминиевых антифрикционных сплавов, применяемых в зарубежных странах [36].

В настоящее время ведутся разработки новых составов алюминиевых антифрикционных сплавов под подшипники, работающие в определенных условиях эксплуатации. При этом прослеживаются две тенденции – создание более экономичных сплавов с уменьшенным содержанием дорогих и дефицитных металлов, таких как олово и никель, и создание сплавов с повышенным комплексом прочностных и триботехнических свойств для замены наиболее широко распространенных сплавов, чьи свойства указаны в табл. 1.14 [51].

Таблица 1.14

Основные показатели эталонных антифрикционных материалов

Материал	Механические свойства					Условия работы		
	HB ₂₀ *	HB ₁₀₀ *	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{т}$, МПа	δ , %	N , МПа	v , м/с	T , °С
БК2	20	12	93	62	8	15	15	100
БрОС1-22	40	40	120	60	12	25	15	110
БрС30	30	30	76	48	5	25	15	110
АО9-1	34	26	120	60	15	30	20	110
АО9-2	50	47	155	100	10	30	20	110
АО20-1	30	25	115	73	17	30	20	120

* Значения твердости, измеренные при 20 и 100 °С соответственно.

Особый интерес представляет разработка алюминиевых антифрикционных сплавов, способных заменить высоколегированные антифрикционные бронзы марок БрО4Ц4С17, БрО10С10, БрО5Ц5С5 при производстве монометаллических подшипников скольжения.

1.3. Опыт применения монометаллических подшипников из алюминиевых антифрикционных сплавов

К сплавам, из которых изготавливаются монометаллические подшипники, кроме высоких триботехнических требований предъявляются требования высокой прочности и твердости отливки. Частично это достигается увеличением толщины деталей, но это экономически не выгодно. Поэтому для таких материалов одним из главных критериев пригодности является высокая прочность, желательно на уровне бронзы, ранее использовавшейся при изготовлении деталей. Преимущественно монометаллические подшипники нашли применение в крупногабаритных агрегатах на железнодорожном, морском и речном транспорте, в узлах трения технологического оборудования прокатных станков, насосов, гидроприводов, подъемно-транспортного оборудования, станков и прессов. Пик использования алюминиевых антифрикционных сплавов в монометаллических подшипниках пришелся на 50–60-е годы XX в. [8, 36].

В эти годы в США были применены монометаллические вкладыши из сплава типа 750 для дизелей железнодорожных тепловозов. За 3000 ч работы коренные подшипники имели линейный износ 0,038 мм, а шатунные – 0,043 мм [59]. В результате этих испытаний было принято решение о серийном применении таких подшипников для дизелей фирмы Fairbanks Morse [60]. Опыт их эксплуатации показал, что монометаллические подшипники из сплава 750 обладают в 2–5 раз большей работоспособностью, чем вкладыши из свинцовой бронзы, кадмиевых сплавов и баббитов [61].

В Институте металлов (Италия) совместно с Институтом олова (Англия) были проведены испытания монометаллических подшипников трамваев из сплава A20. После года испытаний на подшипниках не было обнаружено следов разрушений, задигов и схватывания. В сравнении с подшипниками из сплава RRAC9 эти подшипники имели в 2–3 раза меньший износ [62]. В работе [63] показано, что монометаллические подшипники из сплава RRAC9 в свою очередь значительно превосходят подшипники со слоем свинцовой бронзы. Их износ после 100 ч работы составил всего 0,0025 мм.

Положительные результаты дало использование монометаллических подшипников из сплава KS83a на автомобилях фирмы Volkswagen и на дизелях различного типа, изготовленных в Герма-

нии [63]. Алюминиевые монометаллические подшипники широко использовались на крупногабаритных дизелях в Японии [64].

В нашей стране наибольшее распространение монометаллические алюминиевые подшипники получили на железнодорожном транспорте [36]. Первоначально дизели типа 2Д100 тепловоза ТЭЗ мощностью 2000 л. с. были оборудованы вкладышами из литого сплава АОЗ-1 (Al – 3 % Sn – 1 % Cu). Результаты эксплуатационных испытаний были признаны неудовлетворительными из-за повышенного износа поверхностей трения шеек валов и нескольких случаев ослабления посадки подшипников в постелях – так называемой потери натяга. На следующем этапе подшипники были изготовлены из сплава АО9-2, дополнительно легированного 2,5 % кремния. Такие подшипники практически не теряли натяга, что способствовало меньшему изнашиванию шеек коленчатых валов. По данным Н.К. Бабаева [65], применение подшипников из сплава АО9-2 обеспечило после длительной эксплуатации одинаковые зазоры «на масло», т.е. совокупный линейный износ алюминиевого сплава и баббита БК2 был равноценным. При использовании вкладышей из сплава АОЗ-1, имевших приработочный слой полуды, увеличение зазоров на масло происходило значительно интенсивнее.

Данный опыт был распространен на более нагруженный тепловозный дизель типа 10Д100 мощностью 3000 л. с. Было оборудовано 18 тепловозов подшипниками из сплава АО9-2. Тепловозы проработали от постройки до капитального ремонта с пробегом от 660 до 680 тыс. км. Опытная эксплуатация показала одинаковый уровень износа шеек коленчатых валов и самих антифрикционных материалов алюминиевых и баббитовых слоев. Однако из-за различий в условиях работы шатунные и коренные вкладыши показали разную работоспособность. Сменяемость шатунных вкладышей за срок эксплуатации была незначительной – на уровне серийных бронзо-баббитовых. Все сменные шатунные вкладыши были забракованы из-за появления трещин при повышенном нагреве пары трения. При этом повреждений шеек коленчатых валов шатунные вкладыши не вызывали.

Коренные вкладыши выходили из строя значительно чаще. Отмечались случаи полного разрушения вкладышей из-за трещин и образования задиров, сопровождавшихся повреждением коренных шеек коленчатых валов. Задир на коренных шейках образовывались и в случае применения бронзо-баббитовых вкладышей, когда из-за износа и усталостного выкрашивания баббита БК2 имело место трение по

бронзовому корпусу. Однако у вкладышей из сплава АО9-2 количество задиоров было в несколько раз больше. Было установлено, что задиристость и трещиностость можно повысить за счет снижения содержания кремния до 0,3...0,7 % вместо 2,0...3,0 % [66], что нашло свое отражение в соответствующем стандарте.

Монометаллические подшипники широко применялись также на судах морского и речного флота. Их внедрению предшествовали работы, проведенные Н.Н. Галашовым [67, 68]. Им были установлены относительные линейные износы валов при работе с подшипниками из различных антифрикционных материалов (табл. 1.15), приведенные к эталонному баббиту Б83.

Таблица 1.15

Сравнительная износостойкость шеек валов при трении с различными антифрикционными материалами [68]

Наименование и марка антифрикционного слоя	Относительный износ шейки вала, мкм
Баббит Б83	1,00
Свинцовистая бронза БрС30	4,00
Сплав АО9-2 (0,6 % Si)	3,50
Сплав А9-2 (1,5 % Si)	3,50
Сплав А9-2 (2,0 % Si)	3,50
Сплав АО9-2 со слоем покрытия (10 % Sn и 90 % Pb)	1,95
Сплав АО9-2 с покрытием, содержащим дисульфид молибдена	1,45

Наряду с износостойкостью была проверена усталостная прочность монометаллических подшипников и другие механические свойства. Для испытаний на речных судах был выбран сплав АО9-2 с содержанием 0,6...0,9 % Si.

В 1966–1967 гг. были проведены эксплуатационные испытания монометаллических подшипников на дизелях 6НВД24 и 4НВД24 производства ГДР и двигателях газомотокомпрессоров, изготовленных заводом «Двигатель революции». На теплоходах серии «Волга-Дон» в течение 2200...3500 ч наблюдалась устойчивая работа подшипников семи двигателей без повреждений, потери натяга и замены. В табл. 1.16 представлены данные по износу шеек валов, работавших с монометаллическими подшипниками в различных исполнениях, в сравнении с эталонным баббитом Б83 [69].

Износ валов судовых двигателей с опытными монометаллическими подшипниками

Тип дизеля	Скорость изнашивания шеек, мкм/1000 ч					
	из сплава АО9-2 без приработочного покрытия		из сплава АО9-2 с приработочным покрытием		из баббита Б83	
	максимальная	средняя	максимальная	средняя	максимальная	средняя
6НВД 24, 4НВД 24	12,1	4,1	6,5	2,0	6,5	1,5

Из представленных данных следует, что для снижения износа валов до уровня подшипников с баббитом Б83 необходимо наносить на сплав АО9-2 мягкое приработочное покрытие.

В конце XX в. в России произошла постепенная замена монометаллических подшипников коленчатых валов на двух- или многослойные.

1.4. Опыт применения многослойных подшипников из алюминиевых антифрикционных сплавов

В настоящее время наибольшее распространение во всем мире получили биметаллические подшипники с антифрикционным слоем из сплава АО20-1 на стальном корпусе. Их используют для двигателей автомобилей, тракторов и другой сельскохозяйственной техники, для тяжелых транспортных дизелей, технологического оборудования, компрессоров, насосов и др. Преимущественно подшипники изготавливают штамповкой из биметаллической ленты или полосы. Крупногабаритные подшипники с большой толщиной стального корпуса изготавливают с использованием энергии взрыва.

Использование сплава АО20-1 позволило успешно заменить подшипники из баббита и свинцовой бронзы. Он обеспечивает равную с баббитами износостойкость при повышенной удельной нагруженности. Сплав АО20-1 превосходит свинцовую бронзу по задиростойкости и по безопасности в аварийной ситуации, но уступает ей по несущей способности [70].

В нашей стране основными изготовителями биметаллических вкладышей являются Заволжский моторный завод (ЗМЗ) и Тамбовский завод подшипников скольжения (сейчас ОАО «Завод подшипников скольжения» (ЗПС)), использующие всю гамму алюминиево-

оловянных сплавов в своей продукции. Технология производства биметалла на этих предприятиях состоит из выплавки антифрикционного сплава, его полунепрерывной отливки с получением мерных слитков, термообработки слитков, фрезерования поверхностей слитков, обертывания слитков алюминиевой фольгой и их совместной прокатки, совместной прокатки плакированной алюминиево-оловянной полосы с листовой сталью до получения биметалла заданной толщины, вырубки мерных карточек биметалла, их окончательной термической обработки и отправки заготовок вкладышей на штамповку и окончательную механическую обработку.

Длительная эксплуатация сталь-алюминиевых вкладышей вместо бронзо-баббитовых позволила повысить усталостную прочность и полностью устранить выкрашивание антифрикционного слоя. Для баббитовых вкладышей дизелей типа Д100 усталостное выкрашивание составляло 77,0 % от общего числа повреждений шатунных и 71,3 % коренных подшипников [71] (рис. 1.5). Удалось устранить повреждения в виде омедненных трещин на шейках коленчатых валов при задирах. Повысилась износостойкость вкладышей и шеек коленчатых валов.

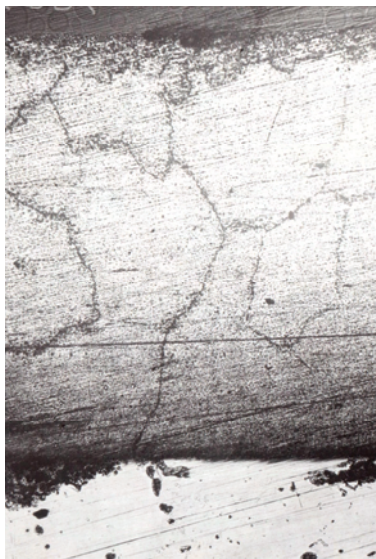


Рис. 1.5. Усталостные трещины в баббитовом слое бронзо-баббитового вкладыша подшипника коленчатого вала дизеля. $\times 100$.

Нижняя часть – бронзовый корпус, выше – баббитовый слой с усталостными трещинами и вторичными структурами на поверхностях трения

Применение сталь-алюминиевых вкладышей вместо бронзо-баббитовых позволяет увеличить моторесурс дизелей 10Д100 минимум в 4 раза. Сталь-алюминиевые подшипники изнашиваются в 4–5 раз меньше, чем бронзо-баббитовые, их усталостная прочность выше в 3–4 раза. Сталь-алюминиевые вкладыши практически не корродируют в маслах. Экономия бронзы составляет 320 кг на один дизель Д100 только при использовании шатунных подшипников.

Наиболее распространенными в настоящее время являются дизели типа Д49, изготавливаемые Коломенским тепловозостроительным заводом и оборудованные многослойными подшипниками со свинцовой бронзой БрО1С22. На свинцовый слой у этих вкладышей наносят гальваническое приработочное покрытие толщиной 24...32 мкм из сплава системы Pb–Sn–Cu. Основными недостатками этих вкладышей являются массовые случаи повреждаемости рабочей поверхности шеек коленчатых валов при трении по свинцовой бронзе после износа приработочного покрытия.

С 1993 г. были организованы эксплуатационные испытания сталь-алюминиевых подшипников со сплавом АО20-1, установленных на дизелях 5Д49. Для этой цели была разработана технологическая цепочка производства вкладышей, когда подкат производства ОАО «ЗПС» методом взрыва наносился на стальные заготовки в НПК «Матем» и проходил там гибку на полусферу, а затем поступал на механическую обработку в НПО «Сатурн» (г. Рыбинск). Готовые вкладыши поступали на Воронежский тепловозоремонтный завод, где они устанавливались на дизели при их капитальном ремонте. С 1993 по 2007 г. вкладыши со сплавом АО20-1 были установлены на более чем 600 дизель-генераторах 1А-9ДГ тепловозов 2ТЭ116.

Проведенный анализ результатов эксплуатации сталь-бронзовых и сталь-алюминиевых вкладышей дизель-генератора 1А-9ДГ позволяет сравнить основные характеристики этих двух типов подшипников (табл. 1.17). Сталь-алюминиевые подшипники, как шатунные, так и коренные, обеспечивают двукратное увеличение пробега тепловозов до ремонта с заменой вкладышей. Снижаются затраты на текущие ремонты. Переход на алюминиевые сплавы взамен бронз позволяет отказаться от необходимости проводить химико-термическую обработку шеек коленчатых валов для повышения их твердости. Алюминиевые сплавы способны работать как с упрочненными валами, так и с неупрочненными. Бронзовые подшипники эксплуатируются только с упрочненными коленчатыми валами, что делает невозможной перешлифовку валов на градационные размеры, превышающие толщину упрочненного слоя стали.

**Сравнительные характеристики двух типов подшипников коленчатых валов
дизель-генераторов 1А-9ДГ**

Характеристика	Триметаллические подшипники со слоем свинцовой бронзы	Биметаллические подшипники с алюминиево-оловянным сплавом
Срок службы	Коренной – 300 тыс. км	Коренной – 600 тыс. км (Воронежским тепловозремонтным заводом (ТРЗ) отмечены случаи пробега до 800 тыс. км)
	Шатунный – 300 тыс. км	Шатунный – 600 тыс. км
Уменьшение трудозатрат на текущий ремонт (ТР-3)	0 %	20 % (возможность проведения текущего ремонта (ТР-3) без подъема коленчатого вала и замены коренных подшипников)
Возможность использования градационных размеров	Невозможно	Возможно
Возможность работы в сопряжении с незакаленными коленчатыми валами	Не допускается	Допускается
Вероятность возникновения задира в период обкаточных испытаний	~ 0,1 %	АО20-1 – ~ 0,3 % АО10С2 – ~ 0,1 %
Предельно допускаемая нагрузка	550–650 кгс/см ²	АО20-1 = 450–475 кгс/см ² АО10С2 = 625–650 кгс/см ² АО11С3 = 750–800 кгс/см ²
Последствия возникновения задиrow	Образование сетки трещин на коленчатом валу. (Значительно увеличивается вероятность излома коленчатого вала. Требуется переточка)	Сетка трещин не образуется. (Вероятность излома коленчатого вала мала. Требуется переточка)
Вероятность образования задира в период эксплуатации	80 %	5 %
Вероятность образования задира в условиях холодного пуска дизеля	100 %	100 %
Вероятность образования задира в условиях отсутствия или обводнения смазки	100 %	100 %
Вероятность излома коленчатого вала	По данным, предоставленным Воронежским ТРЗ, только за 2003–2004 гг. произошло 7 изломов коленчатых валов	За период эксплуатации с 1993 по 2004 г. случаев изломов коленчатых валов, оборудованных подшипниками с алюминиево-оловянными сплавами, не возникало

Отмечается, что вероятность возникновения задира в период обкаточных испытаний дизелей после ремонта или постройки для сплава АО20-1 в три раза выше, чем для свинцовой бронзы с приработочным покрытием. Однако и сплав АО20-1 можно покрыть тонким слоем гальванического или другого покрытия, тем самым повысив задиристость при обкатке. Было проверено несколько вариантов покрытий. Лучшие результаты показало покрытие МС2000, состоящее из эпоксидной смолы и дисульфида молибдена. Неплохие результаты получены при травлении поверхности трения сплава АО20-1 раствором щелочи. При этом алюминиевая матрица вытравливается, а на поверхности резко возрастает количество олова, которое даже в начальный период приработки создает сплошную защитную пленку на поверхности трения. Сплав АО10С2 даже без приработочного покрытия обеспечивает снижение вероятности задира до уровня свинцовой бронзы с приработочным покрытием.

Проведенные исследования показали, что подшипники с антифрикционным слоем из сплава АО20-1 способны с успехом заменить подшипники коленчатых валов дизелей 5Д49, изготовленные с использованием свинцовой бронзы БрО1С22. Однако выявилась необходимость улучшения задиристости и усталостной прочности алюминиево-оловянных сплавов. С этой целью ВНИИЖТ совместно с ОАО «Завод подшипников скольжения» (г. Тамбов) и Заволжским моторным заводом были разработаны новые сплавы АО10С2 [57] и АО11С3 [58]. Комплекс исследований и испытаний этих сплавов показал их высокие эксплуатационные характеристики [55, 56, 72, 73].

Сплав АО10С2 в готовом изделии должен по составу соответствовать требованиям ТУ 1712-230-01124323–2007 «Сплав алюминиевый антифрикционный марки АО10С», разработанным во ВНИИЖТ в 2007 г. (см. табл. 1.11).

Такое комплексное легирование было выбрано для облегчения процессов самоорганизации структуры поверхности трения при различных режимах эксплуатации подшипников.

Введением легирующих добавок достигают следующие три цели.

1. Создание твердых фаз, которые снижают износ материала и улучшают микрогидродинамику поверхностей. В качестве таких включений используются химические соединения FeAl_3 , NiAl_3 , CuAl_2 , Mg_2Si , Si и др.; матрицей сплава является алюминиевый твердый раствор. Химические и физические свойства алюминидов и других интерметаллических соединений, их количество, форма и рас-

пределение в алюминиевой основе влияют не только на процесс трения, но и на статическую и динамическую прочность подшипника.

2. Изменение свойств алюминиевой матрицы. Легирующие элементы, растворимые в алюминии в значительных количествах (Mg, Cu, Zn), служат для повышения прочности сплава и его способности выдерживать нагрузку. Иногда, например в случае присадки меди, дополнительное упрочнение достигается в результате дисперсионного твердения.

3. Легирование мягких составляющих сплавов, обеспечивающее более активный перенос пленок мягкой фазы при ужесточении режимов трения.

Для упрочнения сплава, повышения усталостных характеристик, уменьшения горячеломкости, улучшения литейных и коррозионных свойств вводятся легирующие элементы. Для выбора оптимального состава сплава учитываются изменения в структуре материала при различном содержании легирующих элементов. Наибольший вклад в упрочнение сплава вносит кремний, образующий с алюминием эвтектику. Растворимость кремния в алюминии при эвтектической температуре (577 °C) составляет 1,65 %, а при комнатной – 0,05 %, в структуре алюминия происходит выделение хрупкого твердого раствора кремния с алюминием (98 % Si) в виде иглообразных кристаллов, которые, располагаясь по границам зерен алюминия, резко уменьшают пластичность сплава и его трещиностойкость. Хотя в опытном сплаве твердый раствор перенасыщен и содержит 0,2...0,6 % кремния, выделения кремния по границам зерен не имели резко выраженного игольчатого строения. Это можно объяснить влиянием на их образование меди и цинка. Включения кремния приводят к срезу образовавшихся очагов схватывания, предшествующих возникновению задира.

Медь, входящая в твердый раствор с алюминием (в опытном сплаве содержалось 0,4...0,6 % меди), из-за неравновесной кристаллизации вызывает выделение фазы CuAl_2 или твердого раствора на ее основе.

Благоприятное влияние цинка состоит в том, что он одновременно упрочняет твердую алюминиевую матрицу (в нее входит 0,20...0,25 % цинка) и твердый раствор олова (0,6...0,9 % цинка). Последнее обстоятельство особенно важно, так как считается, что высокая работоспособность антифрикционного материала достигается при определенном соотношении прочности матрицы и мягких структурных составляющих. Поскольку в данном сплаве, по сравнению с

АО20-1, матрица дополнительно упрочнена кремнием, медью и цинком и, кроме того, в ней присутствуют твердые фазы CuAl_2 и Si , то упрочнение мягкой структурной составляющей цинком обеспечивает необходимое соотношение прочности матрицы и этой составляющей.

Введение в сплав свинца способствует образованию в структуре двух легкоплавких и мягких фаз. Первая (на основе олова) содержит 0,2...0,3 % алюминия и до 0,1 % кремния; ее температура плавления составляет 214 °С. Вторая фаза, содержащая 83...84 % свинца, 14...16 % олова и до 1 % цинка, имеет температуру плавления 170 °С. Такая начальная структура позволяет сплаву легко «приспосабливаться» к изменению условий работы.

При жидкостном трении мелкие включения твердых фаз воспринимают нагрузку и создают выгодный микрорельеф для удержания смазки и создания необходимого масляного слоя. Наличие свинца способствует образованию на отдельных участках сплава свинцовых мыл, что резко уменьшает коэффициент трения всей системы.

В прокатанном состоянии (после обжатия 50 %) по прочностным свойствам сплав АО10С2 превосходит сплавы АО6-1-1 и АО20-1, но уступает им по пластичности (табл. 1.18).

Таблица 1.18

Механические свойства алюминиево-оловянных сплавов после прокатки с обжатием 50 %

Марка сплава	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %
АО6-1-1	163	172	6,6
АО20-1	147	156	6,6
АО10С2	167	175	4,5

По итогам эксплуатационных испытаний Минский моторный завод согласовал полный перевод своих дизелей на подшипники со сплавом АО10С2.

По результатам проведенных исследований, испытаний, опыта эксплуатации наблюдается все более широкое внедрение подшипников в тракторостроении, автомобилестроении, тепловозостроении, судостроении и других отраслях. В настоящее время, по существу, все тракторные заводы России ориентируются на использование такого сплава вместо АО20-1. Этот сплав применяется при изготовлении вкладышей дизелей тепловозов для нужд промышленного транспорта и Воронежского ТРЗ. По итогам 2014 г. ОАО «Завод

подшипников скольжения» изготовил более 3 млн вкладышей (50 % годового оборота) со сплавом АО10С2.

При разработке сплава АО11С3 ставилась задача получения антифрикционного материала, превосходящего сплав АО10С2 по прочности и задиристости. Для достижения этих задач сплав был дополнительно легирован никелем и висмутом, при увеличенном содержании меди. Состав, рекомендуемый для изделий со сплавом АО11С3, был приведен выше в табл. 1.11.

При таком составе сплав имеет гетерогенную структуру, состоящую из матрицы – твердого раствора цинка, меди и никеля в алюминии, мягкой структурной составляющей – легкоплавких эвтектик типа Pb–Sn, Pb–Sn–Zn, Pb–Sn–Zn–Cu, Pb–Sn–Zn–Cu–Ni, Pb–Sn–Zn–Ni, Pb–Sn–Zn–Bi, Pb–Sn–Zn–Al–Bi–Cu–Ni, твердых интерметаллидных частиц систем Al–Cu, Al–Cu–Ni, Si, Al–Ti. Определено, что легкоплавкие эвтектики имеют пять значений температуры плавления, °С: 271, 189, 179, 171 и 125. Следовательно, разнообразие легирования обеспечивает обилие различных фаз, которые способны облегчить самоорганизацию структуры поверхностей трения.

Сравнительная проверка свойств сплавов АО11С3, АО10С2 и АО20-1 была проведена во ВНИИЖТ по результатам трех плавов экспериментальных сплавов (табл. 1.19).

Таблица 1.19

Химический состав экспериментальных сплавов

Марка сплава	Содержание компонентов, % масс.								
	Si	Fe	Cu	Sn	Ti	Ni	Zn	Bi	Pb
АО11С3	0,95	–	2,11	9,57	0,08	0,53	0,16	0,46	2,15
АО10С2	0,65	0,23	0,68	10,52	0,03	0,02	0,11	–	1,34
АО20-1	–	0,02	0,75	19,8	0,02	–	–	–	–

Результаты испытаний показали повышение по сравнению со сплавом АО20-1 следующих показателей:

задиристости:

- для сплава АО10С2 на 35 %;
- для сплава АО11С3 на 63 %;

усталостной прочности:

- для сплава АО10С2 на 39 %;
- для сплава АО11С3 на 60 %.

Износостойкость сплава АО10С2 по сравнению со сплавом АО20-1 увеличилась на 20 %, а сплава АО11С3 снизилась на 10 %.

На экспериментальном участке ОАО «ЗПС» было изготовлено несколько партий вкладышей с использованием сплава АО11С3 для двигателей мощных автомобилей и тракторов, для которых необходим материал с высокими прочностными характеристиками. Замечаний по эксплуатации таких подшипников получено не было. Однако завод-изготовитель отмечает, что сплав АО11С3 дороже сплава АО10С2 и уступает ему по технологичности при изготовлении вкладышей. Вероятно поэтому в настоящее время не проведен серийный переход на сплав АО11С3 ни одного типа двигателей.

1.5. Роль легирующих элементов в литейных алюминиевых сплавах антифрикционного назначения

Производство монометаллических подшипников и заготовок антифрикционных слоев многослойных вкладышей осуществляется методом литья. Следовательно, сплавы, используемые при их изготовлении, должны обладать благоприятными литейными свойствами: высокой жидкотекучестью, малой склонностью к образованию рассеянных усадочных пустот и кристаллизационных трещин. Кроме того, монометаллические подшипники выполняют функции антифрикционной и несущей нагрузку детали, поэтому обязательно наличие определенного комплекса механических и антифрикционных свойств у сплавов, из которых они изготовлены. Свойства сплава напрямую зависят от выбора легирующих элементов.

В качестве основных легирующих элементов для подавляющего большинства литейных алюминиевых сплавов используют кремний, магний, медь, реже цинк и никель. Наиболее исследованным является влияние различных легирующих элементов на свойства, состав фаз и структуру поршневых силуминов [74].

Первая функция легирующих элементов – повысить прочность алюминия. Упрочнение достигается в результате либо образования твердого раствора, либо дисперсионного твердения. С другой стороны, от содержания легирующих элементов зависят литейные свойства и пластичность сплавов.

В качестве компонентов, создающих мягкие структурные составляющие, в литейных алюминиевых антифрикционных сплавах присутствуют олово, свинец, кадмий и висмут.

Кремний, также как и железо, всегда в виде примеси содержится в алюминии. Эвтектика между алюминием и кремнием образуется при

температуре 577 °С и содержании кремния 11,7 %. При 200 °С кремний растворяется в алюминии всего до 0,05 %. Кремний снижает теплопроводность, электропроводность и коэффициент линейного расширения, повышает температуру рекристаллизации. Последнее благоприятно сказывается на жаропрочности сплавов. В технике широко используют бинарные литейные сплавы, содержащие до 12 % Si (силумины). Такие сплавы отличаются высокой жидкотекучестью и обладают хорошей сопротивляемостью коррозии.

Количество кремния, вводимого в сплавы, определяется желанием получить необходимое количество твердых включений. Для сплавов, соответствующих правилу Шарпи, количество кремния максимально; оно достигает эвтектического содержания [75]. Наиболее широко применяются эвтектические [76] или доэвтектические силумины, дополнительно легированные другими элементами [77]. Такие алюминий-кремнистые сплавы хорошо отливаются и могут использоваться для монометаллических подшипников.

Большое количество крупных включений кремния недопустимо в сплавах для многослойных подшипников, так как в тонком антифрикционном слое такие включения являются концентраторами напряжений и приводят к образованию усталостных трещин. Эти включения вызывают растрескивание заготовок при прокатке. Поэтому в деформируемых сплавах кремний содержится в количествах, не превышающих 1,0...1,5 % Si.

При дополнительном введении в сплавы с кремнием магния основной упрочняющей фазой становятся выделения Mg_2Si . При разработке сплава АО10С2 по результатам опытных плавов с различными вариантами легирования было показано, что добавки кремния уменьшили в 4–5 раз трещинообразование. Кремний увеличивает прочность и твердость без снижения пластичности и ударной вязкости. Определение оптимального количества кремния зависит от степени легированности сплавов другими элементами и условий эксплуатации изделий из этих сплавов.

Магний, в отличие от кремния, растворяется в твердом состоянии в значительно большем количестве. Растворимость его при 100 °С составляет 1,9 %. Эвтектика содержит 33 % Mg и состоит из кристаллов α - и β -фазы (Mg_3Al_4). Сплавы, содержащие кристаллы β -фазы, отличаются хрупкостью и склонностью к образованию трещин, поэтому они не нашли практического использования. Содержащие магний алюминиевые сплавы отличаются высокой прочностью и пластичностью. Сплавы типа АМг (средней прочности) и

АЛ8 (высокой прочности) существенно отличаются по содержанию магния (3...6 и 9...11 % соответственно).

В подшипниковые сплавы магний вводится в небольшом количестве (до 2 %) для повышения прочности. При наличии олова магний не рекомендуется вводить, так как он образует с оловом химическое соединение Mg_2Sn . Однако при сложном многокомпонентном легировании процесс образования фазы Mg_2Sn может замедляться или полностью отсутствовать. В этом случае преимущественно образуется фаза Mg_2Si и зоны Гинье – Престона, что способствует упрочнению сплава при старении. При дисперсионном упрочнении эффект достигается за счет образования вторичных выделений метастабильных фаз β' и β'' (Mg_2Si и $Al_6Cu_2Mg_8Si_5$ соответственно). Оптимальная концентрация магния зависит от содержания других элементов, главным образом меди и кремния. При разработке сплава АО10С2 было показано, что увеличение содержания магния резко повышает прочность и твердость, но заметно снижает пластичность и ударную вязкость.

Медь является обязательным легирующим элементом во всех алюминиевых антифрикционных сплавах.

Медь растворяется в алюминии до 5,65 % при 548 °С и до 0,1 % при 20 °С. Эвтектика содержит смесь кристаллов α -фазы и химического соединения $CuAl_2$. Медь увеличивает модуль упругости сплавов и является одной из основных легирующих присадок, резко упрочняющих алюминиевые сплавы. Особенно интенсивно упрочняются сплавы при содержании меди до 6 %.

Сплавы, содержащие медь, способны к естественному старению. Отрицательно сказывается на старении наличие железа, но добавки небольших присадок магния (0,02...0,03 %) восстанавливают эту способность сплавов. Процесс искусственного старения ускоряется под действием малых добавок индия, олова и кадмия.

Медь образует два тройных соединения с никелем: Al_7Cu_4Ni и Al_3CuNi . После старения медь, растворенная в алюминии, образует вторичные выделения метастабильных фаз θ' , θ'' и Q' . При дендритной ликвации появляется низкоплавкая эвтектика с участием фаз Al_2Cu в сплавах, содержащих всего 1,0...1,5 % меди [74].

В работе [78] показано, что при содержании меди до 2 % происходит увеличение прочности и твердости без снижения пластичности. При разработке сплава АО10С2 исследовалось совместное влияние легирования медью и никелем. В результате показано, что при увеличении их содержания повышение прочности имеет практически

линейный характер. При этом возрастает твердость, но снижается пластичность.

Никель вводят в алюминиевые сплавы обычно в количестве 1...3 %. Никель оказывает значительное влияние на фазовый состав сплавов, поскольку, в зависимости от соотношения между элементами, возможно получение различных фаз. С железом он образует соединение Al_9FeNi , эвтектические включения которого в зависимости от состава сплава и скорости охлаждения при кристаллизации могут иметь различную форму: скелетообразную, тонкодифференцированную и компактную (чаще всего овальную) [74–79]. Первичные кристаллы этого соединения из-за грубой морфологии нежелательны. При совместном присутствии Ni и Cu возможно образование двух типов соединений – $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$ и $\text{Al}_3(\text{Ni}, \text{Cu})_2$, что даже после закалки приводит к обеднению алюминиевой матрицы медью, в результате чего снижаются прочностные характеристики сплава [80]. Однако никель, в отличие от меди, обеспечивает лучшую стабильность структуры алюминиевых сплавов при длительном нагреве, т.е. гарантирует повышенную стабильность литых алюминиевых деталей при эксплуатации. Следует отметить, что легирование алюминиевых антифрикционных сплавов никелем ограничено из-за его высокой стоимости.

Сурьма в твердом состоянии практически не растворяется в алюминии. Диаграмма состояния сурьмы относится к эвтектическому типу. Кристаллы фазы AlSb являются твердыми хрупкими включениями, наличие которых соответствует правилу Шарпи. При высоком содержании сурьмы сплавы обладают катастрофически низкой пластичностью. Не рекомендуется вводить сурьму в сплавы с оловом, так как, соединяясь с ним в фазу SnSb , сурьма препятствует образованию защитной пленки олова на поверхности трения.

Цинк является слабым растворным упрочнителем из-за малого размерного фактора и не представляет большого практического интереса как единственный легирующий элемент. Но когда он вводится вместе с другими добавками, особенно с магнием и медью, то оказывает существенное влияние на свойства сплавов. В работе [81] показано, что добавка цинка в сплавы системы Al-Mg-Si-Cu способствует измельчению зерна, но при этом не образуются отдельные фазы. Введение 0,5 % Zn достаточно для получения максимальной пластичности. Доказано, что цинк снижает горячеломкость и максимально повышает прочность (сильнее, чем магний и медь) в литых сплавах системы Al-Zn-Mg-Cu . Медь и магний влияют в этих спла-

вах на горячеломкость одинаково, но магний упрочняет сплав интенсивнее меди [82].

Для антифрикционных сплавов важно, что цинк входит в состав легкоплавких эвтектик на основе олова и свинца, повышая их прочность и трибоактивность. Сплавы системы Al–Sn–Pb–Cu–Si–Mg–Zn отличаются высокой задиристостью и износостойкостью при малом износе сопряженного стального контртела.

Для конструкционных алюминиевых сплавов олово считается вредной примесью [74], резко снижающей комплекс механических свойств. Но, с другой стороны, олово необходимо для получения высокого уровня триботехнических свойств. Поэтому степень легирования сплавов оловом определяют с учетом этих противоречивых требований.

Олово в твердом состоянии в алюминии практически не растворяется. Эвтектика образуется при температуре 228,3 °С и содержании олова 99,5 %. Олово в малых количествах улучшает коррозионную стойкость алюминия, особенно при легировании медью. В алюминиевых подшипниковых сплавах олово используется в качестве компонента, образующего мягкие структурные составляющие.

В настоящее время в ряде стран широко проводятся научные работы по созданию алюминиевых антифрикционных материалов путем совместного легирования алюминия оловом и кремнием [83, 84] или введения олова в сложнолегированные сплавы [85]. Исследователи отмечают, что достаточно введения в сплав 0,5 % олова для уменьшения ликвации свинца, а в сплавах, где соотношение олова к свинцу превышает 2 : 1, явление ликвации свинцовых фаз полностью отсутствует [86]. Вводя другие легирующие элементы, входящие в состав мягкой легкоплавкой структурной составляющей, можно получить необходимые триботехнические свойства при снижении содержания олова.

Главным из элементов, образующих вместе с оловом легкоплавкие эвтектики в алюминиевых антифрикционных сплавах, является свинец. Свинец в алюминии практически не растворяется ни в твердом, ни в жидком состоянии. Эвтектика в системе Al–Pb образуется при температуре 326,8 °С и содержании свинца 99,98 %. Содержание свинца в конструкционных сплавах алюминия не допускается выше 0,05 % из-за резкого падения прочности и твердости.

Ранее основное внимание уделялось двойным сплавам системы Al–Pb [44–50] и борьбе с ликвацией свинцовой фазы. В последние годы все шире используют тройные сплавы системы Al–Sn–Pb [87],

не подверженные ликвации, а также сложнолегированные материалы, получаемые смешиванием порошков, и подшипниковые материалы системы Al–Pb–Si–Sn–Cu [88].

Для повышения трибологических свойств алюминиевых антифрикционных сплавов применяют добавление висмута. Этот металл образует легкоплавкие эвтектики с оловом и свинцом, одна из которых в сплаве АО10С2 имеет температуру плавления 125 °С. Эта температура ниже температуры вспышки масла (~ 150 °С), что позволяет получить в предзадирном состоянии слой жидкого металла, значительно повышающего задиристость пары трения. Однако наличие такой фазы ухудшает технологичность сплавов – повышается горячеломкость при отливке и растрескивание слитков при прокатке. Сплавы, содержащие висмут, обладают пониженной прочностью.

Марганец входит в состав большинства промышленных сплавов в количестве 0,1...1 % [74]. Основная цель введения Mn состоит в дополнительном упрочнении сплавов. Достигается это упрочнение в результате образования твердых растворов, которые в условиях неравновесной кристаллизации слитков и отливок часто оказываются аномально пересыщенными согласно метастабильному варианту диаграммы состояния. Эти растворы распадаются при последующих технологических нагревах, а образующиеся вторичные алюминиды переходных металлов сами по себе способствуют некоторому упрочнению. При разработке новых антифрикционных сплавов было отмечено, что повышение содержания марганца свыше 0,1 % резко снижает пластичность и особенно ударную вязкость материалов. Данный факт снижает целесообразность легирования сплавов марганцем.

В нашей стране основным модификатором алюминиевых антифрикционных сплавов является титан, вводимый в расплавы в составе дегазатора-модификатора «Зернолит-2». Титан образует при кристаллизации расплава большое количество мелких включений кристаллов Al_3Ti , являющихся центрами кристаллизации [89].

Установлено, что в сплавах после модифицирования титаном длина горячих трещин уменьшается более чем в 10 раз. При оптимальном содержании титана (0,1...0,2 % Ti) сплавы обладают повышенными на 5...10 % значениями прочности, твердости, пластичности и на 20...25 % ударной вязкости по сравнению со сплавами того же состава, но не легированными титаном.

В последнее время проводилось много исследований по применению комплексных модифицирующих лигатур системы Al–Ti–B

[90–92] или более сложных лигатур [93, 94]. В [95, 96] описаны попытки замены дегазатора-модификатора «Зернолит-2» на лигатуру АТБ (алюминий – титан – бор) при производстве сплава АО20-1. Авторы утверждают, что такая замена равнозначна и не влияет на свойства сплава. Однако проверка продукции ОАО «Завод подшипников скольжения» в условиях ВНИИЖТ показала ухудшение качества металла из-за повышенного содержания растворенных газов при одинаковом размере зерен. Это снижает прочность, пластичность и ударную вязкость при повышении твердости. Такой сплав имеет больше горячих трещин после кристаллизации и интенсивнее растрескивается при прокатке.

В работе [97] представлены результаты одновременной дегазации и модификации сплава АО20-1 путем обработки расплава таблетками на основе гексахлорэтана, содержащими K_2TiF_6 . Рафинирование расплава позволяет использовать в составе шихты отходы производства.

Словенские исследователи изучали влияние модифицирующей лигатуры $AlTi5B1$ на кристаллизацию сплава $AlCu6PbBi$ [98]. Было установлено, что модификатор взаимодействует с легкоплавкой составляющей расплава, изменяя морфологию зерен. Модификаторами служат частицы Al_3Ti и $TiAlB_2$, обеспечивая размер зерна на уровне 10...30 мкм вместо 1 мм в отсутствие таких зародышей. В зоне гиперэвтектической концентрации титана центрами кристаллизации служат частицы Al_3Ti , а в зоне гиперперитектической концентрации титана зародышами, являющимися центрами кристаллизации, служат частицы $TiAlB_2$.

Практика отливки алюминиевых антифрикционных сплавов в заводских условиях показала необходимость модифицирования расплава титаном или титаном с бором. При этом рекомендуется эти элементы вводить в расплав в виде комплексных солей на основе хлора и фтора, разложение которых одновременно способствует рафинированию и дегазации расплава, что достигается применением «Зернолита-2».

Для большинства алюминиевых сплавов железо является вредной примесью, содержание которой необходимо строго ограничивать [99]. Интерметаллиды на основе железа действуют как концентраторы напряжений, на которых зарождаются усталостные трещины. Чем грубее выделения, тем ниже усталостная прочность.

Железо находится в технически чистом алюминии в качестве обязательной примеси. Только при высоких скоростях кристаллизации можно получить пересыщенный раствор, содержащий до 0,17 % Fe.

Железо образует с алюминием хрупкое твердое химическое соединение FeAl_3 , являющееся продуктом перитектической реакции при 1150°C между Fe_2Al_5 и жидкостью, содержащей 33 % Fe [74]. Наличие составляющей FeAl_3 обеспечивает сравнительно удовлетворительные антифрикционные свойства сплавов, поэтому для монометаллических подшипников используются сплавы с железом [8]. Доказано, что вредное влияние Fe удастся уменьшить мельчением структуры сплавов, снижением допустимого уровня его содержания или введением в сплав марганца, бериллия и магния в качестве модификаторов [100]. В последнем случае удастся изменить грубокристаллическое строение железосодержащих фаз и алюминиевый сплав становится пластичным. Вредное влияние Fe на свойства алюминиевых сплавов удастся уменьшить легированием их кобальтом, никелем, вольфрамом, хромом. Наиболее вредными являются иглообразные включения фазы Al_3FeSi (β), особенно в виде первичных кристаллов [74]. Для многих фаз эвтектического происхождения характерна более благоприятная скелетообразная морфология (при наличии добавок марганца), а в некоторых случаях (при достаточно быстрой кристаллизации) тонко дифференцированная, например морфология фазы $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$. Самой лучшей является глобулярная морфология. Возможно образование, в зависимости от легирования, соединений $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$, $\text{Al}(\text{Fe Mn})_3\text{Si}_6$, Al_9FeNi . На состав и морфологию выделений с железом способны оказать значительное влияние присадки олова, свинца и висмута, что слабо исследовано из-за их редкого попадания в составы стандартных литейных и деформируемых сплавов на основе алюминия.

При прогнозировании влияния любого элемента необходимо учитывать взаимное влияние легирующих элементов, входящих в состав алюминиевых антифрикционных сплавов. Так, структура наиболее сложнелегированного отечественного сплава АО11С3 состоит из большого количества различных фаз. Из анализа карт распределения различных легирующих элементов следует, что в твердый раствор с алюминием входят кремний и марганец, в мягкую структурную составляющую входят олово, свинец, висмут и цинк, образуя включения различного состава. Кроме того, имеются твердые включения, состоящие из никеля, меди, железа, марганца и кремния, имеющие различные размеры и форму. И чем сложнее будет легирование, тем разнообразнее морфология структуры.

Сложнелегированные алюминиевые антифрикционные сплавы успешно разрабатываются в зарубежных странах. В патенте DE

19750740 А [101] представлен алюминиевый сплав, легированный 10...25 % олова, содержащий от 0,2 до 2 % марганца и кремния при соотношении марганца к кремнию в интервале между 0,6 и 1,5. В сплаве, описанном в патенте США US 553687А [102], содержится 8 % олова, 2,5 % кремния, 2,0 % свинца, 0,8 % меди, 0,2 % хрома. Патент GB 2114153 [103] предусматривает содержание следующих легирующих элементов: свинец – до 3,0 %, кремний от 1,0 до 4,0 %, цинк от 8 до 12 %, медь до 0,5 %. Алюминиевый сплав с улучшенными трибологическими характеристиками (заявка № US 95/01843) содержит кремния от 3,0 до 6,0 %, меди от 2,0 до 5,0 %, цинка от 0,5 до 5,0 %, магния от 0,25 до 0,5 %, никеля от 0,2 до 0,6 %, олова от 0,5 до 5,0 %, висмута от 0,1 до 1,0 %, железа до 0,7 % [104].

Представляет интерес авторское свидетельство СССР № 1453932 от 11.02.1987 г., в соответствии с которым в состав алюминиевого сплава входят: кремний от 2,0 до 6,0 %, медь от 2,0 до 6,0 %, магний от 0,1 до 0,5 %, марганец от 0,1 до 0,5 %, титан от 0,1 до 0,2 %, кадмий от 0,1 до 1,0 %, сурьма от 0,05 до 0,3 %, железо от 0,3 до 0,7 %, цинк от 0,5 до 3,0 %, олово 0,5...1,5 %. Этот сплав предназначен для изготовления деталей, работающих в условиях трения и изнашивания [105].

Прообразом сплава АО10С2 является материал, в соответствии с патентом RU 2087577 содержащий свинец от 1,5 до 2,5 %, олово от 9,0 до 12,0 %, медь от 0,5 до 1,2 %, цинк от 0,2 до 0,3 %, кремний от 1,0 до 3,0 %, алюминий – остальное [106].

1.6. Применение неравновесной термодинамики и теории самоорганизации в трибологическом материаловедении

До настоящего времени большинство трибологов рассматривают процессы, происходящие при трении, с точки зрения классической механики [107–110]. При этом каждый тип структурных составляющих считается практически неизменным по составу и свойствам при любых режимах трения.

С самого начала использования алюминиевых антифрикционных сплавов, содержащих мягкую структурную составляющую, отмечались изменения в составе и свойствах поверхностей трения сопряженных деталей [111–113]. Особенно ярко это проявлялось при трении сплавов, имевших более сложное легирование по сравнению со сплавами системы Al–Sn–Cu (АО20-1 и др). При

этом отмечалось, что получаемые вторичные структуры на поверхности трения не могут быть описаны по законам классической термодинамики, а их составы не соответствуют равновесным диаграммам состояния [114–116].

Было показано [117], что при рассмотрении трибосистемы с позиций неравновесной термодинамики и теории самоорганизации интенсивность изнашивания, при прочих равных условиях, уменьшается со снижением производства энтропии. Заметное уменьшение производства энтропии может произойти при прохождении самоорганизации и образовании диссипативных структур. Это связано с тем, что после самоорганизации могут устойчиво протекать несамопроизвольные процессы. Несамопроизвольные процессы – это физико-химические процессы, сопровождающиеся увеличением свободной энергии и отрицательным производством энтропии. До самоорганизации такие процессы могли существовать только в виде неустойчивых флуктуаций, причем в системе после самоорганизации производство энтропии меньше, чем при тех же условиях, но без самоорганизации.

Самоорганизация – это процесс образования диссипативных структур. Учитывая, что в трибосистемаххождение самоорганизации приводит к снижению интенсивности изнашивания, важно знать критерии самоорганизации. Существуют определенные методы описания конкретных систем с диссипативными структурами, в которых прошла самоорганизация. Наиболее известные из таких систем – турбулентное движение жидкости, реакция Белоусова – Жаботинского, известные химические модели брюсселятора и орегонатора, в трибологии – это эффект смазывающего действия тока [118]. Однако если система после прохождения самоорганизации ведет себя определенным образом, то собственно самоорганизация является вероятностным процессом. Выше было отмечено, что критериев самоорганизации не существует, но есть условие самоорганизации. Это условие заключается в том, что самоорганизация может пройти в системе только после потери термодинамической устойчивости.

Необходимым условием потери системой термодинамической устойчивости может служить знак производной по времени второй вариации энтропии. Сама вторая вариация энтропии – величина отрицательная:

$$\delta^2 S < 0, \quad (1.1)$$

где S – энтропия;

δ – обозначение флуктуации (отклонения от стационарного состояния).

Эта величина является отрицательно определенной функцией приращений независимых переменных, входящих в формулу Гиббса. Следовательно, устойчивость системы можно характеризовать на основе функции $\delta^2 S$ как функции Ляпунова. Таким образом, условие устойчивости можно записать в следующем виде:

$$\partial(\delta^2 S) / \partial t \geq 0, \quad (1.2)$$

где t – время.

Неравенства (1.1) и (1.2) описывают необходимое условие устойчивости данного объема системы. Производная по времени от $\delta^2 S$ связана с производством энтропии, вызванным возмущением.

Самоорганизация может пройти только после потери системой термодинамической устойчивости:

$$\frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial t} (\delta^2 S) = \sum_n \delta X_n \delta J_n \geq 0, \quad (1.3)$$

где X_n – термодинамическая сила;

J_n – термодинамический поток.

Сумма в правой части (1.3) называется избыточным производством энтропии. Величины δX_n и δJ_n – это отклонения соответствующих потоков и сил в стационарном состоянии. Если, начиная с начала возмущения, соблюдается неравенство (1.3), то данное состояние устойчиво. Однако при определенных процессах или при взаимодействии различных процессов можно получить отрицательный вклад в избыточное производство энтропии, который возрастает с увеличением возмущения. В этом случае данное состояние может стать неустойчивым (положительное избыточное производство энтропии – необходимое, но не достаточное условие устойчивости). Только после прохождения через неустойчивость может начаться процесс самоорганизации. Таким образом, необходимым условием потери системой устойчивости, а следовательно, возможности проявления самоорганизации можно считать соблюдение следующего неравенства:

$$\frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial t} (\delta^2 S) = \sum_n \delta X_n \delta J_n < 0. \quad (1.4)$$

Если в системе проходит только один процесс,

$$J_1 = L_1 X_1, \quad (1.5)$$

где X_1 и J_1 – соответственно термодинамическая сила и вызванный ею термодинамический поток;

L_1 – коэффициент,

то

$$\frac{dS}{dt} = \sum_k J_k X_k = \frac{J^2}{L}. \quad (1.6)$$

Предположим, что параметр α характеризует степень отклонения системы от равновесия. Избыточное производство энтропии для этого случая составит

$$\sum_k \delta X_k \delta J_k = \frac{1}{L} \left(\frac{\partial J}{\partial \alpha} \right)^2 (\delta \alpha)^2. \quad (1.7)$$

Выражение (1.7) имеет квадратичную форму, поэтому, с учетом условия $L > 0$, система не может потерять устойчивость. Действительно, процесс, описываемый соотношениями типа (1.5), в которых коэффициент L не зависит от параметра α , не может потерять устойчивость.

Теперь предположим, что коэффициент L в (1.5) зависит от параметра α . Тогда уравнение, описывающее избыточное производство энтропии, будет выглядеть следующим образом:

$$\sum_k \delta X_k \delta J_k = \left[\frac{1}{L} \left(\frac{\partial J}{\partial \alpha} \right)^2 - \frac{J}{L^2} \frac{\partial L}{\partial \alpha} \frac{\partial J}{\partial \alpha} \right] (\delta \alpha)^2. \quad (1.8)$$

Избыточное производство энтропии в выражении (1.8) может стать отрицательным, если второй член первого сомножителя будет положительным. Для этого необходимо, чтобы производные $\partial L / \partial \alpha$ и $\partial J / \partial \alpha$ имели один знак, т.е. обе производные должны быть одновременно больше нуля или меньше нуля.

Итак, система с одним нелинейным процессом, избыточное производство энтропии которого описано в выражении (1.8), может потерять устойчивость, так как одно из двух слагаемых в первом сомножителе может стать отрицательным.

Рассмотрим систему, в которой действует два нелинейных, взаимодействующих процесса (два канала диссипации):

$$J_1 = L_1 X_1 + L_{12} X_2, \quad J_2 = L_2 X_2 + L_{21} X_1. \quad (1.9)$$

Уравнение, описывающее производство энтропии, с учетом (1.9) будет выглядеть следующим образом:

$$\frac{d_i S}{dt} = X_1 J_1 + X_2 J_2 = X_1 (L_1 X_1 + L_{12} X_2) + X_2 (L_2 X_2 + L_{21} X_1). \quad (1.10)$$

Вводя для (1.10) параметр α , аналогично (1.8) получаем выражение для избыточного производства энтропии:

$$\begin{aligned} \sum_k \delta X_k \delta J_k = & \left[\frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial L_1}{\partial \alpha} X_1 + L_1 \left(\frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \right)^2 + \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial L_{12}}{\partial \alpha} X_2 + L_{12} \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} + \right. \\ & \left. + \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \frac{\partial L_2}{\partial \alpha} X_2 + L_2 \left(\frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \right)^2 + \frac{\partial L_{21}}{\partial \alpha} \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} X_1 + L_{21} \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \right] (\delta \alpha)^2. \quad (1.11) \end{aligned}$$

Из 8 слагаемых в первой скобке правой части выражения (1.11) отрицательными могут стать 6 слагаемых; 2 слагаемых являются квадратами соответствующих производных, поэтому могут быть только положительными.

Для обобщения рассмотрим систему, в которой действует три нелинейных, взаимодействующих процесса (три канала диссипации):

$$\begin{aligned} J_1 &= L_1 X_1 + L_{12} X_2 + L_{13} X_3; \quad J_2 = L_2 X_2 + L_{21} X_1 + L_{23} X_3; \\ J_3 &= L_3 X_3 + L_{31} X_1 + L_{32} X_2. \end{aligned} \quad (1.12)$$

Вводя для (1.12) параметр α , аналогично (1.8) получаем выражение для избыточного производства энтропии:

$$\begin{aligned}
\sum_k \delta X_k \delta J_k = & \left(\frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial L_1}{\partial \alpha} X_1 + \left(\frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \right)^2 L_1 + \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial L_{12}}{\partial \alpha} X_2 + \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} L_{12} + \right. \\
& + \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial L_{13}}{\partial \alpha} X_3 + \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} \frac{\partial X_3}{\partial \alpha} L_{13} + \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \frac{\partial L_2}{\partial \alpha} X_2 + \left(\frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \right)^2 L_2 + \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \frac{\partial L_{21}}{\partial \alpha} X_1 + \\
& + \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} L_{21} + \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \frac{\partial L_{23}}{\partial \alpha} X_3 + \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} \frac{\partial X_3}{\partial \alpha} L_{23} + \frac{\partial X_3}{\partial \alpha} \frac{\partial L_3}{\partial \alpha} X_3 + \left(\frac{\partial X_3}{\partial \alpha} \right)^2 L_3 + \\
& \left. + \frac{\partial X_3}{\partial \alpha} \frac{\partial L_{31}}{\partial \alpha} X_1 + \frac{\partial X_3}{\partial \alpha} \frac{\partial X_1}{\partial \alpha} L_{31} + \frac{\partial X_3}{\partial \alpha} \frac{\partial L_{32}}{\partial \alpha} X_2 + \frac{\partial X_3}{\partial \alpha} \frac{\partial X_2}{\partial \alpha} L_{32} \right) (\delta \alpha)^2. \quad (1.13)
\end{aligned}$$

Из 18 слагаемых в первой скобке правой части выражения (1.13) отрицательными могут стать 15 слагаемых; 3 слагаемых являются квадратами соответствующих производных, поэтому могут быть только положительными.

На основании выражений (1.8), (1.11) и (1.13) можно сделать следующие обобщения.

1. В системе с одним нелинейным процессом в первой скобке правой части выражения для избыточного производства энтропии из двух слагаемых одно может стать отрицательным, тогда система может потерять термодинамическую устойчивость.

2. В системе с двумя нелинейными процессами в первой скобке правой части выражения для избыточного производства энтропии из восьми слагаемых шесть могут стать отрицательными, тогда система может потерять термодинамическую устойчивость.

3. В системе с тремя нелинейными процессами в первой скобке правой части выражения для избыточного производства энтропии из восемнадцати слагаемых пятнадцать могут стать отрицательными, тогда система может потерять термодинамическую устойчивость.

4. В системе с четырьмя нелинейными процессами в первой скобке правой части выражения для избыточного производства энтропии из 32 слагаемых 28 могут стать отрицательными, тогда система может потерять термодинамическую устойчивость.

5. В системе с пятью нелинейными процессами в первой скобке правой части выражения для избыточного производства энтропии из 50 слагаемых 45 могут стать отрицательными, тогда система может потерять термодинамическую устойчивость.

Таким образом, получаем, что в первой скобке правой части выражения для избыточного производства энтропии системы с n нели-

нейными процессами содержится $2n^2$ слагаемых. Из них $2n^2 - n$ могут стать отрицательными. Если показатель максимальной вероятности системы потерять термодинамическую устойчивость определить как отношение максимального количества слагаемых к количеству слагаемых, то этот показатель для системы с n процессами составит $(2n^2 - n) / (2n^2) = 1 - 1 / (2n)$. Отсюда следует, что с увеличением количества взаимодействующих друг с другом процессов (n) увеличивается вероятность того, что избыточное производство энтропии станет отрицательной величиной, а система потеряет термодинамическую устойчивость. Соответственно увеличивается вероятность прохождения самоорганизации. Для трибосистемы это может означать снижение интенсивности изнашивания. Физический смысл этого состоит в том, что чем больше взаимодействующих друг с другом процессов, тем больше количество взаимодействий между ними, тем выше вероятность прохождения самоорганизации.

Для трения это означает, например, что самоорганизация в более сложной системе может начаться при более мягких условиях трения по сравнению с менее сложной системой с меньшим количеством взаимодействующих процессов. Обычно для прохождения самоорганизации нужны довольно жесткие условия трения. По мере ужесточения условий трения интенсивность изнашивания увеличивается. С наступлением самоорганизации она может снизиться, как правило в несколько раз. В трибосистеме с повышенной сложностью, т.е. с большим количеством взаимодействующих процессов, самоорганизация может произойти при более мягких условиях трения. В идеале процесс может пойти сразу после начала трения. Таким образом удастся избежать роста интенсивности изнашивания при ужесточении условий трения до прохождения самоорганизации. т.е. уменьшить общий износ трибосистемы. Следовательно, для сдвига прохождения самоорганизации в область более легких условий трения и облегчения ее прохождения нужно увеличить количество проходящих в ней процессов. Для материалов, при прочих равных условиях, этого можно добиться усложнением легирования, т.е. увеличением количества легирующих элементов, способных участвовать в процессе самоорганизации.

Полученный выше результат является основанием для создания антифрикционных сплавов со сложным легированием. Ожидается, что увеличение количества легирующих элементов позволит уменьшить содержание легкоплавкой структурной составляющей без

ухудшения антифрикционных характеристик. Уменьшение содержания легкоплавкой (мягкой) структурной составляющей (Sn, Pb) позволит повысить прочностные свойства сплавов. Для усложнения легирования в алюминий помимо традиционных легирующих олова, свинца и меди были дополнительно введены цинк, кремний, титан, магний, никель, марганец и висмут.

1.7. Общие требования к алюминиевым антифрикционным сплавам для монометаллических подшипников скольжения

Монометаллические подшипники скольжения изготавливаются преимущественно методом литья из бронз. Поэтому критерием взаимозаменяемости являются близость механических и трибологических свойств алюминиевых сплавов к соответствующим бронзам. Так, подшипники вала воздухоудвки можно изготавливать как из бронзы БрО4Ц4С17, так и из сплава АО9-2. Бронза марки БрО4Ц4С17 обладает лучшими антифрикционными свойствами по сравнению с другими прочными бронзами и является наиболее прочной из антифрикционных бронз, из нее изготавливается более 70 % от общего количества монометаллических подшипников, используемых на железнодорожном транспорте. Поэтому свойства новых алюминиевых антифрикционных сплавов для монометаллических подшипников принято сравнивать со свойствами этой бронзы, принимая их за эталон.

Поскольку от монометаллических подшипников требуется конструкционная и усталостная прочность, то значение предела прочности бронзы БрО4Ц4С17, превышающее по стандарту 147 МПа, является базовым для алюминиевых сплавов. В разработанных сплавах системы Al–Sn–Pb–Cu–Mg–Zn–Si–Ti предел прочности на растяжение составляет $\sigma_b = 154...187$ МПа [119, 120].

Большинство исследователей считают, что износостойкость материала напрямую зависит от его твердости. Однако отмечено, что сплавы с повышенной твердостью хуже прирабатываются и больше изнашивают стальное контртело. Поскольку для бронзы БрО4Ц4С17 по стандарту предусмотрена твердость не ниже 60 НВ, то для алюминиевых сплавов можно рекомендовать твердость от 50 до 90 НВ. Для опытных сложнолегированных сплавов твердость колеблется от 38 до 65 НВ сразу после отливки и от 45 до 85 НВ после естественного старения в течение 1 месяца.

Сплавы с высокой пластичностью легко прирабатываются и слабо изнашивают сталь. Для бронзы БрО4Ц4С17 значение относительного удлинения при растяжении должно быть $\delta \geq 5\%$. Для опытных сплавов этот показатель варьируется от 3 % у наиболее прочных сплавов до 16 % у наименее прочных сплавов, что можно признать удовлетворительным для литых алюминиевых сплавов.

Ударная вязкость КСУ для бронзы БрО4Ц4С17 не нормируется, а по экспериментальным данным [119, 120] она составляет от 1,0 до 10 Дж/см². Опытные алюминиевые сплавы имеют значения КСУ на уровне от 2,5 до 22,0 Дж/см², что свидетельствует об их высокой трещиностойкости, так как ударная вязкость характеризует работу на зарождение и развитие трещины.

Такие значения механических свойств обусловлены выплавкой опытных сплавов в строгом соответствии с технологическими параметрами проведения плавки, дегазации, модифицирования, разливки и кристаллизации, разработанными в лаборатории цветных металлов и трибологии АО «ВНИИЖТ» [120, 121].

Триботехнические свойства сложнолегированных алюминиевых антифрикционных сплавов были определены той же лабораторией [122–125]. Задирь бронзовых подшипников нередко являются причиной серьезных аварий и даже крушений подвижного состава железнодорожного транспорта. Задир, согласно ГОСТ 27674–88 «Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения», – это «повреждение поверхности трения в виде широких и глубоких борозд в направлении скольжения». Задир сопровождается схватыванием – явлением местного соединения двух твердых тел, происходящего вследствие действия молекулярных сил при трении. Переход с медных сплавов на алюминиевые, содержащих в своей структуре твердую смазку в виде мягкой структурной составляющей, позволяет существенно повысить задиростойкость пары трения.

Проведенными сравнительными испытаниями на задиростойкость образцов из бронзы БрО4Ц4С17 и сложнолегированных алюминиевых сплавов было установлено, что нагрузка, при которой образуется задир бронзы, составлявшая 980...1284 Н, увеличилась до 1754...2832 Н у опытных сплавов. Следовательно, новые сплавы обладают в 2–2,5 раза большей задиростойкостью.

Для стандартных алюминиево-оловянных сплавов характерен повышенный выход из строя во время обкаточных испытаний после ремонта из-за недостаточной прирабатываемости. Согласно стандарту, под приработкой понимают процесс изменения геометрии по-

верхностей трения и физико-химических свойств поверхностных слоев материала в начальный период трения, обычно проявляющийся при постоянных внешних условиях в уменьшении силы трения, температуры и интенсивности изнашивания. В работе [124] в качестве критериев прирабатываемости были приняты удельная нагрузка, момент трения и температура на образцах после ступенчатого повышения нагрузок. При качественной приработке на поверхности алюминиево-оловянных сплавов должен образовываться слой на основе олова (рис. 1.6). В результате сравнительных испытаний в одинаковых условиях образцы из бронзы Бр04Ц4С17 в конце приработки имели среднюю удельную нагрузку $27,0 \text{ Н/мм}^2$, момент трения $0,463 \text{ Н·м}$ и температуру $52 \text{ }^\circ\text{C}$. Для опытного сложнолегированного алюминиевого сплава эти характеристики соответственно составляли: средняя удельная нагрузка – $18,3 \text{ Н/мм}^2$, момент трения – $0,325 \text{ Н·м}$ и температура – $41 \text{ }^\circ\text{C}$. Следовательно, новый сплав лучше приработался и обеспечил меньшие потери на трение и более низкий нагрев пары трения.

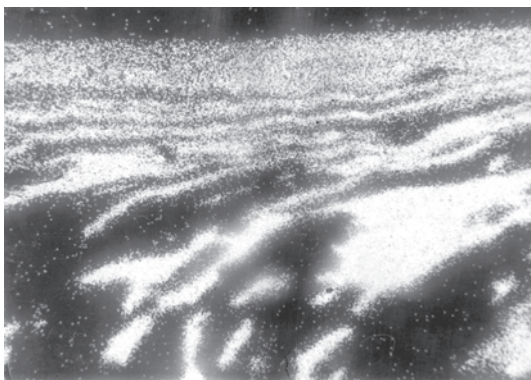


Рис. 1.6. Подповерхностный слой сплава типа АО20-1 после приработки. Изображение получено с помощью автордиографии. $\times 500$.
Темное поле – алюминиевая матрица, белое – олово

Большинство подшипников приходится заменять из-за износа антифрикционного материала. Поэтому износостойкость алюминиевых сплавов является одним из определяющих эксплуатационных критериев. Согласно стандарту, износостойкость – это свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию в определенных условиях трения, оцениваемое величиной, обратной скорости изнашивания,

или интенсивности изнашивания. Износ определяется взвешиванием образцов до и после испытаний на трение, либо измерением их геометрических размеров.

Во ВНИИЖТ были проведены сравнительные испытания образцов из бронзы БрО4Ц4С17 и опытных алюминиевых сплавов на износ в течение 40 ч при одинаковых постоянных режимах нагружения и смазывания. Полученные результаты показали, что износ бронзы составил в среднем 2,7 мг (интенсивность изнашивания 0,0675 мг/ч), а износ лучшего из алюминиевых сплавов – 0,7 мг (интенсивность изнашивания 0,0175 мг/ч). С учетом разницы удельных весов линейный износ алюминиевого сплава в 1,5 раза меньше, чем у бронзы. Следовательно, подшипники из алюминиевого сплава будут изнашиваться при эксплуатации меньше, чем бронзовые.

Для эксплуатационников важна не только износостойкость подшипникового материала, но и износ сопряженного стального контртела, так как эти детали, как правило, во много раз дороже подшипников, а их замена при ремонте трудозатратна и дорога. Сравнение износов стали, работавшей с различными подшипниковыми материалами при сравнительных испытаниях, показало, что по этому параметру опытные алюминиевые сплавы превосходят бронзу БрО4Ц4С17. При работе с образцами из бронзы износ стали в среднем составлял 4,0 мг (интенсивность изнашивания 0,1 мг/ч), а при работе с алюминиевыми сплавами износ варьировался от 0,6 до 2,4 мг (интенсивность изнашивания от 0,015 до 0,06 мг/ч) в зависимости от состава опытного сплава.

Проведенные эксперименты показали возможность замены бронзы марки БрО4Ц4С17 на сложнелегированные алюминиевые антифрикционные сплавы при изготовлении монометаллических литых подшипников скольжения. Новые сплавы способны иметь комплекс механических свойств (прочность, твердость, пластичность и ударную вязкость) на уровне бронзы, а комплекс трибологических свойств (задиристость, прирабатываемость, износостойкость материала и износостойкость стального контртела) на более высоком уровне, чем бронза БрО4Ц4С17. Варьированием легированности алюминиевых сплавов можно улучшить любую характеристику до уровня, необходимого по условиям эксплуатации.

Сплавы с приведенными свойствами предназначены для монометаллических подшипников, работающих со смазкой. Их составы запатентованы [125].

Для упорных подшипников скольжения, работающих при сухом трении или в условиях случайного попадания смазки, необходима разработка других сплавов, обладающих большей прочностью и твердостью и повышенным комплексом триботехнических характеристик для условий сухого трения.

Заключение

Приведенные материалы показывают возможность замены литейных бронз на алюминиевые антифрикционные сплавы при изготовлении монометаллических подшипников скольжения.

Показана целесообразность многокомпонентного комплексного легирования алюминиевой основы элементами, обеспечивающими наличие в структуре сплавов выделений мягкой структурной составляющей различных типов в сочетании с твердыми включениями на основе нескольких металлов.

При разработке сплавов необходимо учитывать их совместимость с контртелом, способность адаптироваться к условиям трения с образованием выгодных вторичных структур. С помощью применения методов неравновесной термодинамики и теории самоорганизации показана целесообразность увеличения числа легирующих элементов.

Библиографический список

1. Бочвар, А.М. Исследование белых антифрикционных материалов [Текст] / А.М. Бочвар. – М., 1918. – 124 с.
2. Бочвар, А.М. Баббиты с оловянной основой при малом содержании сурьмы и меди [Текст] / А.М. Бочвар, С.И. Иродов // Цветные металлы. – 1931. – № 9. – С. 33–36.
3. Справочник по конструкционным материалам [Текст] / под ред. Б.Н. Арзамасова и Т.В. Соловьевой. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 638 с.
4. Миронов, А.Е. О качестве бронзо-баббитовых подшипников коленчатых валов дизелей тепловозов [Текст] / А.Е. Миронов // Вестник ВНИИЖТ. – 2002. – № 6. – С. 25–27.
5. Миронов, А.Е. О качестве бронзовых вкладышей моторно-осевых подшипников тепловозов [Текст] / А.Е. Миронов, В.А. Никифоров // Вестник ВНИИЖТ. – 2003. – № 1. – С. 35–40.
6. Никифоров, В.А. Состав и свойства трущихся деталей из цветных металлов на тепловозах и повышение их качества с учетом

структурной самоорганизации [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Никифоров Валерий Августович. – М., 2003. – 30 с.

7. Рудницкий, Н.А. Материалы автотракторных подшипников скольжения [Текст] / Н.А. Рудницкий. – М. : Машиностроение, 1965.

8. Буше, Н.А. Подшипниковые сплавы для подвижного состава [Текст] / Н.А. Буше. – М. : Транспорт, 1967. – 224 с.

9. Шпагин, А.И. Влияние различных добавок на свойства свинцовых бронз [Текст] / А.И. Шпагин. // Сб. науч.-исслед. работ ЦНИОцветмет. – Вып. 1. – М. : Metallurgizdat, 1941.

10. Ильин, А.И. Антифрикционные оловянно-свинцовистые бронзы для паровозов ФД и ИС [Текст] / А.И. Ильин. – М. : Трансжелдориздат, 1939.

11. Богданов, В.В. Исследование свинцовистой бронзы в подшипниках компрессоров [Текст] / В.В. Богданов // Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». – Киев : Машгиз, 1953. – С. 339–347.

12. Ребиндер, П.А. Облегчение деформации металлических монокристаллов под влиянием адсорбции поверхностно-активных веществ [Текст] / П.А. Ребиндер, В.Н. Лихтман // Докл. АН СССР. – 1941. – Т. 32. – № 2. – С. 125.

13. Буше, Н.А. Трение, износ и усталость в машинах [Текст] / Н.А. Буше. – М. : Транспорт, 1987. – 186 с.

14. Charpy, G. Study of white alloys called antifriction / G. Charpy // Metallographist. – 1899. – P. 9–55.

15. Gieren, P. Beitrage zur Kenntniss der gegossenen Zinklegierungen unter besonderer Berücksichtigung ihrer Verwertung als Lagermetall / P. Gieren // Z.F. Metallkunde. – 1919.

16. Бутаков, И.Н. К проблеме сплавов для подвижного состава железных дорог [Текст] / И.Н. Бутаков. – Киев, 1915.

17. Известия центральной станции по испытанию материалов // Тр. комиссии по антифрикционным сплавам для железных дорог с 1920 по 1922 г. ; под ред. А.В. Сапожникова ; ОНТИ НКТП – Вып. I. 1922.

18. Виноградов, С.В. Подшипниковые сплавы на цинковой основе : докл. на Всесоюз. техн. конф. по экономии цветных металлов [Текст] / С.В. Виноградов, К.П. Калинин. – Л., 1940.

19. Виноградов, С.В. Подшипниковые сплавы на цинковой основе [Текст] / С.В. Виноградов, К.П. Калинин // Сб. науч.-исслед. работ по сплавам-заменителям. – М. ; Л., 1941.

20. Кобылянский, Г.И. Алюминиевый антифрикционный сплав АН-2,5 [Текст] / Г.И. Кобылянский [и др.] // Автотракторное дело. – 1940. – № 4.

21. Кестнер, О.Е. Алюминиевые подшипниковые сплавы для авиационных моторов [Текст] / О.Е. Кестнер // Всесоюз. конф. по трению и износу в машинах. – М. ; Л. : Изд-во АН СССР, 1939. – Т. 1.

22. Шумовский, Е.Г. Алькусин – заменитель баббитов [Текст] / Е.Г. Шумовский // Наука и техника. – 1939. – № 2.

23. Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение [Текст] : сб. статей / под ред. М.М. Хрущева. – М. : Изд-во АН СССР, 1954.

24. Dix, A. Aluminium alloys 1940–1950 / A. Dix // Metal Progress. October – 1950. – Vol. 58. – № 4. – P. 484–496.

25. English, C. Light-alloy bearings in Germany / C. English // Light Metals. – 1949. – 12.143. – P. 664.

26. Woldman, H. Selection nonferrous bearing material / H. Woldman // Iron Age. – 1946. – Vol. 158 – № 10. – P. 54–57.

27. Kuhm, M. Sleeve bearing of Al alloys / M. Kuhm // Motorteck. – 1950. – 2 – 11. – P. 126–128.

28. Forrester, R.G. The Progress of reticular-tin Al bearing / R.G. Forrester // Tin and its uses. – 1962. – № 54.

29. Brenner, P. Postwar European. Proddress in wrought Aluminium and its alloys / P. Brenner // Metal Progress. – 1954. – Vol. 65. – № 1. – P. 112–115.

30. Woldman, H Aluminium – tin bearings / H. Woldman // The Transport World. June – 15. – 1939. – Vol. 85. – P. 237.

31. Hunsicker, H.J. Aluminium Alloys for high duty Engine Bearings / H.J. Hunsicker and Z.W. Kempf // Diesel power and Diesel Transportation. – 1946. – Vol. 24. – № 7.

32. Metals Handbook. Published by the American Society for Metals. – 1948. – P. 745–755.

33. Wood, D.B. Solid alloy Engine Bearings / D.B. Wood // Railway Age. – June – 20. – 1955. – Vol. 138. – № 25. – P. 38–45.

34. Ellwood, E.C. Aluminium-tin bearing alloys: a new bouding method / E.C. Ellwood // Tin and its uses. – 1956. – № 36. – P. 9–10.

35. Wood, D.B. Solid Aluminium Bearings/ D.B. Wood // Prod. Eng. – 1960. – Vol. 31. – № 27. – P. 42–47.

36. Буше, Н.А. Подшипники из алюминиевых сплавов [Текст] / Н.А. Буше [и др.] – М. : Транспорт, 1974. – 256 с.

37. Рудницкий, Н.М. Бесслитковая прокатка алюминиевых антифрикционных сплавов [Текст] / Н.М. Рудницкий, Ю.А. Рассадин // Тр. НАМИ. – 1966. – Вып. 82. – С. 70–81.

38. Рассадин, Ю.А., Повышение качества алюминиевых антифрикционных сплавов введением в них свинца [Текст] / Ю.А. Рассадин, Н.М. Рудницкий, Ю.Л. Авинян // В кн. «Повышение качества и надежности биметаллических подшипников»: реф. сб.; Тракторсельхозмаш (Серия «Технология и автоматизация производственных процессов»). – М.: Изд-во ЦНИИТЭИ, 1972. – С. 30–35.

39. Chen, Shu. Влияние олова на кристаллизацию монотектического сплава Al–Pb / Shu Chen, Jinzhou Zhao // Jinshu xuebao. Acta met sin. – 2014. – Vol. 50. – № 5. – Р. 561–566.

40. Курицина, А.Д. Современные подшипниковые сплавы на алюминиевой основе [Текст] / А.Д. Курицина М.М. Хрущов // В кн. «Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение». – М.: Изд-во АН СССР, 1954. – С. 14–23.

41. Webbere, F. Research into an aluminium-babbitt material stems from a need for «intermediate bearing / F. Webbere // Iron Age. – 1969. – Vol. 203. – № 6. – Р. 68.

42. Eppich, R.E. A new bearing material cast from immiscible metals / R.E. Eppich, F.I. Webbere, R.N. Dawson // Metals Engineering Quarterly. – 1971. – Februaru. – Р. 33–37.

43. Пат. 3545943 США; зарег. 8.12.1970.

44. Pratt, G.G. New develohments in bearing materials / G.G. Pratt // Tribology. – 1968. – Vol. 1. – № 2. – Р. 109–115.

45. Мудренко, Г.А. Опыт получения алюминиевых сплавов с высоким содержанием свинца и полуфабрикатов из них [Текст] / Г.А. Мудренко, В.И. Елагин, Н.А. Буше // Повышение качества и надежности биметаллических подшипников: реф. сб.; Тракторсельхозмаш (Серия «Технология и автоматизация производственных процессов»). – М.: Изд-во ЦНИИТЭИ, 1972. – С. 36–41.

46. Буше, Н.А. Композиционные материалы с мягкой структурной составляющей [Текст] / Н.А. Буше, Г.А. Мудренко, Т.Ф. Маркова // Трение и износ. – 1982. – № 3. – С. 396–400.

47. Мудренко, Г.А. Повышение долговечности изделий из сплавов цветных металлов [Текст] / Г.А. Мудренко, Н.А. Буше, В.И. Елагин // Тр. ЦНИИ МПС. – Вып. 473. – М.: Транспорт, 1972. – С. 40–46.

48. А.с. № 349746 СССР; зарег. 04.11.1972.

49. Абрамов, О.В. Структура и механические свойства антифрикционных сплавов, полученных в условиях подавления седиментации

компонентов электромагнитными силами [Текст] / О.В. Абрамов [и др.] // 10-е Рижское совещание по магнитной гидродинамике «МГД-технология и устройства»: сб. науч. тр. – Саласпилс: ИФ АН Латв. ССР, 1981. – С. 23–30.

50. Абрамов, О.В. Алюминиевые антифрикционные сплавы, полученные в условиях компенсации гравитационной ликвации электромагнитными силами [Текст] / О.В. Абрамов [и др.] // МиТОМ. – 1982. – № 4. – С. 11–13.

51. Маркова, Т.Ф. Антифрикционные материалы системы Al–Pb–Sn для подшипников скольжения транспортных дизелей [Текст]: автореф. дис. ... канд. техн. наук / Маркова Татьяна Федоровна. – М, 1986. – 23 с.

52. А.с. 1448792 СССР; зарег. 07.04.1986.

53. Буше, Н.А. Новая технология производства биметалла для подшипников скольжения с использованием энергии взрыва [Текст] / Н.А. Буше, Б.С. Злобин, А.Е. Миронов // Синергетика. Новые технологии получения и свойства металлических материалов: тез. докл. 2-го Всесоюз. симпозиума по металлическим материалам; АН СССР. – 1991. – С. 34–35.

54. ГОСТ 14113–78. Сплавы алюминиевые антифрикционные. Марки. – М.: Изд-во стандартов, 1978.

55. Буше, Н.А. Новый антифрикционный сплав АО10С2 [Текст] / Н.А. Буше, А.Е. Миронов, Т.Ф. Маркова // Тяжелое машиностроение. – 2006. – № 10. – С. 27–29.

56. Буше Н.А. Новый алюминиевый сплав, заменяющий традиционные материалы [Текст] / Н.А. Буше, А.Е. Миронов, Т.Ф. Маркова // Железные дороги мира. – 2003. – № 11. – С. 44–47.

57. Пат. 2186869 Российская Федерация; зарег. 27.04.2001.

58. Пат. 2284364 Российская Федерация; зарег. 03.06.2004.

59. Guthbertson, I.W. Improvements in antifriction Al–Sn alloys / I.W. Guthbertson // Rev. Gen. Mechanique. – 1954. – № 38. – P. 325–329.

60. Why Aluminium Bearings for the new Fairbanks Morse 1000 hp cylinder turbocharged engine? // Diesel and Gas Engine Catalog, 1965.

61. Hunsicker, H.I. Aluminium alloys for high duty engine bearings / H.I. Hunsicker, Z.W. Kemps // Diesel Power and Diesel Transportation. – 1946. – Vol. 24. – № 7. – P. 856–863.

62. Collari, N. Results of practical trials on aluminium-tin bearings / N. Collari, Z. Pagliabunda // Tin and its uses. – 1956. – Autumn. – № 37. – P. 5–7.

63. Buske, A. Die Ursache von Schäden an Lagern mit Weiss metal – Ausgüssen / A. Buske // Der Maschineschaden. – 1954. – Bd 27. – P. 37–40.

64. Matsyama, T. A. Study of characteristics of bearing alloys / T. Matsyama, T. Kayada // Bulletin of ISME. – 1960. – Vol. 3. – № 9. – P. 1–6.

65. Бабаев, Н.К. Применение алюминиевых сплавов в подшипниках тепловозных двигателей [Текст] / Н.К. Бабаев. – Ташкент : Узбекистан, 1966. – 200 с.

66. Буше, Н.А. Свойства алюминиево-оловянных сплавов при повышенных температурах [Текст] / Н.А. Буше, Б.А. Балленков // Вестник ЦНИИ МПС. – 1968. – № 5. – С. 38–40.

67. Галашов, Н.Н. Оценка свойств антифрикционных материалов для подшипников судовых дизелей [Текст] / Н.Н. Галашов // Тр. ЛИВТа. – 1968. – Вып. 111. – С. 52–57.

68. Галашов, Н.Н. Исследования алюминиевых сплавов для подшипников судовых дизелей [Текст] / Н.Н. Галашов // Сб. статей молодых научных работников. Ч. 1. Тр. ЛИВТа, 1968. – С. 19–22.

69. Галашов, Н.Н. Испытания антифрикционных сплавов на основе алюминия для подшипников судовых дизелей [Текст] / Н.Н. Галашов, И.А. Елин, В.М. Хохлов // В кн. «Методы испытания и оценки служебных свойств материалов для подшипников скольжения» ; Институт машиноведения. – М. : Наука. – 1972. – С. 77.

70. Буше, Н.А. Совместимость трущихся поверхностей [Текст] / Н.А. Буше, В.В. Копытько. – М. : Наука, 1981. – 127 с.

71. Захаров, С.М. Подшипники коленчатых валов тепловозных дизелей [Текст] / С.М. Захаров, А.П. Никитин, Ю.А. Загорянский. – М. : Транспорт, 1981. – 184 с.

72. Буше, Н.А. Разработка нового алюминиевого сплава для биметаллических подшипников [Текст] / Н.А. Буше [и др.] // Новые технологии управления движением технических объектов : материалы 2-й Междунар. науч.-техн. конф. Новочеркасск, 1999. – Т. 2. – № 7. – С. 114–118.

73. Буше, Н.А. Новые алюминиевые сплавы взамен традиционных материалов [Текст] / Н.А. Буше, А.Е. Миронов, Т.Ф. Маркова // Приводная техника. – 2003. – № 5 (45). – С. 57–62.

74. Белов, Н.А. Поршневые силумины [Текст] / Н.А. Белов. – М. : Изд. дом «Руда и Металлы», 2011. – 248 с.

75. Hond-kum, Yi. Microstructures of worn surface and wear debris of as-cast Al–17Si–xLa alloys under unlubricated conditions / Yi Hond-kum,

Zhang Di, Fan Tong-xiang, Lü Wei-jie // Trans. Nonferrous Metals Soc. China. – 2003. – Vol. 13. – № 3. – P. 564–567.

76. Wang Wei. Characterization of Al–12Si Alloy and its composites in dry sliding friction and wear at elevated temperature / Wang Wei, Du Jun, Lin Yao-hui, Yu Si-Rong // Trans. Nonferrous Metals Soc. China. – 2003. – Vol. 13. – № 3. – P. 636–640.

77. Szarvasy, P. Al–Si copper alloys for bearings / P. Szarvasy, J. Petrik, J. Dübek // Mater. in technol. – 2001. – Vol. 35. – № 1–2. – P. 31–34.

78. Баланаева, Н.А. Влияние магния, цинка и меди на свойства силуминов [Текст] / Н.А. Баланаева С.Г. Большакова, В.И. Зайцев // Металловедение черных и цветных сплавов : сб. науч. статей. – Вып. 5. – Донецк, 1999. – С. 20–26.

79. Золоторевский, В.С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов [Текст] / В.С. Золоторевский, Н.А. Белов. – М. : МИСиС, 2005. – 376 с.

80. Строганов, Г.И. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы [Текст] / Г.И. Строганов. – М. : Металлургия, 1985. – 216 с.

81. Ling-yong, Cao. Влияние добавок цинка в сплавы Al–Mg–Si–Cu на их микроструктуру и механические свойства /Cao Ling-yong, Cai Yuan-hua, Cui Hua, Zhahg Ji-Shan // Beijing Keji daxue xuebao. J. Univ. Sci. And Technol. – Beijing. – 2013. – Vol. 35. – № 8. – P. 1040–1045.

82. Chen Xiao,. Tezhong zhuzao ji youse hejin / Xiao Chen, Huang Sheng, Wu Rongzhao //Spec. Cast. And Nonferrous alloys. – 2012. – Vol. 32. – № 4. – P. 306–310.

83. Ge-cheng, Yuan. Tribological characteristics of new series of Al–Sn–Si alloys /Yuan Ge-cheng, Zhang Xin-ming // Trans. Nonferrous Met. Soc – August. – 2003. – P. 774–780.

84. Salam, F. Abd El. Effect of Sn content on the structural and mechanical properties of Al–Si alloy / F. Abd El-Salam, A.M.Abd El-Khalek, R.H.Nada, L.A.Wahab, N.Y.Zahran // Mater. Sci. and Engineering A. – 2010. – Vol. 527. – P. 1223–1229.

85. Vieira E.A. Microstructural evolution and rheological behaviour of aluminium alloys A356 and A356+0,5 % Sn designed for thixocasting / E.A. Vieira, A.M. Kliuga, M. Ferrante // J. Mater. Processing Technology. – 2004 – Vol. 155/156. – P. 1623–1628.

86. Карачарова, Е.Г. Антифрикционные алюминиевые сплавы с повышенными свойствами [Текст] / Е.Г. Карачарова, А.Е. Миронов // Литейное производство. – 2011. – № 11. – С. 11–15.

87. An, J. The influence of Pb on the friction and wear behavior of Al-Si-Pb alloys / J. An, Y.B. Lin, Y. Lu // Mater. Sci. and Engineering. – 2004. – A 373. – P. 294–302.

88. Guang, Ran. Formation of nanocrystalline and amorphous phase of Al-Pb-Si-Sn-Cu powder during mechanical alloying / Ran Guang, Zhou Jing-Eu, Xi Shengqi, Li Pengliang // Mater. Sci and Engineering – A. – 2006. – Vol. 416. – P. 45–50.

89. Лукьянов, Г.С. Об эффективности модифицирования алюминиевых сплавов лигатурой Al-Ti [Текст] / Г.С. Лукьянов, Н.С. Постников, А.Д. Тарин // Генная инженерия в сплавах : тез. докл. 6-й Междунар. науч.-практич. конф, 18–21 мая 1998 г. – Самара : Изд-во СамГТУ, 1998. – С. 82–83.

90. Шпаков, В.И. Лигатура Al-Ti-B для модифицирования алюминиевых сплавов [Текст] / В.И. Шпаков, А.И. Ношик // Литейное производство. – 1996. – № 9. – С. 13–14.

91. Romankiewicz, F. Modyfikacja aluminium dodatkiem Al Ti5B0,2 / F. Romankiewicz, W. Reif // Politechnika Zielonogorska, Polska, Arch. techol. masz. – 2000. – Vol. 20. – № 1. – P. 147–153.

92. Никитин, В.И. Исследование модифицирующей способности лигатуры Al-Ti-B российского и зарубежного производства [Текст] / В.И. Никитин, Е.Г. Кандалова, Д. Ванчи // Генная инженерия в сплавах : тез. докл. 6-й Междунар. науч.-практич. конф. 18–21 мая 1998 г. – Самара : Изд-во СамГТУ, 1998. – С. 69–71.

93. Easton, M. The effect of alloy content on grain refinement practice in aluminium alloys / M. Easton, St. D. John // JOM: J. Miner., Metals and Mater Soc. – 2000. – 52. – № 11. – P. 66.

94. Пат. 2061080 Российская Федераци ; зарег. 06.07.1993.

95. Маликова, Е.В. Оптимизация процесса получения антифрикционного сплава АО20-1 в промышленных условиях [Текст] / Е.В. Маликова, В.И. Чернокозинская, К.А. Черкасов. – Деп. в ВИНТИ. – 16.5 – 1997 – 11 с.

96. Маликова, Е.В. Исследование возможности модифицирования алюминивно-оловянного сплава АО20-1 [Текст] / Е.В. Маликова // Вести Тамб. ун-та. (Серия «Естественные и технические науки»). – 1997. – 2. – № 3. – С. 335–336.

97. Варга, Б.Б. Рафинирование расплава Al-Sn в процессе его приготовления [Текст] / Б.Б. Варга, И.Л. Варга // Литейное производство. – 1966. – № 9. – С. 15–16.

98. Zupanic, F. Interakcija modifikacijske zlitine AlTi5B1 a talino zlitine AlCu6Pb / F. Zupanic, S. Spaic, A. Krisman // Kov. zlit. technol. [Zelez. Zb.]. – 1996. – Vol. 30. – № 3–4. – P. 191–194.

99. Yasunori, K. Effects of defects and Fe intermetallic compounds on fatigue properties of Al–Si–Cu–Mg alloy casting / K. Yasunori, T. Tohrux, S. Tatsuo // Mater. Trans. – 2001. – Vol. 42. – № 11. – P. 2339–2344.

100. Левшин, Г.Е. Влияние железа на свойства алюминиевых сплавов / Г.Е. Левшин, И.Л. Матюшков [Текст] // Проблемы и перспективы развития литейного производства : сб. науч. тр. Междунар. науч.-практич. конф., 10–11 дек. 1999. – Вып. 1. – Барнаул : Изд-во Алт ГТУ, 1999. – С. 145–148.

101. Пат. 19750740А Германия ; зарег. 02.06.1992.

102. Пат. 553687А США ; зарег. 16.07.1996.

103. Пат. 271779 Великобритания ; зарег. 27.04.1994.

104. Пат. US 95/01843 США ; зарег. 14.02.1995.

105. А.с. 1453932 СССР ; зарег. 11.02.1987.

106. Пат. 2087577 Российская Федерация ; зарег. 20.08.1997.

107. Крагельский, И.В. Трение и износ [Текст] / И.В. Крагельский. – М. : Машиностроение, 1968. – 480 с.

108. Горячева, И.Г. Механика фрикционного взаимодействия [Текст] / И.Г. Горячева. – М. : Наука. 2001.

109. Богданович, П.Н. Трение и износ в машинах [Текст] : учеб. для вузов / П.Н. Богданович, В.Я. Прушак. – Минск : Высшая школа, 1999.

110. Богданович, П.Н. Усталостное разрушение материалов при динамическом контактном нагружении [Текст] / П.Н. Богданович // Трение и износ. – Т. 34. – № 5. – С. 458–469.

111. Курбаткин, И.И. Влияние состава алюминиевых антифрикционных сплавов на процессы образования защитных пленок при их контактном взаимодействии [Текст] / И.И. Курбаткин [и др.] // Трение и износ. – 2007. – Т. 27. – № 4. – С. 355–360.

112. Bushe, N.A. Effect of Aluminium-Alloy Composition on Self-Lubrication of Frictional Surfaces / N.A. Bushe, I.G. Goryacheva, Yu, Yu. Makhovskaya // Wear. – 2003. – Vol. 254. – P. 1276–1280.

113. Новицкий, В.Г. Влияние Al, Pb, Sn на интенсивность изнашивания и формирование вторичной структуры литых композитов системы Fe–Cr–Cu–Ti–C при трении скольжения [Текст] / В.Г. Новицкий [и др.] // Трение и износ. – 2006. – Т. 27. – № 6. – С. 628–635.

114. Gershman, I.S. Self-organizing at friction and development of wearproof materials / I.S. Gershman, N.A. Bushe, A.E. Mironov // Proceed-

ing of WTC-2005. World Tribology Congress III. September 12–16, 2005. Washington. D.C. USA WTC 2005-63889.

115. Курбаткин, И.И. Процессы образования вторичных структур и их влияние на трибологические свойства подшипников скольжения [Текст] / И.И. Курбаткин, Т.И. Муравьева // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2012. – № 1. – С. 38–44.

116. Курбаткин, И.И. Трибологические характеристики антифрикционных сплавов и процессы массопереноса при работе контактных пар в подшипниках скольжения [Текст] / И.И. Курбаткин, А.Е. Кудряшов // Трение и износ. – 2011. – Т. 32. – № 6. – С. 579–584.

117. Буше, Н.А. Физические концепции совместимости трибосистем [Текст] / Н.А. Буше, И.С. Гершман // Трение и износ. – 1999. – Т. 12. – С. 141.

118. Гершман, И.С. Неустойчивость трибосистемы с токосяемом в процессе самоорганизации [Текст] / И.С. Гершман, Н.А. Буше // Трение и износ. – 1999. – Т. 12. – № 6. – С. 623–630.

119. Миронов, А.Е. Разработка новых марок литейных алюминиевых антифрикционных сплавов для замены бронз в узлах трения [Текст] / А.Е. Миронов, Е.Г. Котова // Изв. Самарского научного центра РАН. – 2011. – Т. 13. – № 4. – Вып. 3. – С. 1136–1140.

120. Котова, Е.Г. Исследование микроструктуры и механических свойств экспериментальных антифрикционных сплавов (для монометаллических подшипников скольжения) [Текст] / Е.Г. Котова [и др.] // Цветные металлы. – 2013. – № 5. – С. 66–72.

121. Миронов, А.Е. Дегазация и модифицирование алюминиево-оловянных сплавов [Текст] / А.Е. Миронов, И.С. Гершман, Е.Г. Котова // Цветные металлы. – 2016. – № 1. – С. 71–75.

122. Миронов, А.Е. Новые материалы для монометаллических подшипников скольжения [Текст] / А.Е. Миронов, А.В. Овечкин, И.С. Гершман // Трибология – машиностроению : тез. докл. 10-й Всерос. науч.- техн. конф. 19–21 дек. 2014 г. – С. 81–82.

123. Миронов, А.Е. Сравнение задиристости новых антифрикционных алюминиевых сплавов и традиционных антифрикционных бронз [Текст] / А.Е. Миронов [и др.] // Трение и износ. – 2015. – Т. 36. – № 3. – С. 334–339.

124. Миронов, А.Е. Взаимосвязь прирабатываемости бронз и алюминиевых антифрикционных сплавов с их механическими свойствами и степенью легированности [Текст] / А.Е. Миронов [и др.] // Трение и износ. 2016. – Т. 37. – № 1. – С. 31–35.

125. Пат. 2577876 Российская Федерация ; зарег. 18.02.2016.

ГЛАВА 2. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С ЛЕГКОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ

2.1. Фазовые диаграммы двойных систем

2.1.1. Система Al–Sn

Диаграмма состояния Al–Sn, представленная на рис. 2.1, является диаграммой эвтектического типа. Эвтектика кристаллизуется при 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 % масс.) Sn. В быстро охлажденных алюминиевых сплавах растворимость олова может достигать 0,26 % ат.

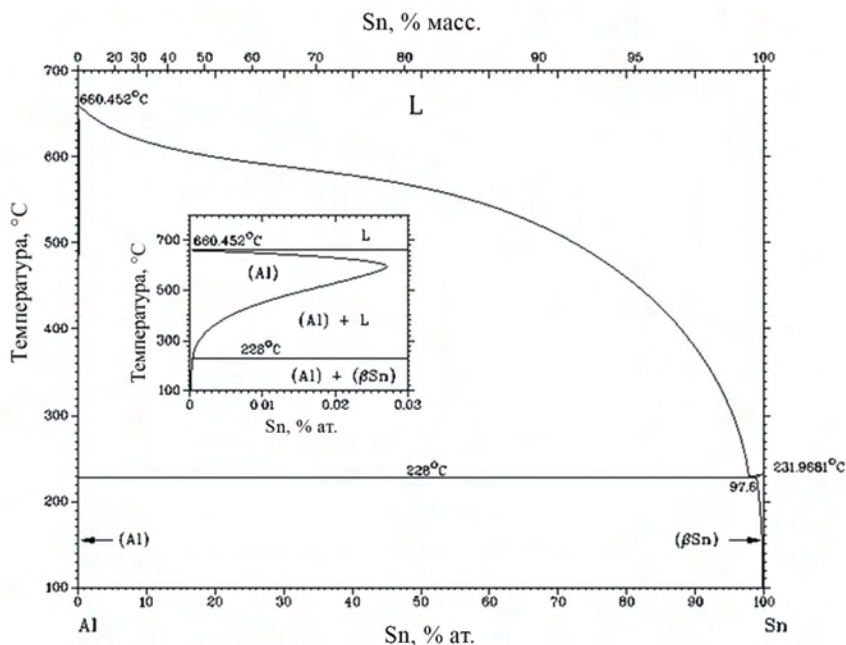


Рис. 2.1. Диаграмма состояния двойной системы Al–Sn

В равновесии с (Al) находится твердый раствор на основе олова – (Sn), в котором концентрация алюминия очень мала. Оловянная фаза

(β -Sn) имеет тетрагональную решетку со следующими параметрами: $a = 0,58312$ нм, $c = 0,31814$ нм, $c/a = 0,546$. Также указывается на существование метастабильной фазы γ в области содержания около 50 % ат. Sn, которая имеет гексагональную структуру с параметрами решетки $a = 0,3181$ нм, $c = 0,2980$ нм [1, 2].

В системе Al–Sn (см. рис. 2.1), в отличие от других двойных систем алюминия с легкоплавкими металлами, отсутствует область несмешиваемости жидкой фазы. Однако в работе [2] отмечается наличие области расслоения жидкой фазы для метастабильного состояния.

Результаты расчета двойного сплава Al – 6 % Sn, проведенные с использованием программы Thermo-Calc (база данных TCAL1), приведены в табл. 2.1. Из этой таблицы следует, что при температуре до 228 °С в равновесии находятся практически чистые металлы: алюминий и олово. После расплавления последнего появляется жидкая фаза, концентрация алюминия в которой возрастает с повышением температуры.

Таблица 2.1

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

Температура, °С	Фаза	Массовая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.	
			Al	Sn
228	(Al)	94,00	99,98	0,02
	(Sn)	6,00	0,02	99,77
229	(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	100,00	94,00	6,00

2.1.2. Система Al–Pb

Система Al–Pb характеризуется широкой областью несмешиваемости в жидком состоянии и отсутствием соединений между Al и Pb [3–5]. В этой системе имеют место монотектическое и эвтектическое превращения (рис. 2.2). Температура монотектического превращения близка к температуре плавления Al (она ниже ее всего лишь на 1,5 °С). Температура эвтектического превращения близка к температуре плавления свинца (ниже на 0,5 °С). Экстраполяция кривой

несмешиваемости двух жидкостей L и L_2 на монотектическую горизонталь позволила определить положение монотектической точки: 0,18 % ат. Pb. В этой точке жидкость L распадается на жидкость L_2 и твердый раствор Pb в (Al). Состав равновесной жидкости L_2 – 98,78 % ат. Pb (1,16 % масс.).

Растворимость Pb в (Al) при монотектической температуре не превышает 0,025 % ат. Алюминий практически нерастворим в (Pb). Свинцовая фаза имеет ГЦК кристаллическую решетку с периодом $a = 49502$ нм.

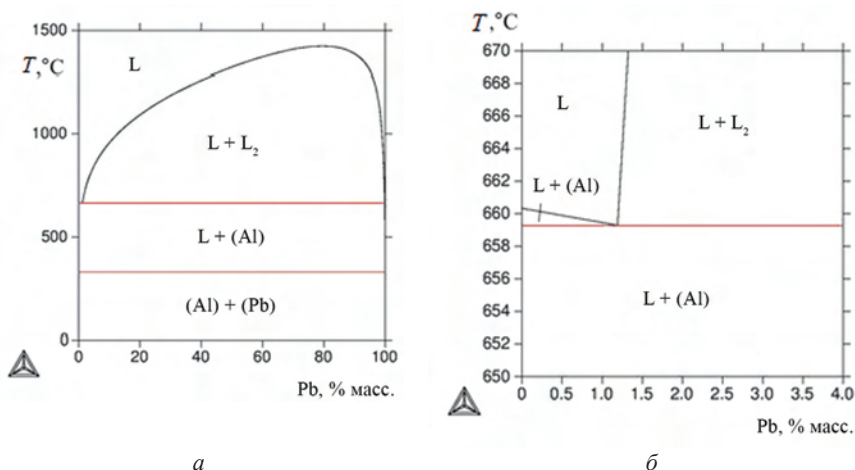


Рис. 2.2. Диаграмма состояния двойной системы Al–Pb:
a – общий вид; *б* – область со стороны алюминия

2.1.3. Система Al–Bi

Проведенные исследования диаграммы состояния Al–Bi свидетельствуют о том, что она характеризуется широкой областью несмешиваемости в жидком состоянии и отсутствием промежуточных фаз [5, 6] (рис. 2.3). Расхождения между данными различных авторов в основном касаются границ области расслаивания на две жидкие фазы. Температуры неинвариантных превращений в системе не намного, но ниже температур плавления чистых металлов (Al и Bi). Это температуры монотектического ($657\text{ }^{\circ}\text{C}$) и эвтектического ($270\text{ }^{\circ}\text{C}$) превращений, а именно $L_1 \leftrightarrow (\text{Al}) + L_2$ при содержании 0,55 % ат. Bi и $L \leftrightarrow (\text{Al}) + (\text{Bi})$ при содержании 84 % ат. Bi соответственно. Положение максимума на кривой,

ограничивающей область расщепления, соответствует температуре 1050 °С и содержанию 18,0 % ат. (63,0 % масс.) Bi. Предельная концентрация висмута в жидкости при монотектической температуре составляет около 87,0 % ат. (98,0 % масс.). Область несмешиваемости более широкая и максимум имеет место при температуре 1300 °С и содержании 22 % ат. (68 % масс.) Bi. Алюминий практически нерастворим в (Bi). Висмутовая фаза имеет ромбоэдрическую кристаллическую решетку с периодом $a = 47457$ нм и углом $\alpha = 57^\circ 14' 13''$.

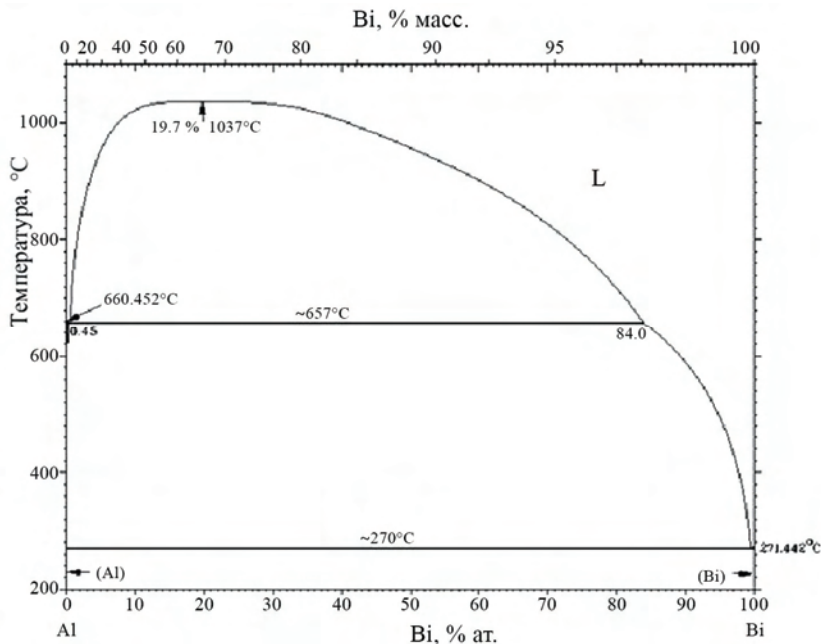


Рис. 2.3. Диаграмма состояния двойной системы Al–Bi

2.1.4. Система Al–Zn

В данной системе наблюдаются два невариантных равновесия: эвтектическое $L \leftrightarrow (Al) + (Zn)$ при $T = 382$ °С и монотектоидное $(Al) \leftrightarrow (Al)_2 + (Zn)$ при 275 °С, где (Al) и $(Al)_2$ – твердые растворы на основе алюминия разного состава. Критическая точка на бинальной кривой, ограничивающей двухфазную область $(Al) + (Al)_2$ имеет координаты 351,5 °С и 39,5% ат. Zn (рис. 2.4). Диаграмма состояния Al–Zn рассчитана с использованием термодинамических данных. По данным работы [7] различие между рассчитанными и эксперимен-

тальными значениями температур ликвидуса и солидуса не превышает $\pm 1,5^\circ\text{C}$, а температур монотектоидного превращения и начала расслаивания твердого раствора на две фазы $\pm 3^\circ\text{C}$.

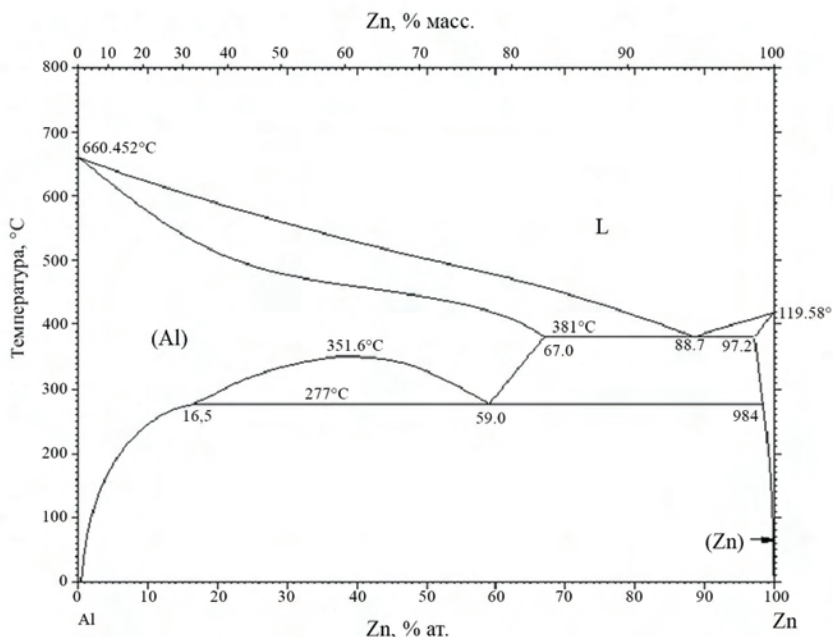


Рис. 2.4. Диаграмма состояния двойной системы Al–Zn

Цинк имеет наибольшую температуру плавления (419°C) среди легкоплавких металлов. В отличие от последних цинк растворяется в (Al) в большей степени. 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. Цинк имеет ГП кристаллическую структуру с параметрами $a = 2664 \text{ нм}$, $c = 0,4946 \text{ нм}$, $c/a = 1,856$.

2.1.5. Система Al–In

Диаграмма состояния Al–In характеризуется расслоением в жидком состоянии (рис. 2.5). Согласно экспериментальным данным, диаграмма состояния характеризуется наличием монотектической реак-

ции при содержании 5 % ат. In. Растворимость индия в (Al) составляет 0,085 % масс. при 560 °С и 0,17 % масс. (при монотектической температуре – 637 °С [8]).

Алюминий практически нерастворим в (In). Индиевая фаза имеет тетрагонально искаженную ГЦК кристаллическую решетку со следующими параметрами: $a = 0,4599$ нм, $c = 0,4950$ нм.

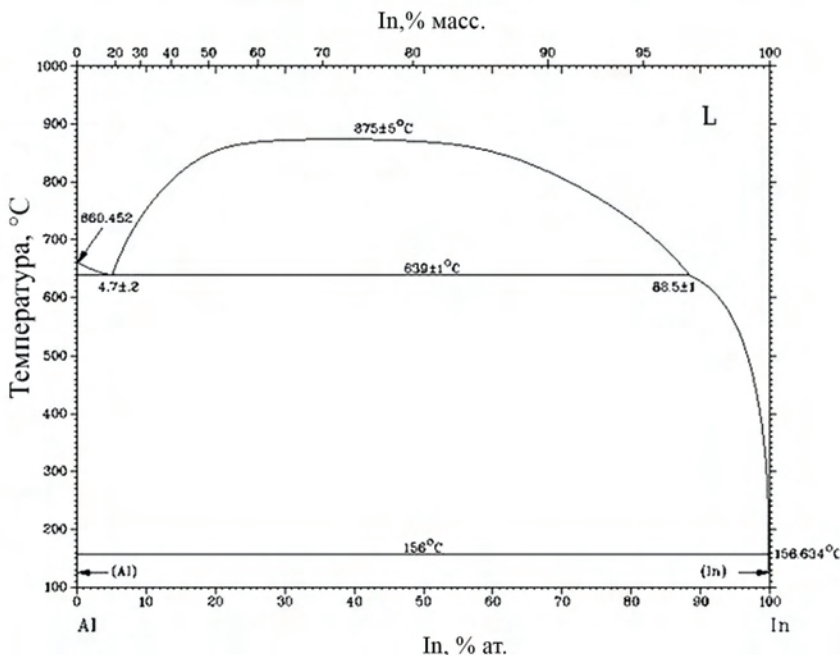


Рис. 2.5. Диаграмма состояния двойной системы Al–In

2.1.6. Система Al–Cd

В сплавах системы Al–Cd имеет место несмешиваемость в жидком состоянии (рис. 2.6). Границы купола несмешиваемости приведены согласно теоретическому расчету [9]. Установлено два инвариантных 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 соединения близок к составу чистого Cd. Растворимость Cd в (Al) при температуре 165 °С, полученная путем экстраполяции кривой растворимости, составляет 0,0002 % масс. [10, 11].

Алюминий практически нерастворим в (Cd). Кадмиевая фаза имеет ГП кристаллическую решетку со следующими параметрами: $a = 0,296$ нм, $c = 0,563$ нм, $c/a = 1,882$.

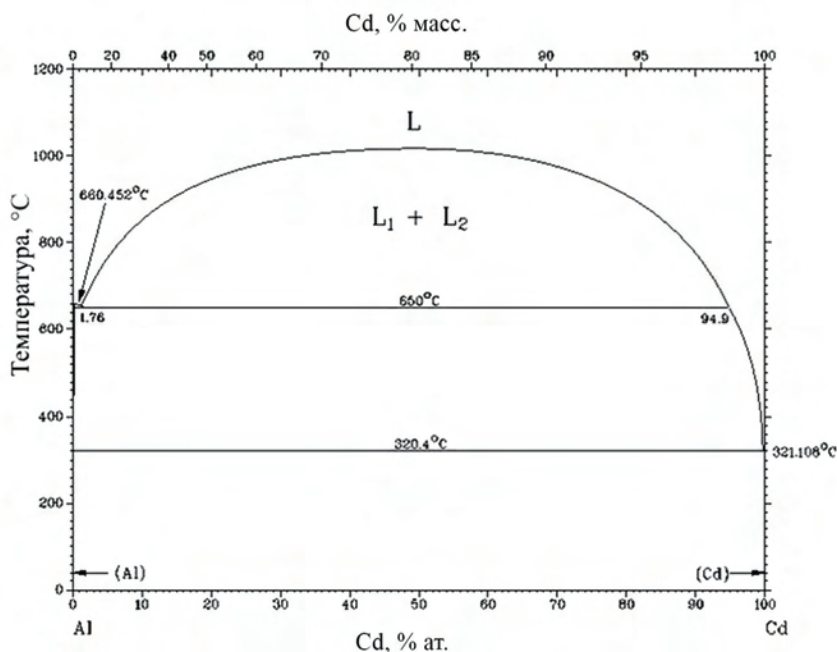


Рис. 2.6. Диаграмма состояния двойной системы Al–Cd

2.2. Фазовые диаграммы тройных систем

2.2.1. Система Al–Bi–Cu

Диаграмма системы Al–Bi–Cu представлена на рис. 2.7 [12, 13]. Данная тройная система характеризуется обширной областью расслоения жидкости, поскольку она значительна и в двойной системе Al–Bi. Висмут мало влияет на растворимость меди в (Al), а медь, в свою очередь, мало влияет на размеры области расслаивания жидкости по сравнению с двойной системой Al–Bi [5, 6].

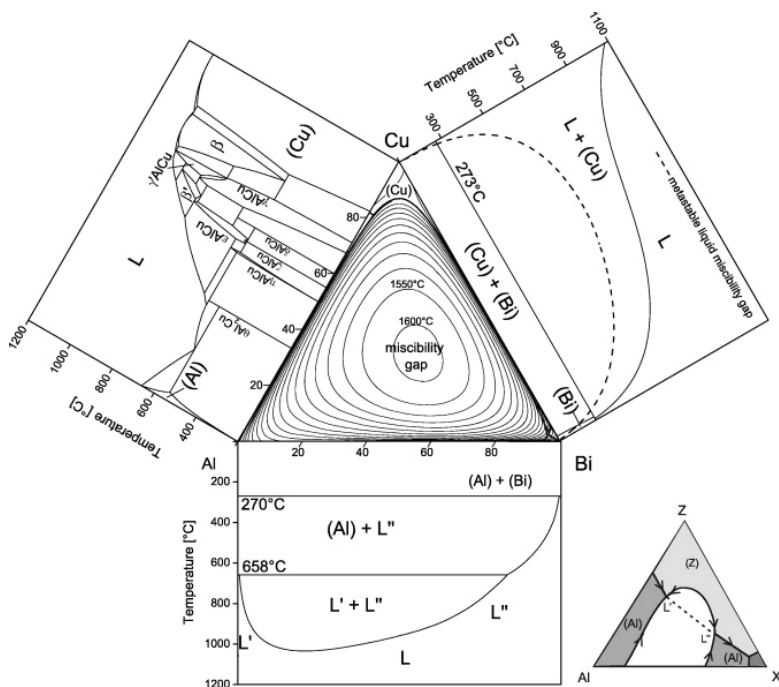


Рис. 2.7. Диаграмма состояния системы Al–Bi–Cu [12]

При плавке сплавов, концентрации которых отвечают области расслоения в жидком состоянии, медь скапливается преимущественно в верхнем слое жидкости, богатой алюминием (при 727 °С значение коэффициента распределения составляет примерно 90). В системе, по-видимому, происходит невариантное монотектическое превращение $L \rightarrow (Al) + CuAl_2 + L_2$ (~30 % Cu и 5 % Bi) [14]. Согласно расчетным параметрам этой реакции, приведенным в табл. 2.2, концентрация висмута в исходной жидкости несколько меньше. В области, богатой висмутом, возможно, имеется невариантное эвтектическое превращение $L \rightarrow (Al) + CuAl_2 + (Bi)$, причем точка тройной эвтектики очень близка к 100 % Bi.

Таблица 2.2

Параметры невариантного монотектического превращения
 $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu$ в системе Al–Bi–Cu

$T, ^\circ C$	Состав фазы, % масс.								
	L			L_2			(Al)		
	Al	Bi	Cu	Al	Bi	Cu	Al	Bi	Cu
546	65,15	2,48	32,37	1,10	98,88	0,01	94,20	0,20	5,60

В твердом состоянии сосуществуют фазы (Al), CuAl_2 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.

2.2.2. Система Al–Bi–Si

Область расслоения в жидком состоянии системы Al–Bi расширяется в тройной системе, смыкаясь с подобной областью системы Bi – Si [14]. При температуре 577 °C и содержании 13 % Si и 0,5 % Bi происходит превращение $L \rightarrow L_2 + (\text{Al}) + (\text{Si})$. Расчетная концентрация висмута в исходной жидкости существенно больше (табл. 2.3).

Таблица 2.3

**Параметры неинвариантного монотектического превращения
 $L \rightarrow L_2 + (\text{Al}) + (\text{Si})$ в системе Al–Bi–Si**

$T, ^\circ\text{C}$	Состав фазы, % масс.								
	L			L_2			(Al)		
	Al	Bi	Si	Al	Bi	Si	Al	Bi	Si
574	82,65	5,25	12,10	1,83	97,50	0,67	98,22	0,28	1,50

На диаграммах сплавов, богатых висмутом, в непосредственной близости от чистого висмута имеется другое неинвариантное превращение, вероятно эвтектическое $L \rightarrow (\text{Al}) + (\text{Bi}) + (\text{Si})$. 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 [15, 16]. 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.

2.2.3. Система Al–Bi–Sn

Зона расслоения в жидком состоянии занимает широкую концентрационную область тройной диаграммы, распространяясь до 60 % Sn при 827 °C (рис. 2.8).

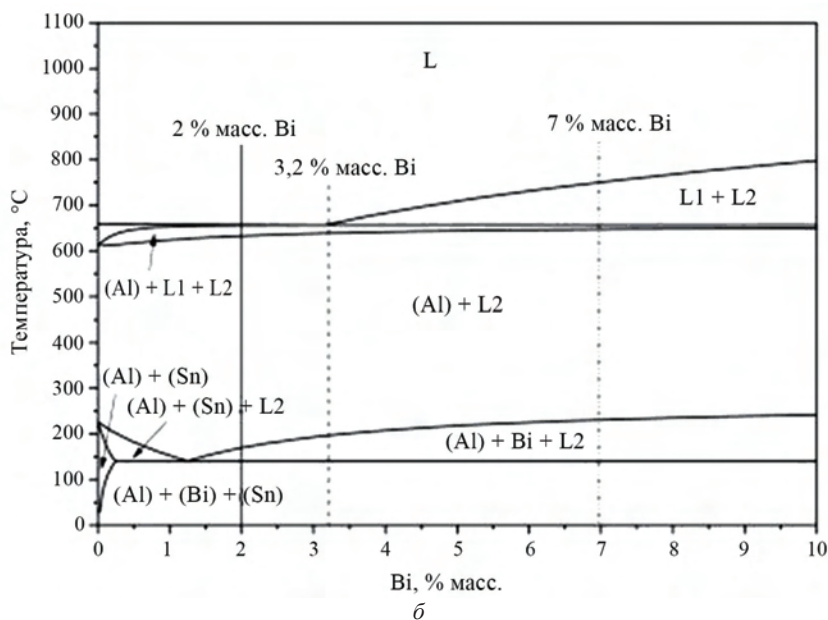
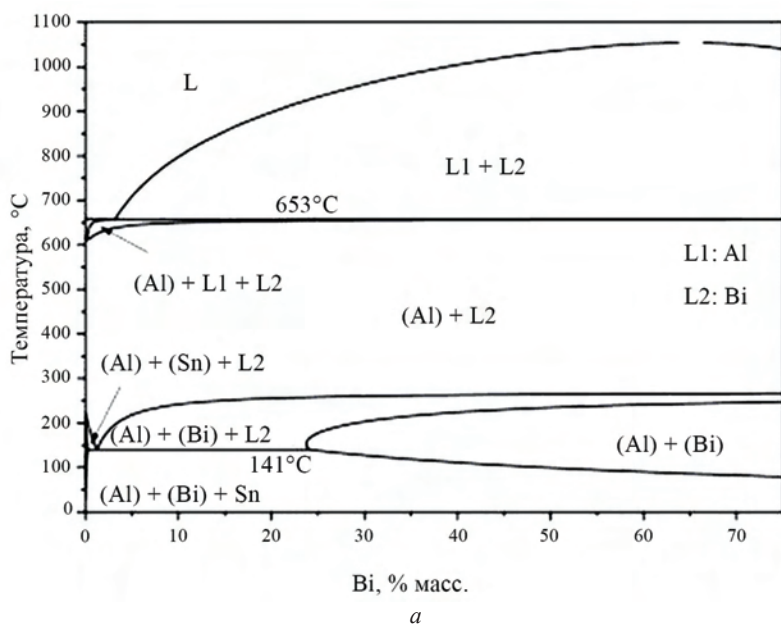


Рис. 2.8. Политермическое сечение системы Al–Bi–Sn при 1 % Sn:
a – общий вид; *б* – участок до 10 % Bi

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 °С (т.е. примерно при той же температуре, что и в двойной системе Bi–Sn). Тройные сплавы в твердом состоянии содержат твердые растворы на базе алюминия, висмута и олова [15, 17, 18].

2.2.4. Система Al–Bi–Zn

На рис. 2.9 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 (см. рис. 2.9). На этой схеме формирование реакции четырех этапов является наиболее очевидным, поскольку жидкость $L' + L''$ пересекает два различных поля первичной кристаллизации, а именно (Al) и (Zn).

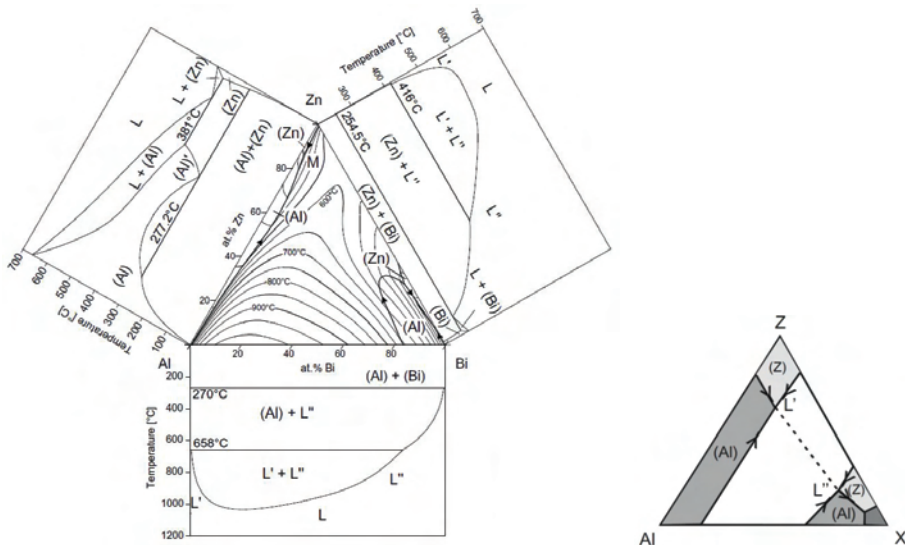


Рис. 2.9. Диаграмма Al–Bi–Zn [12]

В реальной системе Al – Bi – Zn протекание трехфазных монотектических реакций $L' \rightarrow L'' + (Al)$ при 658 °С в системе Al–Bi и $L' = L'' + (Zn)$ при 416 °С в системе Bi–Zn должно привести в тройной системе к четырехфазному равновесию монотектического типа ($L' \rightarrow L'' + (Al) + (Zn)$), температура которого составляет 376 °С [12].

2.2.5. Система Al–Cd–Si

Зона расслоения в жидком состоянии, которая имеется в двойной системе Al–Cd (см. рис. 2.6), в тройной системе расширяется. Ее граница проходит за двойной эвтектикой Al–Si. Нонвариантная точка реакции $L \rightarrow (Al) + Si + L_2$ (649 °C) отвечает содержанию 13,5 % Si и 0,5 % Cd [14]. Рассчитанная авторами данной монографии концентрация кадмия в исходной жидкости намного больше, температура этой нонвариантной монотектической реакции, наоборот, намного ниже (табл. 2.4). Концентрация жидкости L_2 близка к 99 % Cd; твердые растворы на основе алюминия и кремния содержат, вероятно, менее 0,1 % Cd.

Таблица 2.4

Параметры нонвариантного монотектического превращения
 $L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$ в системе Al–Cd–Si

T, °C	Состав фазы, % масс.								
	L			L_2			(Al)		
	Al	Cd	Si	Al	Cd	Si	Al	Cd	Si
571	82,62	5,37	12,01	0,81	98,36	0,83	98,17	0,35	1,49

В области, богатой кадмием, по-видимому, происходит эвтектическое превращение $L \rightarrow (Al) + (Si) + Cd$; состав нонвариантной точки и температура превращения (320 °C) близки к аналогичным параметрам чистого кадмия. В твердом состоянии во всех сплавах, за исключением узкой концентрационной области композиций, где кремний и кадмий входят в твердый раствор, сосуществуют три фазы: (Al), (Si) и (Cd).

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

2.2.6. Система Al–Cu–Sn

Эта тройная система является базовой для многих подшипниковых сплавов (АО20-1, АО3-7 и др.). В равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фазы Al_2Cu и Sn (рис. 2.10 – 2.12) [19–24]. Хотя в двойных системах области несмешиваемости отсутствуют, в тройной системе они имеют достаточно большую протяженность (см. рис. 2.10).

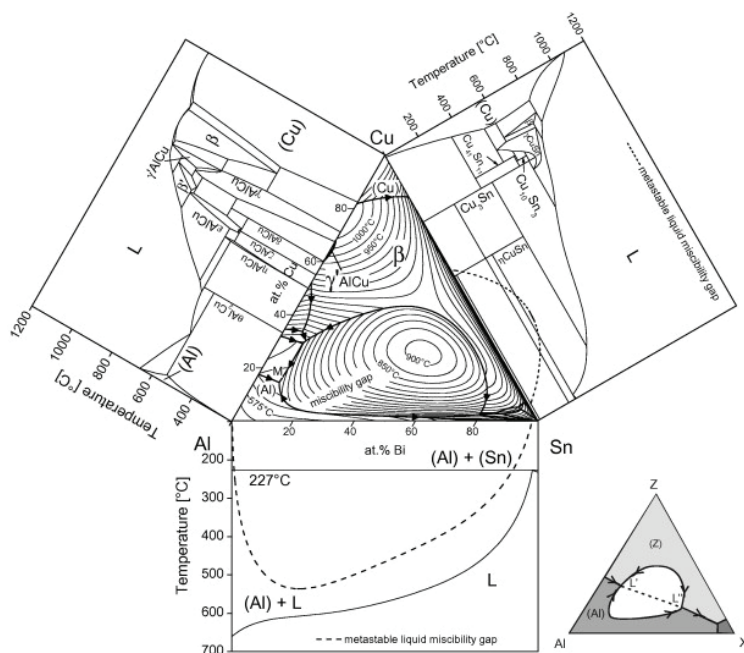


Рис. 2.10. Диаграмма Al–Cu–Sn [12]

Граница области расслоения в жидком состоянии проходит за центром концентрационного треугольника [12, 25, 26]. При 527 °C происходит превращение $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + L_2$, невариантная точка отвечает концентрации примерно 20 % Cu и 25 % Sn. Согласно расчетным значениям для этой монотектической реакции, исходная жидкость содержит больше олова, а ее температура ниже (табл. 2.5).

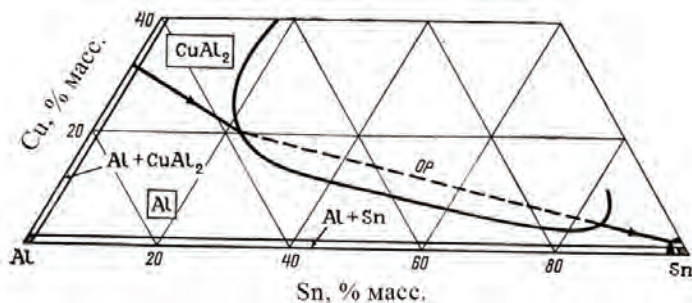


Рис. 2.11. Часть диаграммы Al–Cu–Sn, прилегающая к стороне Al–Sn; жирные линии – проекция поверхности ликвидус, тонкие линии – границы фазовых областей в твердом состоянии при 227 °C; OP – область расслоения

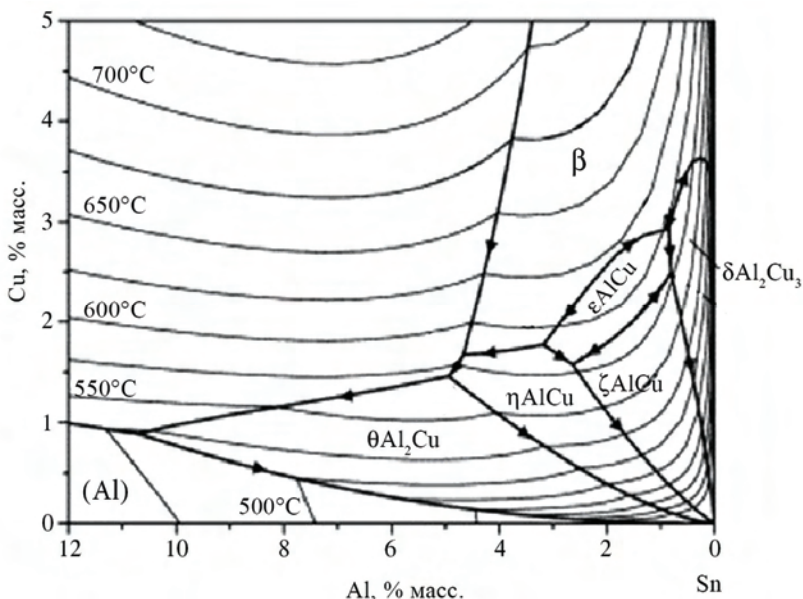


Рис. 2.12. Часть диаграммы Al–Cu–Sn, прилегающая к стороне Sn

В области, богатой оловом, имеется тройное эвтектическое превращение $L \rightarrow \text{Al} + \text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$ при 228°C . Добавка олова уменьшает растворимость меди в алюминии в твердом состоянии.

Таблица 2.5

Параметры неинвариантного монотектического превращения
 $L \rightarrow L_2 + (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu}$ в системе Al–Sn–Cu

$T, ^\circ\text{C}$	Состав фазы, % масс.								
	L			L_2			(Al)		
	Al	Sn	Cu	Al	Sn	Cu	Al	Sn	Cu
495	33,61	51,41	14,97	10,96	86,70	3,61	95,88	0,51	3,61

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 Гинье – Престона (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.

Изотермические сечения данной тройной системы показывают наличие фазовой области $L + L_2 + (Al)$, что свидетельствует о расслоении жидкости на две фазы разного состава. В частности, при 500 °С данная область охватывает сплавы, содержащие свыше 3,5 % Cu (рис. 2.13, а). Повышение температуры до 540 °С приводит к исчезновению области несмешиваемости жидкости (рис. 2.13, б).

Согласно политермическому разрезу, рассчитанному при 4 % Cu (рис. 2.14), в сплавах, содержащих более 3 % Sn, после первичной кристаллизации (Al) должно происходить расслоение жидкой фазы, а затем инвариантная монотектическая реакция. После этого в широком температурном интервале сплавы находятся в трехфазной области $L + (Al) + Al_2Cu$, что отвечает продолжению кристаллизации. Завершается кристаллизация по инвариантной эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + (Sn)$, температура протекания которой близка к температуре плавления чистого олова. Политермический разрез при 10 % Cu имеет похожее строение (рис. 2.14, б) [23].

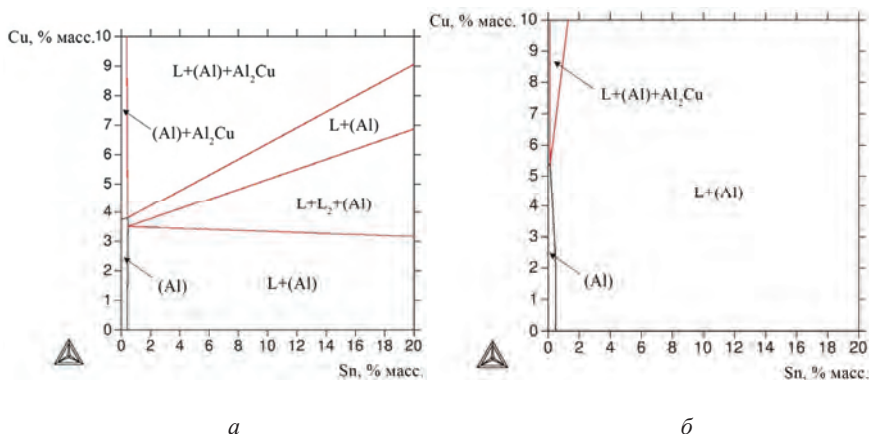


Рис. 2.13. Изотермические сечения системы Al–Cu–Sn при 500 °С (а) и 540 °С (б)

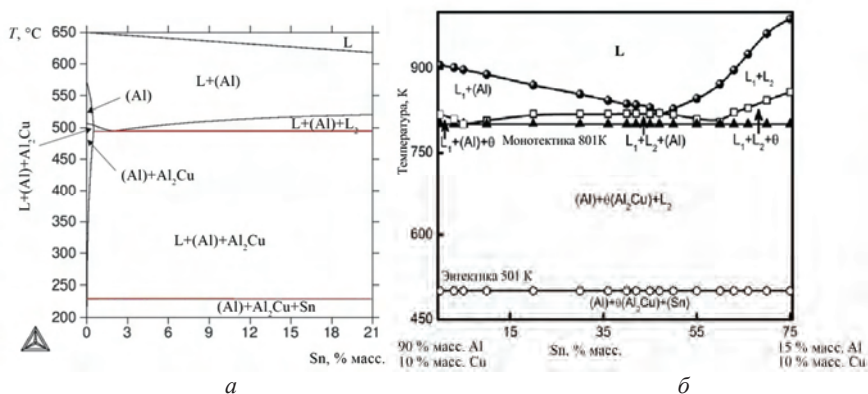


Рис. 2.14. Политермические сечения системы Al–Cu–Sn при 4 % Cu (а); 10 % Cu (б)

Таблица 2.6

Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al – 20 % Sn – 4 % Cu при характерных температурах

Температура, °C	Фаза	Массовая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.		
			Al	Sn	Cu
229	(Al)	72,79	99,81	0,02	0,17
	(Al ₂ Cu)	7,18	45,91	0,18	53,91
	(Sn)	20,03	0,23	99,77	—
230 (солидус)	(Al)	72,75	99,81	0,02	0,17
	(Al ₂ Cu)	7,18	45,91	0,17	53,92
	L	20,06	0,46	99,54	—
495	(Al)	76,00	95,87	0,52	3,61
	(Al ₂ Cu)	1,40	46,60	1,24	52,17
	L	22,60	10,09	86,70	3,60
496	(Al)	74,99	95,91	0,52	3,57
	L	5,07	33,61	51,41	14,97
	L ₂	19,31	11,21	86,37	2,42
519	(Al)	69,87	97,13	0,56	23,06
	L	26,43	28,28	63,24	8,47
	L ₂	3,69	17,89	78,10	4,01
520	(Al)	69,61	97,17	0,57	2,26
	L	30,39	27,50	64,50	7,99
619	(Al)	1,36	99,11	0,47	0,41
	L	98,64	45,68	20,27	4,05
620 (ликвидус)	L	100,00	76,00	20,00	4,00

Количественные параметры фазовых превращений при нагреве сплава Al–20 % Sn–4 % Cu приведены в табл. 2.6. Из результатов расчета следует, что при 229 °С (т.е. под солидусом) данный сплав содержит следующие фазы: (Al), Al₂Cu и (Sn). Плавление оловянной фазы приводит к появлению жидкости, состоящей практически из одного Sn. При 496 °С появляется вторая жидкость, сильно отличающаяся по составу от исходной: концентрация олова в ней существенно меньше, а концентрации Al и Cu, наоборот, больше. Две жидкости остаются и при последующем нагреве до 519 °С. Поскольку твердая фаза составляет более 70 % масс. (по объему еще больше), то в пределах фазовой области L + L₂ + (Al) рассматриваемый сплав находится в твердо-жидком состоянии. Из этого следует, что ликвация по составу (в отличие от сплавов, содержащих свинец и висмут [5]) возможна только в микрообъемах, что экспериментально выявлено в работе [20]. При более высоких температурах сплав содержит две фазы, а именно L и (Al), вплоть до полного расплавления при 620 °С.

2.2.7. Система Al–Cu–Pb

Характерной особенностью тройной системы Al–Cu–Pb является наличие купола расслоения жидкости [14, 27]. Размеры этого купола примерно такие же, как и в двойной системе Al–Pb (см. рис. 2.2). Из этого следует, что при плавке сплавов, содержащих свыше ~1 % Pb, необходим значительный перегрев расплава, так как его температура перед литьем должна быть заведомо в однофазной области. Строение этой тройной системы, вероятно, такое же, как и системы с висмутом (см. рис. 2.7). Расчетные параметры аналогичной нонвариантной монотектической реакции приведены в табл. 2.7.

Таблица 2.7

Параметры нонвариантного монотектического превращения
L → L₂ + (Al) + Al₂Cu в системе Al–Pb–Cu

Система	T, °С	Состав фазы, % масс.								
		L			L ₂			(Al)		
		Al	Pb	Cu	Al	Pb	Cu	Al	Pb	Cu
Al–Pb–Cu	547	66,55	0,49	32,97	0,10	99,90	<0,01	94,31	<0,01	5,69

Так же как и в системах алюминия с другими легкоплавкими металлами, наличие свинца приводит к значительному расширению интервала кристаллизации. Это следует из того, что кристаллизация

завершается по неинвариантным эвтектическим реакциям, температуры протекания которых близки к температуре плавления чистого свинца (горизонтالي при 327 °С на рис. 2.15).

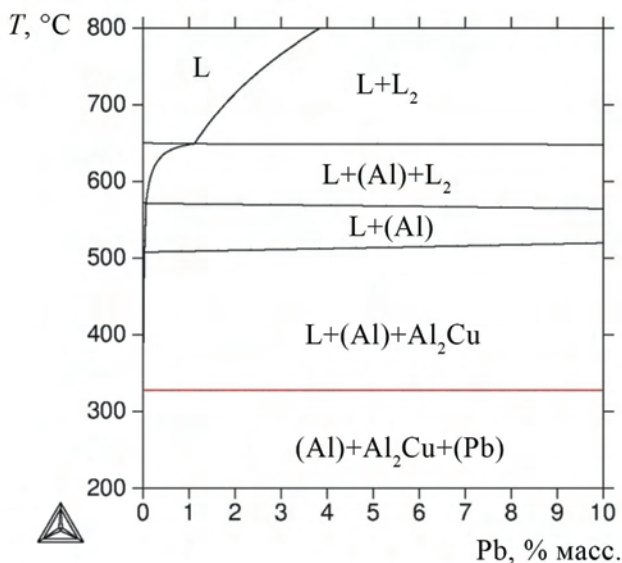


Рис. 2.15. Политермическое сечения системы Al–Cu–Pb при 4 % Cu

2.2.8. Система Al–In–Sn

Граница области расслоения в жидком состоянии системы Al–In (см. рис. 2.5) в тройной системе смещается, образуя пологий максимум примерно при содержании 55 % Sn и 30 % In [14]. В этой системе при 117 °С происходит неинвариантное эвтектическое превращение $L \rightarrow Al + In_3Sn + InSn_4$; тройная эвтектика содержит 51,03 % In и 0,14 % Al. Две другие неинвариантные точки возможных превращений ($L + In \rightarrow Al + In_3Sn$ и $L + Sn \rightarrow Al + InSn_4$) 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 $a = 3,472 \text{ \AA}$ и $c = 4,39 \text{ \AA}$. Соединение $InSn_4$ (19,4 % In) обладает гексагональной структурой с параметрами

$a = 3,2177 \text{ \AA}$ и $c = 2,9988 \text{ \AA}$. 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.

2.2.9. Система Al–Pb–Si

Характерной особенностью политермических разрезов тройной системы Al–Si–Pb с 5 % Si (рис. 2.16) является наличие купола расслоения жидкости. Расчет политермического разреза системы Al–Si–Pb [28–32] кроме купола расслоения показывает также наличие нонвариантного монотектического превращения $L \rightarrow L_2 + (\text{Al}) + (\text{Si})$ при ~580 °C (верхняя горизонталь на рис. 2.16). Параметры этого превращения приведены в табл. 2.8.

Таблица 2.8

Параметры нонвариантного монотектического превращения
 $L \rightarrow L_2 + (\text{Al}) + (\text{Si})$ системы Al–Pb–Si

$T, ^\circ\text{C}$	Состав фазы, % масс.								
	L			L_2			(Al)		
	Al	Pb	Si	Al	Pb	Si	Al	Pb	Si
576	86,28	1,44	12,28	0,16	99,42	0,42	98,48	<0,01	1,52

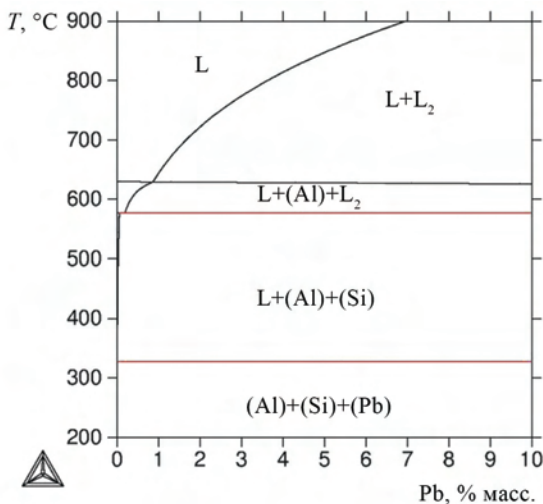


Рис. 2.16. Политермическое сечение тройной системы Al–Si–Pb при 5 % Si

2.2.10. Система Al–Pb–Sn

Область расслаивания, существующая в системе Al–Pb (см. рис. 2.2), сокращается при добавке олова [14, 33, 34]. Тройная эвтектика в этой системе образуется при 183 °С и содержит 38,1 % Pb и 61,7 % Sn. Эта критическая точка очень близка к эвтектической точке двойной системы Pb–Sn (183,3 °С), отвечающей содержанию 38,1 % Pb и 61,9 % Sn. Растворимость легкоплавких металлов (как свинца, так и олова) в (Al) составляет менее 0,1 %. Поэтому практически все сплавы этой системы, богатые алюминием, содержат три фазы: (Al), (Pb) и (Sn).

2.2.11. Система Al–Si–Sn

В «алюминиевом» углу этой тройной системы других фаз, кроме твердых растворов на основе чистых металлов, не обнаружено [26, 35–38]. Однако в этой тройной системе в отличие от двойной Al–Sn существует область расслоения жидкости. В ней также имеется неинвариантное монотектическое превращение, как и в системах с другими легкоплавкими металлами. Расчетные параметры этого превращения приведены в табл. 2.9.

Таблица 2.9

Параметры неинвариантного монотектического превращения

$L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$ в системе Al–Sn–Si

T, °C	Состав фазы, % масс.								
	L			L ₂			(Al)		
	Al	Sn	Si	Al	Sn	Si	Al	Sn	Si
545	56,05	38,38	5,57	14,29	85,39	14,29	98,15	0,66	1,19

Тройная эвтектика имеет такой же состав жидкой фазы, как и двойная эвтектика в системе Al–Sn (99,5 % Sn) и затвердевает при 226,5 °С. Эффект от модифицирования 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 рис. 2.17 и 2.18 показаны изотермическое и политермические сечения системы Al–Si–Sn. Эти сечения позволяют оценить размеры области несмешиваемости.

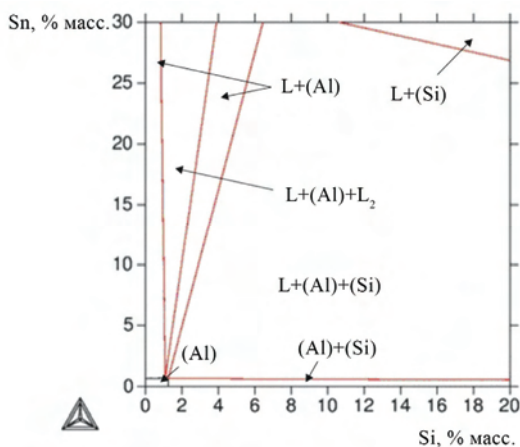


Рис. 2.17. Изотермическое сечение системы Al–Si–Sn при 540 °C

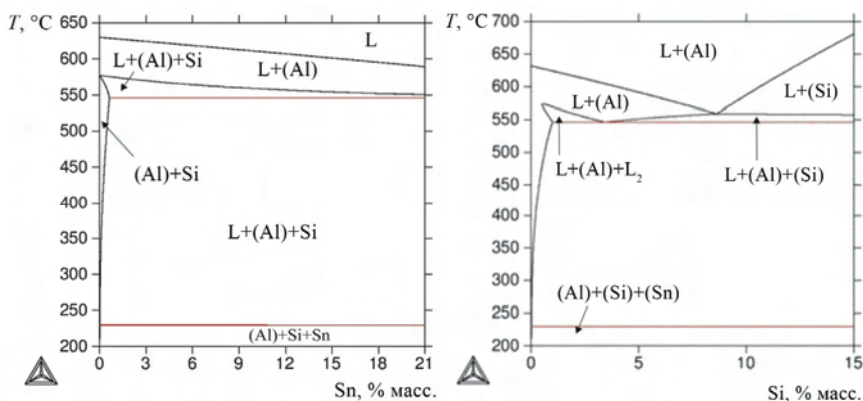


Рис. 2.18. Политермические сечения системы Al–Si–Sn при 5 % Si (а) и 20 % Sn (б)

Расчет системы Al–Si–Sn также показывает наличие невариантного монотектического превращения $L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$ при 545 °C (см. табл. 2.9). 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 невариантного монотектического превращения, которому должно предшествовать формирование алюминиево-кремниевой эвтектики (см. рис. 2.18). Из рис. 2.18 следует, что в

широком температурном интервале (более 400 °С) 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.

Расчет фазового состава сплава Al–20 % Sn–5 % Si (табл. 2.10) показывает, что область с двумя жидкими фазами отсутствует (если не считать монотектической горизонтали), что следует из рис. 2.18. В исходном состоянии вплоть до 229 °С (т.е. до расплавления оловянной фазы) этот сплав является трехфазным: (Al) + (Si) + (Sn). Как видно из табл. 2.3, эти фазы представляют собой практически чистые элементы: алюминий, кремний и олово. При 546 °С, что отвечает температуре нонвариантной монотектической реакции, появляется жидкость иного состава, с меньшим содержанием олова (38 против 85 %). После завершения этого четырехфазного превращения сплав содержит те же три фазы: L, (Al) и (Si). При 551 °С исчезает кремниевая фаза, а полное расплавление происходит при 592 °С.

Таблица 2.10

Расчетные значения долей фаз и их состава в сплаве Al–20 % Sn–5 % Si при характерных температурах

Температура, °С	Фаза	Массовая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.		
			Al	Sn	Si
229	(Al)	74,98	99,97	0,01	0,01
	(Si)	4,99	–	0,04	99,96
	(Sn)	2,00	0,23	99,77	–
230	(Al)	74,93	99,97	0,01	0,01
	(Si)	5,00	–	0,04	99,96
	L	20,08	0,46	99,54	<0,01
545	(Al)	73,09	98,15	0,66	1,19
	(Si)	4,06	<0,01	0,12	99,88
	L	22,85	14,29	85,39	0,32
546	(Al)	47,10	98,14	0,66	1,20
	(Si)	4,71	<0,01	0,12	99,88
	L	51,32	56,07	38,36	5,57
550	(Al)	36,43	98,13	0,62	1,24
	(Si)	0,31	–	0,11	99,9
	L	63,25	62,04	31,26	6,70
551	(Al)	33,77	98,13	0,62	1,25
	L	66,23	63,20	29,89	6,91
591	(Al)	0,13	98,79	0,49	0,71
	L	99,87	74,97	20,02	5,00
592 (ликвидус)	L	100,00	75,00	20,00	5,00

2.3. Фазовые диаграммы системы Al–Sn–Pb–Cu–Si

2.3.1. Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn

Наиболее значимыми особенностями политермических разрезов четверной системы являются широкие интервалы кристаллизации фаз Al_2Cu и (Si) [39], наличие области расслоения жидкости и протекание неинвариантного пятифазного превращения $\text{L} \rightarrow \text{L}_2 + (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Si})$. Последнее также можно определить как монотектическое (или квазимонотектическое). Из табл. 2.11 следует, что расчетные составы жидких фаз, участвующих в этой реакции, сильно различаются по всем трем элементам. При этом концентрация кремния в них заметно меньше, чем меди.

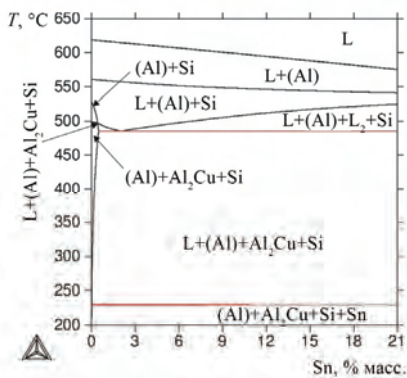
Таблица 2.11

Расчетные значения неинвариантной монотектической реакции
 $\text{L} \rightarrow \text{L}_2 + (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Si})$ в системе Al–Sn–Cu–Si

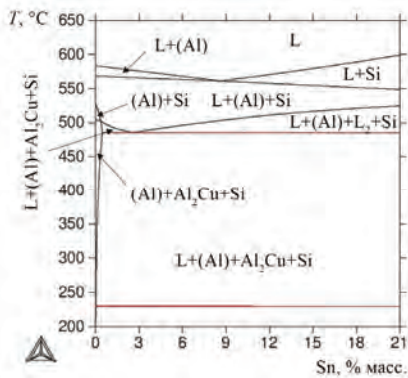
Фаза (486 °C), % масс.											
L				L ₂				(Al)			
38,56	43,93	15,92	1,58	9,08	89,24	1,60	0,07	95,37	0,51	3,40	0,72

Согласно политермическому разрезу при 4 % Cu и 5 % Si, показанному на рис. 2.19, в сплавах с типичными для марочных сплавов концентрациями олова должны последовательно протекать следующие превращения: $\text{L} \rightarrow (\text{Al})$, $\text{L} \rightarrow (\text{Al}) + (\text{Si})$, $\text{L} \rightarrow \text{L}_2 + (\text{Al}) + (\text{Si})$, $\text{L} \rightarrow \text{L}_2 + (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Si})$, $\text{L} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Si})$ и $\text{L} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Si}) + (\text{Sn})$. Таким образом, после полного затвердевания (т.е. ниже 230 °C) четверные сплав должны содержать кроме (Al) три избыточные фазы: Al_2Cu , (Si) и (Sn).

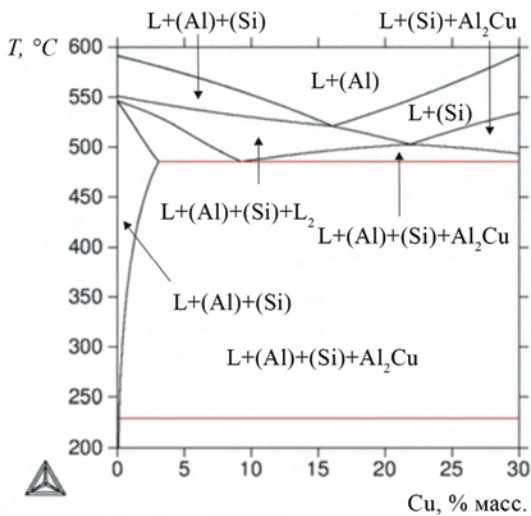
Добавление олова влияет на концентрационную границу появления первичных кристаллов кремния. В частности, из политермического разреза при 4 % Cu и 10 % Si (рис. 2.19, б) следует, что, начиная примерно с 9 % Sn, сплавы должны иметь заэвтектическую структуру.



a



б



в

Рис. 2.19. Политермические сечения системы Al–Cu–Si–Sn при: *a* – 4 % Cu и 5 % Si; *б* – 4 % Cu и 10 % Si; *в* – 20 % Sn и 5 % Si

Таблица 2.12

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

Температура, °C	Фаза	Массовая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.			
			Al	Sn	Cu	Si
229	(Al)	81,86	99,80	0,02	0,17	<0,01
	(Al ₂ Cu)	7,16	45,92	0,18	53,88	<0,01
	(Si)	4,99	<0,01	0,04	<0,01	99,96
	(Sn)	5,99	0,23	99,77	<0,01	0,04
230	(Al)	81,85	99,79	0,02	0,17	0,01
	(Al ₂ Cu)	7,16	45,92	0,18	53,88	0,02
	(Si)	4,99	<0,01	0,04	<0,01	99,96
	L	6,00	0,46	99,54	<0,01	<0,01
486	(Al)	87,86	95,33	0,50	3,45	0,71
	(Al ₂ Cu)	1,68	46,60	1,27	51,92	0,22
	(Si)	4,37	<0,01	0,11	<0,01	9,89
	L	6,19	8,95	89,41	1,58	0,07
487	(Al)	86,26	95,37	0,51	3,40	0,72
	(Si)	4,28	<0,01	0,12	<0,01	99,89
	L	6,37	38,56	43,93	15,92	1,58
	L ₂	3,09	9,08	89,24	1,60	0,07
496	(Al)	83,51	95,95	0,53	2,74	0,78
	(Si)	4,12	<0,01	0,11	<0,01	99,89
	L	12,31	39,51	44,71	13,90	1,88
	L ₂	0,06	10,10	88,15	1,66	0,09
497	(Al)	83,30	95,99	0,53	2,70	0,79
	(Si)	4,10	<0,01	0,11	<0,01	99,89
	L	12,60	40,05	44,10	13,90	1,95
551	(Al)	50,41	97,58	0,31	0,84	1,26
	(Si)	0,07	<0,01	0,06	<0,01	99,94
	L	49,52	40,05	44,10	13,90	1,95
552	(Al)	49,56	97,61	0,21	0,82	1,26
	L	50,44	72,61	11,59	7,12	8,68
606	(Al)	98,94	98,82	0,18	0,40	0,60
	L	1,06	84,85	6,06	4,04	5,05
607	L	100,00	85,00	6,00	4,00	5,00

Поскольку политермические разрезы не позволяют оценить количество фаз и их составы [40], был проведен их расчет. Результаты расчета сплава Al–6 % Sn–4 % Cu–5 % Si, приведенные в табл. 2.12, показывают, что две жидкие фазы присутствуют в достаточно узком температурном диапазоне (487...496 °C), а их суммарное количество составляет около 10 % масс.

2.3.2. Сплавы системы Al–Cu–Pb–Si

Наличие двух жидкостей в значительной мере определяет фазовый состав сплавов четверной системы. В качестве примера на рис. 2.20 приведены политермические разрезy, 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, см. рис. 2.2). В частности, из рис. 2.20, *а* следует, что при 5 % Si и 4 % Cu эта концентрация составляет около 0,8 % (против 1,2 %, см. рис. 2.2, *б*). Достаточно сложное влияние на фазовый состав четверных сплавов оказывает кремний. Как следует из рис. 2.20, *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).

Наличие двух жидкостей характерно и в широком температурном интервале между ликвидусом и солидусом, что отражают изотермические разрезy, рассчитанные при 4 % Cu (рис. 2.21). На них видно, что большую часть рассчитанного диапазона по Si и Pb занимают области с двумя жидкими фазами. При 600 °C это L + L₂ и L + L₂ + (Al) (рис. 2.21, *а*), а при 550 °C L + L₂ + (Al) и L + L₂ + (Al) + (Si) (рис. 2.21, *б*).

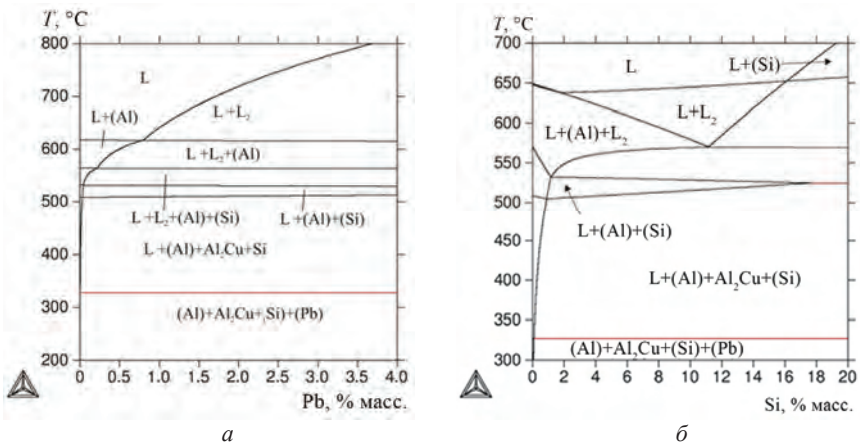
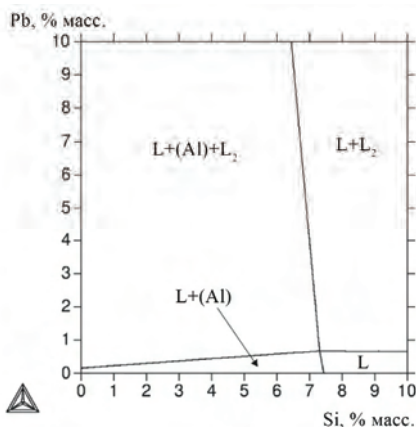
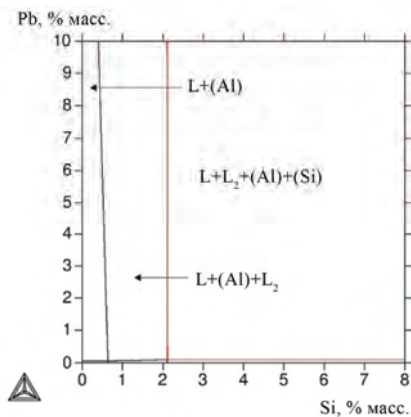


Рис. 2.20. Политермические сечения диаграммы Al–Cu–Pb–Si:
а – при 5 % Si и 4 % Cu; *б* – при 4 % Cu и 1 % Pb



a



б

Рис. 2.21. Изотермические сечения диаграммы Al–Cu–Si–Pb при 4 % Cu: *a* – при 600 °C; *б* – при 550 °C

Поскольку изотермические разрезы четырехкомпонентной системы не позволяют оценить количество фаз и их составы [41], был проведен их расчет. В качестве примера в табл. 2.13 приведены результаты расчета сплава, содержащего 5 % Si, 4 % Cu и 1 % Pb. Как следует из результатов расчета, при 327 °C (под солидусом) 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 жидкой фазы существенно меньше (~0,2 % об.). Это обусловлено тем, что плотность свинца существенно больше, чем у алюминия (11,3 против 2,7 г/см³). 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 (617 °C). При этом в одной из них основу составляет свинец. Однофазная область достигается лишь при 640 °C (см. табл. 2.5).

В сплаве с 2 % свинца качественное изменение фазового состава происходит аналогично. Основное отличие состоит в том, что расслоение жидкости исчезает только нагрее до 719 °C, т.е. примерно на 100 °C выше ликвидуса (табл. 2.14).

Таблица 2.13

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

Температура, °C	Фаза	Массовая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.			
			Al	Si	Cu	Pb
327(T_S)	Al ₂ Cu	6,40	46,37	0,15	53,47	–
	(Al)	87,70	99,24	0,09	0,66	<0,01
	(Pb)	0,99	<0,01	–	<0,01	99,99
	(Si)	4,91	–	100	–	–
328	Al ₂ Cu	6,37	46,37	0,16	53,47	–
	(Al)	87,72	99,22	0,09	0,67	<0,01
	L	0,99	<0,01	–	–	99,99
	(Si)	4,90	–	100	–	–
530	(Al)	95,13	94,61	1,14	4,20	0,04
	L	0,96	0,06	<0,01	<0,01	99,94
	(Si)	3,91	–	100	–	–
531(T_{L_2})	(Al)	95,10	94,61	1,15	4,19	0,04
	L	0,95	0,06	<0,01	–	99,94
	L ₂	0,04	68,92	5,91	24,80	0,03
	(Si)	3,90	–	100	–	–
616(T_L)	(Al)	0,41	98,83	0,60	0,47	0,08
	L	0,21	0,13	–	<0,01	99,86
	L ₂	99,38	90,15	5,03	4,02	0,79
617	L	0,20	0,13	–	<0,01	99,86
	L ₂	99,80	90,18	5,01	4,01	0,80
639(T_{L_2})	L	0,07	0,15	–	<0,01	99,84
	L ₂	99,99	90,00	5,00	4,00	0,99
640	L	100,00	90,00	5,00	4,00	1,00

Таблица 2.14

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

Температура, °C	Фаза	Массовая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.			
			Al	Si	Cu	Pb
327(T_S)	Al ₂ Cu	6,40	46,36	0,15	53,47	–
	(Al)	86,69	99,24	<0,01	0,66	<0,01
	(Pb)	1,99	<0,01	–	<0,01	99,99
	(Si)	4,91	–	100	–	–
328	Al ₂ Cu	6,38	46,37	0,16	53,47	–
	(Al)	86,70	99,23	0,09	0,67	<0,01
	L	1,99	–	–	–	99,99
	(Si)	4,91	–	100	–	–
530	(Al)	94,12	94,56	1,14	4,25	<0,01
	L	1,96	0,06	<0,01	<0,01	99,94
	(Si)	3,92	–	100	–	–

Температура, °C	Фаза	Массовая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.			
531(T_{L_2})	(Al)	93,89	94,60	1,15	4,19	0,04
	L	1,96	0,06	<0,01	<0,01	99,94
	L_2	0,24	68,92	5,91	24,80	0,36
	(Si)	3,90	—	100	—	—
615(T_1)	(Al)	1,57	98,81	0,62	0,49	0,08
	L	97,19	89,97	5,13	4,11	0,78
	L_2	1,24	0,13	<0,01	<0,01	99,87
616	L_1	98,78	90,09	5,06	4,05	0,79
	L_2	1,22	0,13	<0,01	<0,01	99,86
718(T_{L_2})	L	99,99	89,00	5,00	4,00	2,00
	L_2	0,007	0,24	<0,01	<0,01	99,76
719	L	100,00	89,00	5,00	4,00	2,00

2.3.3. Сплавы системы Al–Cu–Pb–Si–Sn

Медь и кремний согласно имеющимся данным [19–24, 27, 28, 35] не образуют новых фаз в «алюминиевом» углу системы Al–Cu–Pb–Si–Sn (по сравнению с системой Al–Cu–Si) [42]. Однако происходит усложнение фазовых превращений, что обусловлено, главным образом, наличием области расслоения в жидком состоянии и монотектических реакций. В качестве примера на рис. 2.22 приведен изотермический разрез, рассчитанный при 4 % Cu, 5 % Si и 550 °C. На нем 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.

В табл. 2.15 приведены результаты расчета восьми сплавов, содержащих 6 % Sn и 2 % Pb и переменное количество меди и кремния. Из приведенных результатов следует, что при 400 °C (т.е. заведомо ниже тройной эвтектики) в системе Al–Cu–Si во всех сплавах присутствует жидкая фаза. Поскольку растворимость олова и свинца в (Al) мала, жидкая фаза содержит в себе практически все количество этих легкоплавких металлов. По сути, она представляет собой сплав 75 % Sn + 25 % Pb, кристаллизация которого, согласно диаграмме Sn–Pb, должна заканчиваться при 183 °C [41]. 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 и не превышает 2 % объемн. Это обусловлено тем, что плотности олова и свинца существенно выше, чем у алюминия.

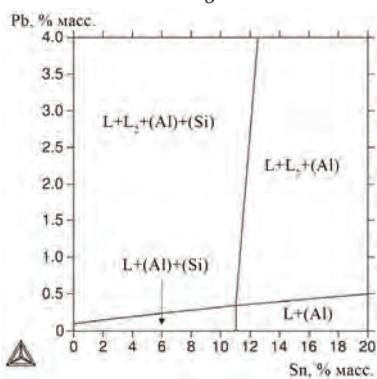
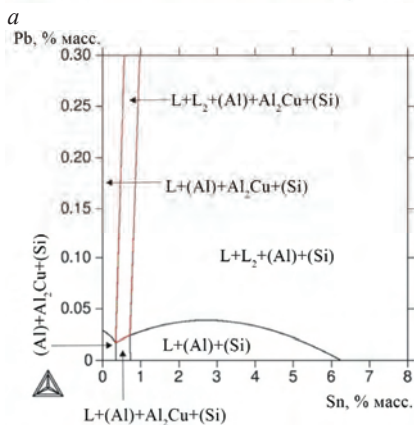
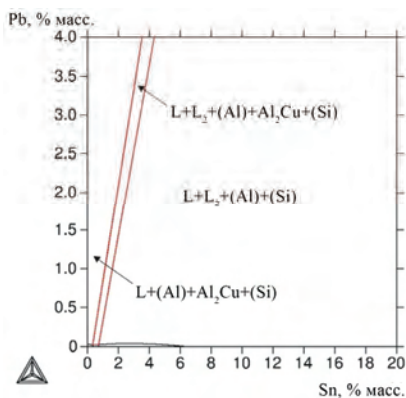
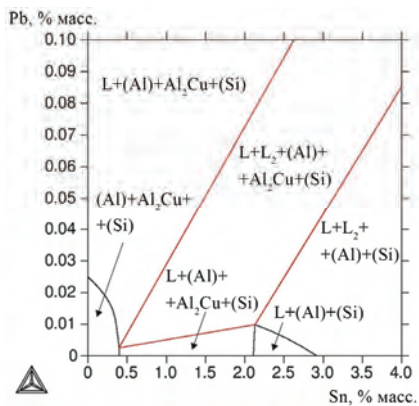
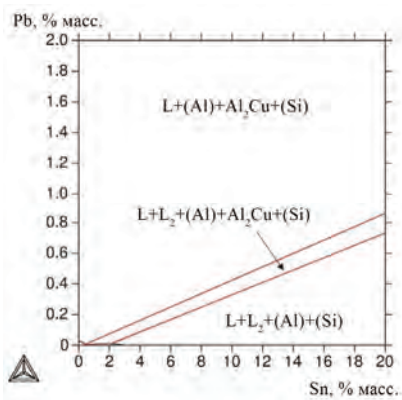


Рис. 2.22. Изотермические сечения диаграммы Al-Cu-Si-Sn-Pb при 4 % Cu и 5 % Si: а – 490 °C; б – 500 °C; в – 550 °C

Таблица 2.15

**Расчетные параметры фазового состава сплавов системы
Al–Sn–Pb–Cu–Si при 400 °C**

Образец	Фаза	Массо- вая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.				
			Al	Si	Cu	Sn	Pb
№ 1 (Al – 6 % Sn – 2 % Pb)	(Al)	92,06	99,8	–	–	0,16	<0,01
	L_1	7,94	1,2	–	–	73,6	25,1
№ 2 (Al – 4 % Cu – 6 % Sn – 2 % Pb)	Al_2Cu	5,09	46	–	53	–	–
	(Al)	86,97	98,3	–	1,4	0,17	<0,01
	L_1	7,94	1,2	–	0,02	73	25
№ 3 (Al – 2 % Si – 6 % Sn – 2 % Pb)	(Al)	90,29	98,3	–	–	0,17	<0,01
	L_1	7,95	1,2	–	–	73	25
	(Si)	1,76	–	100	–	–	–
№ 4 (Al – 2 % Si – 4 % Cu – 6 % Sn – 2 % Pb)	Al_2Cu	5,17	46,8	0,44	52,7	–	–
	(Al)	85,14	98	0,27	1,49	0,17	<0,01
	L_1	7,95	1,22	–	–	73,6	25,1
	(Si)	1,74	–	100	–	–	–
№ 5 (Al – 5 % Si – 6 % Sn – 2 % Pb)	(Al)	87,28	99,5	0,26	–	0,16	<0,01
	L_1	7,95	1,22	–	–	73,6	25,1
	(Si)	4,77	–	100	–	–	–
№ 6 (Al – 5 % Si – 4 % Cu – 6 % Sn – 2 % Pb)	Al_2Cu	5,26	46,8	0,41	52,7	–	–
	(Al)	82,04	98,05	0,27	1,49	0,17	<0,01
	L_1	7,95	1,22	–	0,02	73,6	25,1
	(Si)	4,75	–	100	–	–	–
№ 7 (Al – 10 % Si – 6 % Sn – 2 % Pb)	(Al)	82,25	99,57	0,26	–	–	0,26
	L_1	7,97	1,23	–	–	73,6	25
	(Si)	9,78	–	100	–	–	–
№ 8 (Al – 10 % Si – 4 % Cu – 6 % Sn – 2 % Pb)	Al_2Cu	5,4	46,8	0,41	52,7	–	–
	(Al)	76,87	98	0,27	1,49	0,17	<0,01
	L_1	7,96	1,22	–	0,02	73,6	25,09
	(Si)	9,77	–	100,00	–	–	–

Представление о сложном изменении фазового состава сплавов рассматриваемой системы при повышении температуры дает табл. 2.16, в которой приведены результаты расчета сплава Al – 4 % Cu – 5 % Si – 6 % Sn – 2 % Pb. Как следует из табл. 2.16, при 400 °C данный сплав содержит следующие фазы: (Al), Al_2Cu , (Si) и L_1 . Причем количество жидкости достаточно велико (около 8 % масс.).

Таблица 2.16

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

Температура, °C	Фаза	Массовая доля фазы, %	Химический состав фазы, % масс.				
			Al	Sn	Si	Cu	Pb
400	(Al)	82,04	98,05	0,18	0,27	1,49	<0,01
	L ₁	7,95	1,22	73,63	<0,01	0,02	25,12
	Al ₂ Cu	5,26	46,83	—	0,41	52,75	—
	(Si)	4,75	—	—	100	—	—
495 (T _{L2})	(Al)	86,28	95,03	0,39	0,89	3,73	0,39
	L ₁	7,96	3,633	71,14	0,01	0,21	24,99
	Al ₂ Cu	1,50	47,89	—	1,08	51,00	—
	(Si)	4,27	—	—	100	—	—
496	Al ₂ Cu	0,27	47,90	0,39	1,10	50,99	—
	(Al)	85,52	94,99	0,39	0,80	3,77	0,01
	L ₁	6,85	3,11	67,93	<0,01	0,16	28,78
	L ₂	3,16	44,91	31,98	2,45	20,15	0,50
	(Si)	4,20	—	—	100	—	—
500	(Al)	84,45	95,22	0,39	0,86	3,51	0,014
	L ₁	6,16	2,84	65,20	<0,01	0,13	31,82
	L ₂	5,25	45,83	31,53	2,62	19,48	0,54
	(Si)	4,14	—	—	100	—	—
550	(Al)	56,29	97,23	0,30	1,28	1,17	0,03
	L ₁	2,14	0,27	17,15	<0,01	<0,01	82,57
	L ₂	40,38	69,99	13,55	7,67	8,27	0,52
	(Si)	1,18	—	—	100	—	—
600	(Al)	7,04	98,54	0,16	0,7	0,52	0,06
	L ₁	1,39	0,20	6,21	<0,01	<0,01	93,59
	L ₂	91,57	83,06	6,44	5,40	4,32	0,76
604 (T _L)	(Al)	0,60	98,64	0,15	0,65	0,48	0,07
	L ₁	1,29	0,19	5,72	<0,01	<0,01	94,08
	L ₂	98,11	84,00	6,04	5,09	4,07	0,79
605	L ₁	1,29	0,19	5,67	<0,01	<0,01	94,13
	L ₂	98,71	84,08	6,00	5,06	4,05	0,79
706 (T _{L2})	L ₁	99,98	83,01	6,00	5,00	4,00	1,98
	L ₂	0,02	0,30	4,45	<0,01	<0,01	95,22
707	L ₁	100,00	83,00	6,00	5,00	4,00	2,00

С ростом температуры до 495 °C количество жидкости 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 % (см. табл. 2.16). 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.

2.4. Особенности формирования структуры сплавов алюминия с легкоплавкими металлами

2.4.1. Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn

Составы экспериментальных сплавов данной четверной системы (табл. 2.17) выбирали из следующих соображений. Концентрация олова (6 %), введенного для образования мягкой фазы, предназначенной для повышения антифрикционных свойств, отвечает его среднему содержанию в марочных сплавах типа АА850 [43]. Концентрация меди (4 %), введенной для упрочнения, близка к предельной растворимости этого металла в алюминиевом твердом растворе (далее (Al)). Основное назначения добавки кремния – повышение литейных свойств [44]. При 5 % Si, как правило, достигается наилучший баланс между механическими и технологическими свойствами.

Таблица 2.17

Химический состав экспериментальных сплавов системы Al–Sn–Cu–Si

Номер сплава	Концентрация, % масс. (% ат.)				
	Sn	Si	Cu	Fe	Al
1	6,36 (1,56)	–	4,54 (2,09)	0,02 (0,01)	89,07 (96,34)
2	5,93 (1,42)	4,38 (4,42)	–	0,15 (0,08)	89,42 (94,08)
3	5,63 (1,38)	4,64 (4,81)	4,62 (2,11)	0,18 (0,08)	84,83 (91,06)

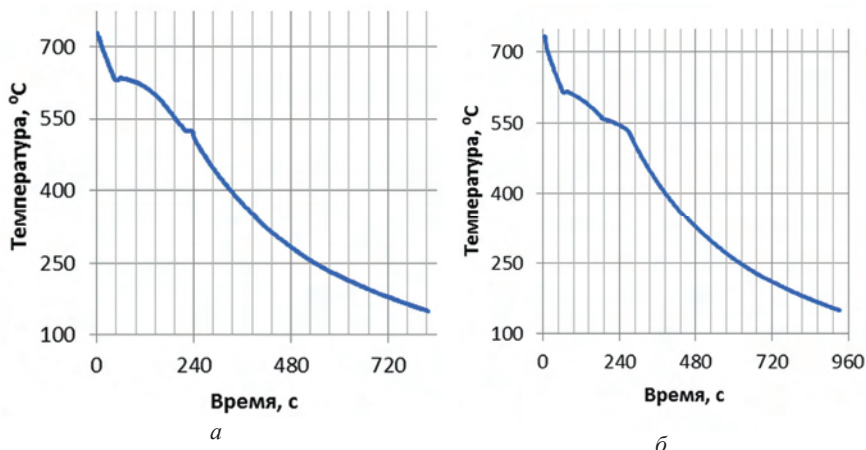
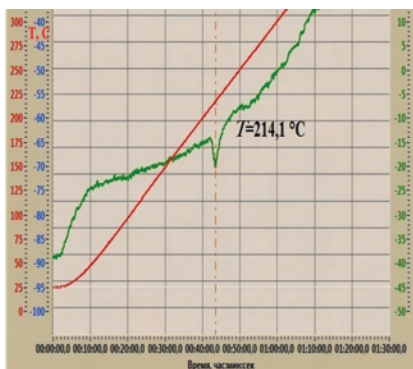
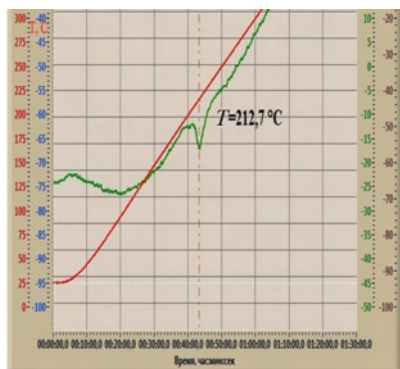


Рис. 2.23. Кривые охлаждения экспериментальных сплавов Al – 6 % Sn – 4 % Cu (а) и Al – 6 % Sn – 5 % Si (б)

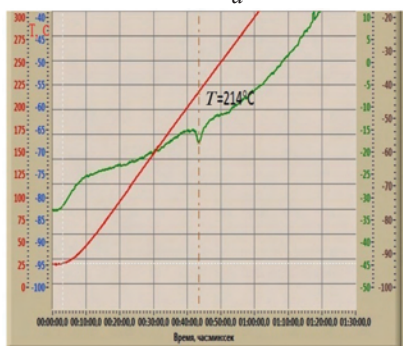
Кривые охлаждения (рис. 2.23), построенные методом прямого термического анализа показывают, что температуры ликвидуса достаточно близки к расчетным значениям. Однако температуры солидуса, когда формируется оловянная фаза, на прямых термограммах не фиксируются, что можно объяснить недостаточным термическим эффектом. Для их выявления необходимы более чувствительные методы, в частности ДТА [35]. Кривые нагрева, полученные с использованием ДТА, выявляют пики при 213...214 °С (рис. 2.24), что можно связать с плавлением оловянной фазы (в составе эвтектик). По литературным данным эти температуры несколько выше: 228 °С в системе Al–Cu–Sn [19, 20] и 228 °С в системе Al–Si–Sn [39]. Это различие, возможно, связано с тем, что данный эксперимент проводили на литых слитках, полученных с достаточно высокой скоростью охлаждения, что привело к существенному отклонению от состояния равновесия.



a



б



в

Рис. 2.24. ДТА-кривые нагрева экспериментальных сплавов Al–6 % Sn–4 % Cu (*a*); Al–6 % Sn–5 % Si (*б*); Al–6 % Sn–5 % Si–4 % Cu (*в*)

Использование металлографического и микрорентгеноспектрального анализов (ОМ и СЭМ соответственно) позволяет выявить все рассмотренные выше 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 (рис. 2.25, *а*) рядом с оловянной фазой располагаются включения фазы Al_2Cu . В сплаве 2 значительное место в структуре занимают эвтектические кристаллы кремниевой фазы. И, наконец, четырехкомпонентный сплав 3 содержит все выше перечисленные фазы. Следует отметить, что кремниевая фаза из-за близости атомных номеров Al и Si при использовании СЭМ практически не видна (рис. 2.25, *б*, *в*).

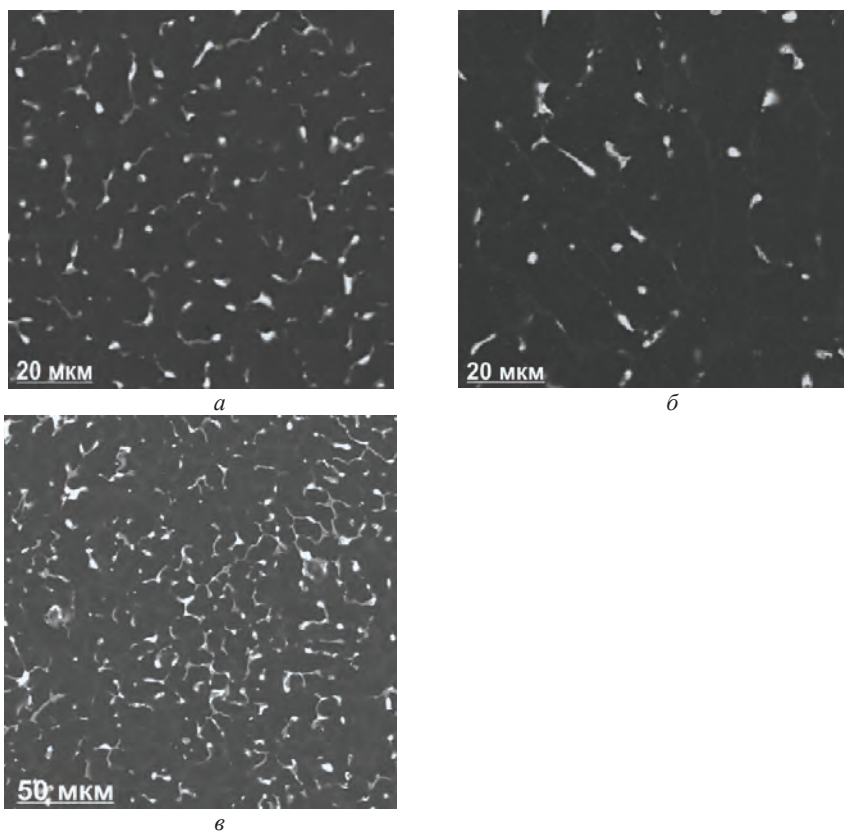


Рис. 2.25. Микроструктура экспериментальных сплавов в литом состоянии, СЭМ: Al – 6 % Sn – 4 % Cu (*а*); Al – 6 % Sn – 5 % Si (*б*); Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu (*в*)

Отжиг при 500 °С с последующей закалкой существенно меняют структуру всех сплавов. Оловянная фаза приобретает глобулярную форму (рис. 2.26), поскольку в процессе нагрева происходит локальное оплавление, что значительно ускоряет диффузионные процессы, способствующие сфероидизации избыточных фаз [44]. В сплавах 1 и 3 количество включений фазы Al_2Cu существенно меньше, чем в литом состоянии (рис. 2.26, *а, в*), что связано с их частичным растворением в (Al) при отжиге. Кремниевая фаза в сплавах 2 и 3 становится более глобулярной (рис. 2.26, *б, в*), а ее количество меняется незначительно по сравнению с литым состоянием.

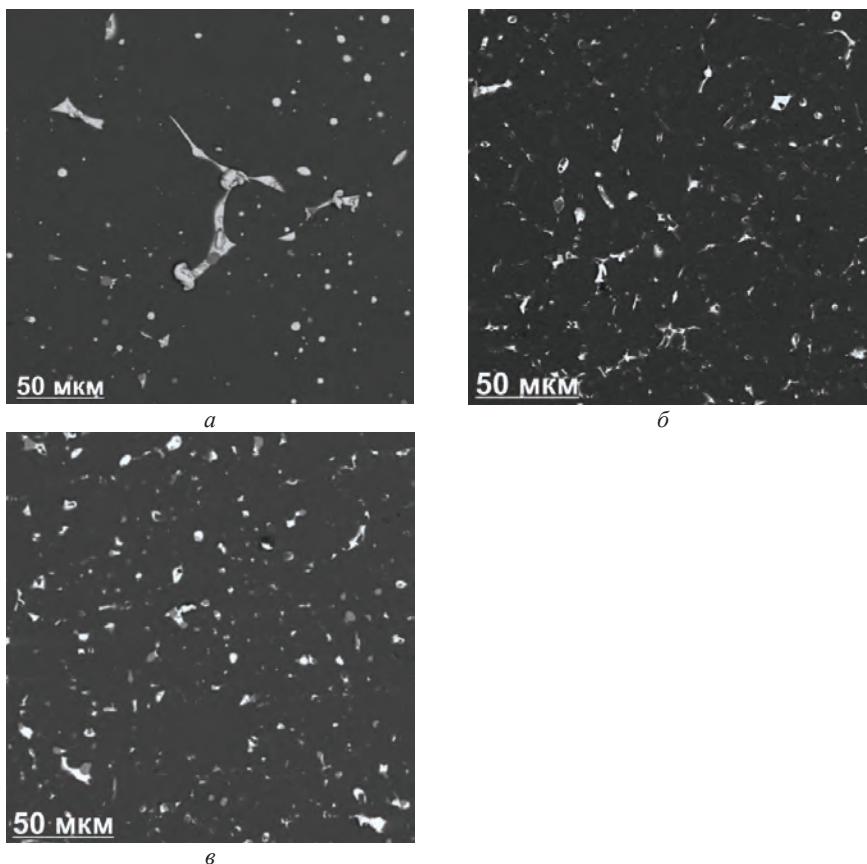
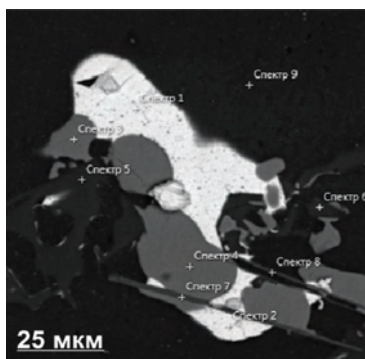


Рис. 2.26. Микроструктура экспериментальных сплавов после отжига при 500 °С, СЭМ: Al – 6 % Sn – 4 % Cu (*а*); Al – 6 % Sn – 5 % Si (*б*); Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu (*в*)

Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) сплава 3 четко выявляет оловянную составляющую (рис. 2.27), которая согласно табл. 2.12 представляет собой закаленную жидкость. Однако концентрация 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 485 °С показывает наличие фазы Al_2Cu , а концентрация олова в жидкости существенно возрастает по сравнению с 500 °С. Наличие частиц фазы Al_2Cu в экспериментальном сплаве 3 также можно объяснить тем, что фактическая концентрация меди (см. табл. 2.17) заметно больше номинальной (4 % Cu). В целом, экспериментальные данные и результаты расчетов неплохо согласуются друг с другом, 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_2Cu
Спектр 4	48,23	0,78	50,99	—	100	Al_2Cu
Спектр 5	56,10	28,22	15,68	—	100	$\text{Al}_2\text{Cu}+(\text{Si})+(\text{Al})$
Спектр 6	51,25	42,38	0,89	5,48	100	$(\text{Si})+(\text{Al})+(\text{Sn})$
Спектр 7	43,02	0,52	46,11	10,35	100	$\text{Al}_2\text{Cu}+(\text{Sn})$
Спектр 8	9,19	37,55	1,03	52,22	100	$(\text{Si})+(\text{Al})+(\text{Sn})$
Спектр 9	97,70	—	2,03	—	100	(Al)

Рис. 2.27. Распределение элементов в микроструктуре сплава Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu после отжига при 500 °С, СЭМ/МРСА

Следует также отметить, что медь и кремний существенно повышают твердость сплавов, что отражено в табл. 2.18. В частности, твердость, достигаемая в сплаве 3 (более 70 НВ в литом состоянии), выше значений, которым должно 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 легирования сплавов системы Al–Sn позволяет рассчитывать на принципиальную возможность создания подшипниковых материалов на основе алюминия, способных заменить антифрикционные бронзы.

Таблица 2.18

Твердость экспериментальных сплавов

Номер сплава	Состав сплава	Состояние	Твердость, НВ
1	Al–4 % Cu–6 % Sn	Литой	49±1
		Отжиг 500 °C/вода	70±1
2	Al – 6 % Sn – 5 % Si	Литой	46,5±0,5
		Отжиг 500 °C/вода	41,3±1
3	Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu	Литой	71,6±1
		Отжиг 500 °C/вода	81,5±1

2.4.2. Сплавы системы Al–Cu–Si–Pb

Для экспериментального изучения были выбраны два сплава с 5 % Si и 4 % Cu, различающиеся отсутствием (сплав 1) и наличием (сплав 2) свинца. Сплавы выплавлялись в силитовой электропечи на основе алюминия А99 (ГОСТ 11069–2001) с добавлениями легирующих компонентов: кремния Кр0 (ГОСТ 2169–69), меди М1 (ГОСТ 859–2001) и свинца С2 (ГОСТ 3778–98). Температуру расплава поддерживали в пределах 750...770 °C и с этой температуры расплав заливали в графитовую изложницу, получая плоские отливки с размерами 10 × 40 × 180 мм.

Контроль химического состава осуществлялся на спектрометре ARL 4460 OES. Как следует из табл. 2.19, фактические значения концентрации кремния и меди достаточно близки к расчетным значениям. Однако концентрация свинца оказалась существенно ниже расчетной (2 %), что может быть связано с его ликвацией из-за наличия расслоения жидкости (см. рис. 2.2, 2.15, 2.16 и табл. 2.6, 2.7).

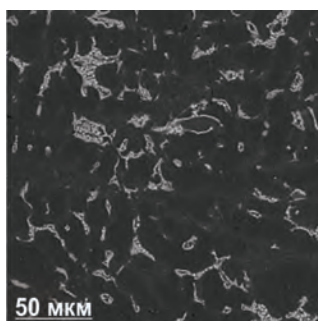
Химический состав экспериментальных сплавов

Номер сплава	Концентрация, % масс.*						
	Si	Cu	Pb	Fe	Zn	Mg	Al
1	4,87	3,94	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	Остальное
2	4,76	4,02	0,33	<0,01	<0,01	<0,01	«

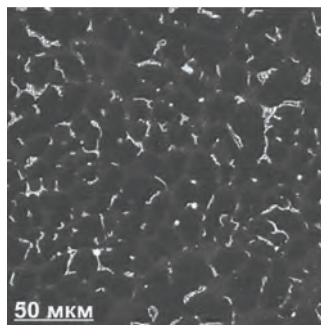
*В отливке.

Термообработку отливок проводили в муфельной электропечи по следующему режиму: нагрев до 500 °С, выдержка в течение 6 ч, закалка в воде (термообработка типа Т4). Для оценки влияния свинца на дисперсионное упрочнения после закалки проводили старение по режиму 180 °С, 6 ч (термообработка типа Т6).

Литая структура базового сплава 1 характеризуется прежде всего наличием кристаллов кремниевой фазы, образовавшихся в результате эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + (Si)$, а также колоний тройной эвтектики $(Al) + Al_2Cu + (Si)$ [40]. Следует отметить, что фаза (Si) из-за малого различия атомных номеров алюминия и кремния почти не видна, а светлые частицы фазы Al_2Cu , наоборот, четко выявляются (рис. 2.28, а). Добавка свинца мало сказывается на общем характере структуры. Данная структура характеризуется наличием небольшого количества свинцовой фазы, которая имеет вид глобулярных частиц размером до 5 мкм (рис. 2.28, б).



а



б

Рис. 2.28. Микроструктура сплавов Al – 5 % Si – 4 % Cu (а) и Al – 5 % Si – 4 % Cu – Pb (б) в литом состоянии, СЭМ

Отжиг сплава 1 при 500 °С приводит к растворению большей части меди в (Al) и сфероидизации частиц кремниевой фазы (рис. 2.29, а). В сплаве 2 кроме этих процессов происходит локальное

плавление свинцовой фазы, что следует из результатов расчета фазового состава (см. табл. 2.12, 2.13). В результате этого оплавления и последующей закалки свинцовые включения становятся более глобулярными, их трудно отличить от оставшихся эвтектических включений фазы Al_2Cu (рис. 2.29, б).

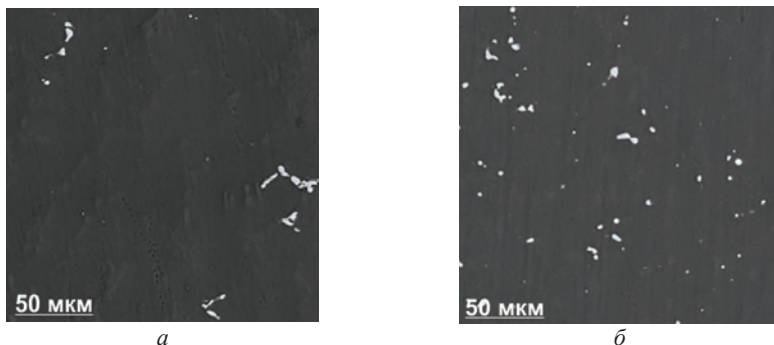


Рис. 2.29. Микроструктура сплавов Al – 5 % Si – 4 % Cu (а) и Al – 5 % Si – 4 % Cu – Pb (б) после отжига при 500 °С и закалки, СЭМ

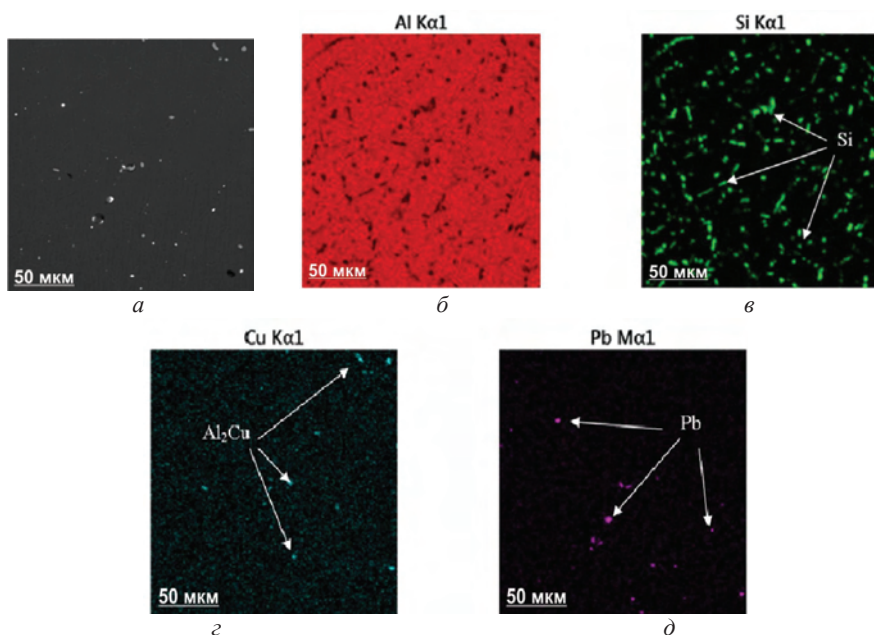


Рис. 2.30. Распределение элементов в структуре сплава Al – 5 % Si – 4 % Cu – Pb после термообработки:
а – электронно-микроскопическое изображение; б – Al; в – Si; г – Cu; д – Pb

Для более надежной идентификации фаз использовали метод МРСА. Как видно из рис. 2.30, в структуре термообработанного сплава 2 четко выявляются частицы (Si) (рис. 2.30, *в*), которые трудно различимы при съемке в отраженных электронах (рис. 2.30, *а*). Сравнение рис. 2.30, *г* и рис. 2.30, *д* позволяет увидеть, что области, обогащенные медью и свинцом, отвечают разным частицам, т.е. фазам Al_2Cu и (Pb) соответственно.

В коде металлографического анализа рассматривали также структуры медленно закристаллизованных сплавов. Для этого навески сплавов массой около 50 г помещали в тигель, нагревали до 750 °С, а затем расплав охлаждали вместе с печью. Скорость охлаждения в интервале кристаллизации составляла около 0,1 К/с. Медленная кристаллизация, как это следует из общих закономерностей [45], привела к огрублению структуры: увеличению размера дендритной ячейки (Al) и избыточных фаз. На рис. 2.31, *а* видно, что включения, содержащие Pb, также заметно укрупнились (по сравнению с рис. 2.28, *б*). При больших увеличениях можно увидеть неоднородность свинцовых включений (рис. 2.31, *б*). Это может быть связано с расслоением жидкости, что следует из результатов расчета (см. рис. 2.21, *а* и табл. 2.5, 2.6) и подтверждается данными МРСА.

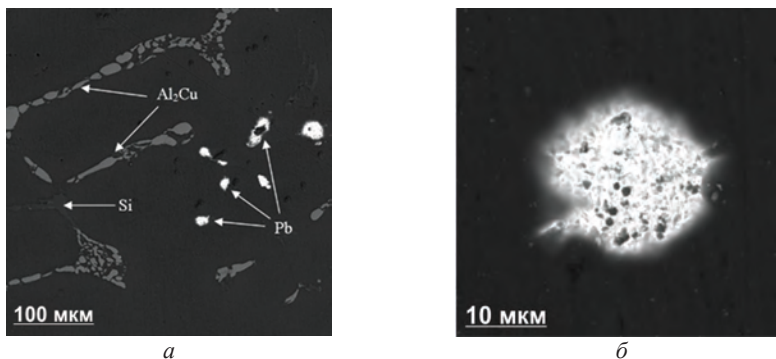


Рис. 2.31. Микроструктура медленно закристаллизованного сплава Al – 5 % Si – 4 % Cu – Pb, СЭМ: *а* – общий вид; *б* – включение свинцовой фазы

Как известно, наибольшая прочность в медистых силуминах достигается после закалки и старения (термообработка типа Т6). Поэтому в ходе экспериментальных исследований проводили сравнение твердости экспериментальных сплавов в различных состояниях. Как следует из табл. 2.20, свинец почти не оказывает влияния на твер-

дость. Отмечается только некоторое повышение твердости после термообработки типа Т4. Это можно объяснить тем, что наличие свинца несколько ускоряет процесс естественного старения. После термообработки типа Т6 значение НВ сплава со свинцом достаточно высоко, что предполагает значение временного сопротивления на разрыв не ниже 300 МПа.

Из полученных результатов следует, что для определения количества свинца, вводимого в алюминиевые сплавы, требуется, с одной стороны, анализ фазовых превращения, а с другой, специальные технологические приемы, препятствующие его ликвации в отливке.

Таблица 2.20

Влияние термообработки на твердость экспериментальных сплавов

Номер сплава	Состояние	Твердость НВ
1	Литое	77 ± 3
	Закаленное (500 °С, 6 ч)	81,9 ± 2
	Состаренное (180 °С, 6 ч) после закалки	108 ± 3,4
2	Литое	77,7 ± 0,4
	Закаленное (500 °С, 6 ч)	88,4 ± 1
	Состаренное (180 °С, 6 ч) после закалки	110 ± 0,5

2.4.3. Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb

Для экспериментального изучения были выбраны сплавы, номинальные составы которых отвечали тем, которые приведены в табл. 2.21. Сплавы выплавлялись в силитовой электропечи 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) и свинца С2 (ГОСТ 3778–98). Температура литья составляла около 750 °С, расплав заливали в графитовую изложницу, получая плоские слитки с размерами 20 × 110 × 180 мм.

Термообработку слитков проводили в муфельной электропечи. Образцы экспериментальных сплавов нагревали до температуры 300 °С и выдерживали при этой температуре до 3 ч, затем повышали температуру до 400 °С и выдерживали 3 ч (точность поддержания температуры около 5 К); после выдержки они охлаждались вместе с печью.

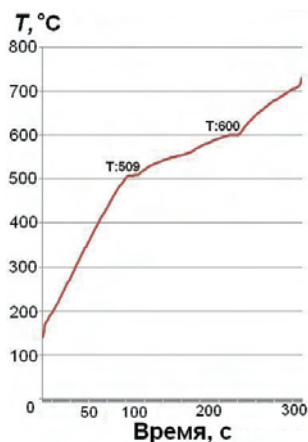
Химический состав исследованных сплавов (номинальный и фактический)

Маркировка сплава	Номинальное (фактическое) содержание, % масс.					
	Si	Cu	Sn	Pb	Al	Примеси
1.1	0 (<0,01)	0 (<0,01)	6 (5,8)	2 (1,4)	92 (92,7)	(0,09)
1.2	0 (<0,01)	4 (4,2)	6 (5,6)	2 (2,0)	88 (88,1)	(0,09)
1.3	2 (1,8)	0 (<0,01)	6 (5,7)	2 (1,6)	90 (90,8)	(0,08)
1.4	2 (1,8)	4 (4,2)	6 (6,1)	2 (1,1)	86 (86,7)	(0,08)
1.5	5 (4,5)	0 (<0,01)	6 (5,4)	2 (1,9)	87 (88,1)	(0,09)
1.6	5 (4,6)	4 (4,3)	6 (5,5)	2 (1,7)	83 (83,8)	(0,09)
1.7	10 (9,5)	0 (<0,01)	6 (5,6)	2 (1,9)	82 (82,9)	(0,07)
1.8	10 (9,8)	4 (4,5)	6 (4,5)	2 (1,5)	78 (79,6)	(0,04)

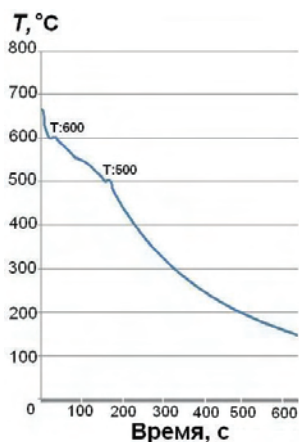
Кривые охлаждения, построенные методом прямого термического анализа, показывают, что температуры ликвидуса и некоторых других превращений достаточно близки к расчетным значениям (рис. 2.32). Однако температуры солидуса, когда формируется легкоплавкая фаза, на прямых термограммах не фиксируются, что можно объяснить недостаточным термическим эффектом.

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

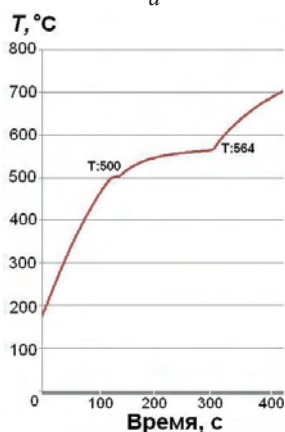
Металлографические исследования с помощью электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа позволили определить наличие различных фазовых составляющих (рис. 2.33–2.35). Основой всех экспериментальных сплавов является алюминиевая матрица. На границах дендритных ячеек располагаются частицы мягкой фазы, состоящей из олова и свинца. Однако температура солидуса, когда формируется оловянная фаза, на прямых термограммах не фиксируется, что можно объяснить недостаточным термическим эффектом олова и свинца (самая светлая область на СЭМ-изображениях), которая в литом состоянии имеет вид удлинённых прожилок (рис. 2.33, а, сплав № 1.1). В сплаве № 1.2 (рис. 2.33, б) помимо мягкой фазы видны включения Θ -фазы – соединения Al_2Cu . Остальные сплавы, № 1.3–№ 1.8, легированные кремнием от 2 до 10 %, характеризуются наличием эвтектических кристаллов – серых прожилок (рис. 2.33, 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 (рис. 2.33, з, е, з).



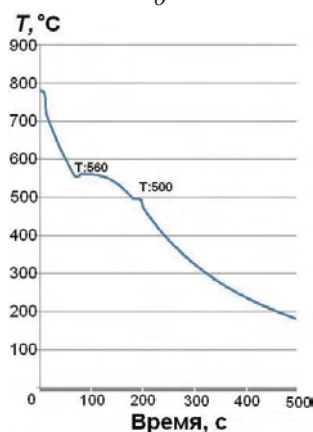
a



б



в



г

Рис. 2.32. Кривые нагрева (*a, в*) и охлаждения (*б, г*) экспериментальных сплавов № 1.6 (*a, б*) и № 1.8 (*в, г*)

Металлографические исследования показали, что наличие кремния в структуре алюминиевого сплава способствует образованию слабо разветвлённых зерен (Al), обрамленных по границам ячеек хрупкой сеткой крупных эвтектических кремниевых кристаллов, которые выглядят как объёмные древовидные ветвящиеся образования – дендриты [44, 45]. Это особенно заметно в сплавах с содержанием 5...10 % Si: сплавы № 1.5 – № 1.8 (рис. 2.33, д–з). Заметим, что, кремниевая фаза при использовании СЭМ практически не видна из-за близости атомных номеров Al и Si. Морфология же остальных фаз выделяется достаточно четко.

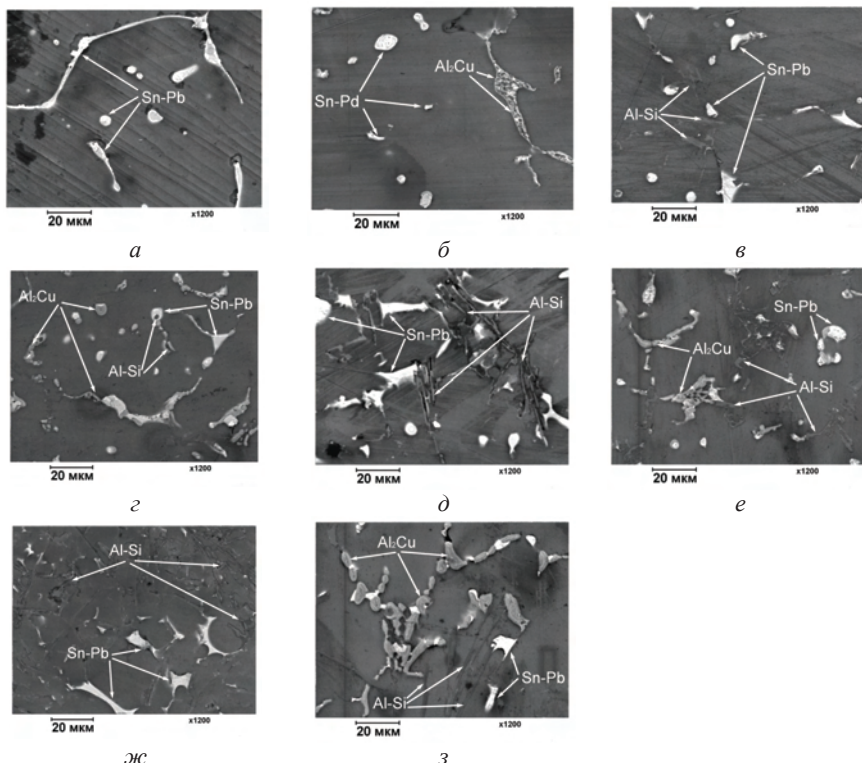


Рис. 2.33. Микроструктура исследуемых сплавов № 1.1 (*a*), № 1.2 (*б*), № 1.3 (*в*), № 1.4 (*г*), № 1.5 (*д*), № 1.6 (*е*), № 1.7 (*ж*) и № 1.8 (*з*) в исходном литом состоянии (СЭМ)

Отжиг меняет структуру сплавов, что связано прежде всего с оплавлением включений, содержащих олово и свинец. Известно, что избыточные фазы, лишь незначительно растворяющиеся в алюминии, в процессе термообработки способны к изменению морфологии [44, 45]. Так, мягкая фаза (Sn – Pb) после отжига сфероидизируется (т.е. принимает округлую форму), это хорошо прослеживается на рис. 2.34, *a*, сплав № 1.1. В процессе термообработки у эвтектического кремния степень приближения к сферической форме растет и наблюдается процесс коагуляции – укрупнения частиц в сплавах № 1.3 – 1.8 (рис. 2.34, *в–з*). В сплавах № 1.5 – 1.8 с большим количеством эвтектики кремниевая фаза становится более глобулярной (рис. 2.34, *д–з*).

На рис. 2.35 показаны микроструктура сплава № 1.2 и области проведения рентгеноспектрального химического анализа (при большем увеличении – $\times 2400$). Результаты проведенного анализа представлены выше в табл. 2.22 (элементный состав выделенных областей). Анализ рис. 2.35 и табл. 2.22 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 монокристаллическое химическое соединение темно-серого цвета (области 2 и 6).

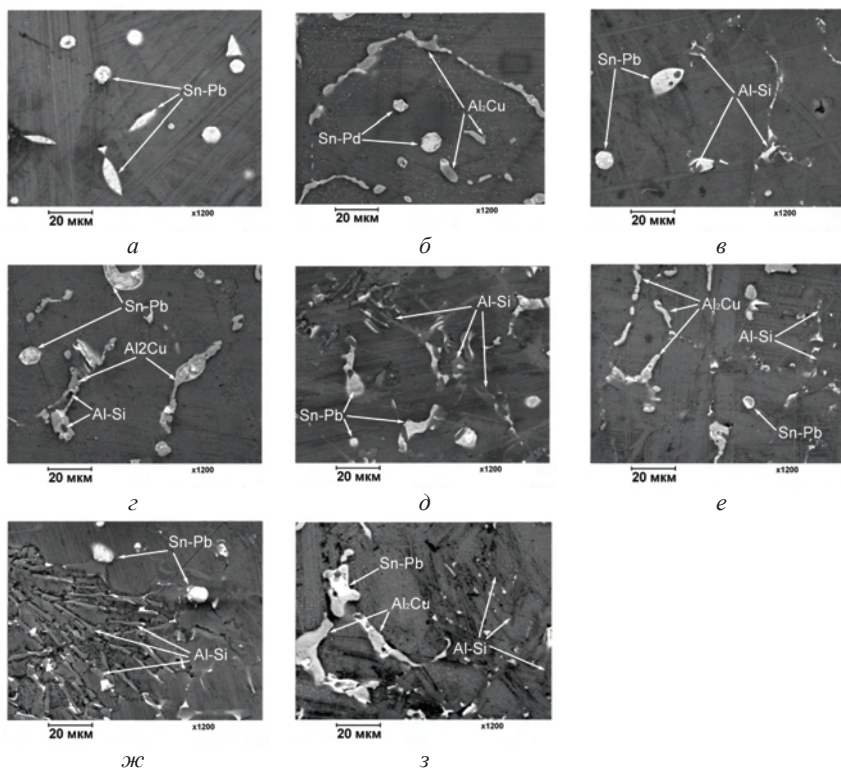


Рис. 2.34. Микроструктура исследуемых сплавов № 1.1 (а), № 1.2 (б), № 1.3 (в), № 1.4 (г), № 1.5 (д), № 1.6 (е), № 1.7 (ж) и № 1.8 (з) после отжига при 400 °С, СЭМ

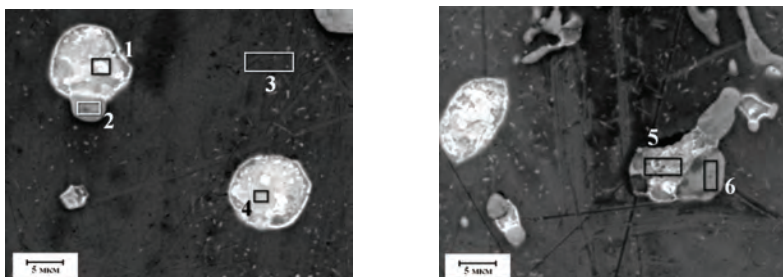


Рис. 2.35. Микрофотография поверхности сплава № 1.2, СЭМ (квадратами выделены области проведения микроанализа)

Таблица 2.22

Химический состав выделенных на рис. 2.35 областей сплава № 1.2

Номер исследуемого участка	Установленный химический состав, % масс.			
	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	100,00	–	–	–
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.

2.4.4. Сплавы системы Al–Cu–Si–Sn–Pb–Bi

Объектами исследований являлись отливки 13 алюминиевых сплавов, содержащие добавки меди, кремния, олова, свинца и висмута. Фактический химический состав экспериментальных сплавов (по данным спектрального анализа) представлен в табл. 2.23.

Для проведения прямого термоанализа использовался самодельный лабораторный стенд, состоящий из лабораторной печи, потенциометра КСП-4, соединительного провода, хромель-алюмелевых(ХА) термопар типа К и компьютера. Термопары защищались кожухом из алундовой соломки, для плавки использовался алундовый тигель.

Таблица 2.23

Химический состав исследованных сплавов

Маркировка сплава	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	—	—	«	0,03
2.3	4,93	4,29	5,59	1	<0,01	«	0,03
2.4	4,79	4,22	5,60	<0,01	3,14	«	0,02
2.5	4,75	4,18	5,68	1,01	1,7	«	0,02
2.6	4,87	3,94	—	<0,01	—	«	0,04
2.7	4,76	4,02	<0,01	0,3	<0,01	«	0,04
2.8	4,66	4,10	<0,01	<0,01	2,34	«	0,02
2.9	4,64	4,07	<0,01	0,72	1,15	«	0,02
2.10	<0,01	<0,01	21,35	<0,01	<0,01	«	0,03
2.11	4,99	<0,01	20,09	<0,01	<0,01	«	0,03
2.12	<0,01	4,58	19,00	<0,01	<0,01	«	0,03
2.13	10,41	<0,01	16,25	<0,01	<0,01	«	0,02

На основании результатов прямого термического анализа можно сделать вывод, что на данном лабораторном стенде невозможно определить температурные превращения в сплавах с малым содержанием легкоплавких компонентов. Температура солидуса в сплавах системы Al–Cu–Si–Pb мало зависит от наличия меди и кремния и практически совпадает с температурой плавления чистого свинца.

Кривые охлаждения и нагрева, построенные методом прямого термического анализа, представленные выше на рис. 2.32, 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 выявления необходимы более чувствительные методы, в частности дифференциальный термоанализ (ДТА).

Электропроводность образцов исследовалась с помощью вихревого структуроскопа марки ВЭ-26НП. Принцип работы структуроскопа основан на методе вихревых токов с использованием фазового способа обработки сигнала накладного вихретокового преобразователя. Диапазон измерений прибора 5...62 МСм/м. Допускаемая относительная погрешность 2 %.

Образцы для измерения имели одинаковую форму и размеры. Поверхность образцов была отшлифована. Для каждого образца прово-

дидась серия из пяти измерений. Помимо эталонов прибора использовался собственный эталон – отшлифованные образцы из алюминия марок А99 и А5Е. Каждое измерение проводилось по следующей схеме: эталон прибора – собственный эталон – исследуемый образец.

Так как электропроводность является сильной структурозависимой величиной, то для полного изучения процессов фазообразования изучалось влияние концентраций легирующих элементов и термообработки на значения электропроводности. Значения (среднее арифметическое) удельной электрической проводимости литых и закаленных образцов приведены в табл. 2.24.

Как известно, электропроводность алюминия растет с уменьшением количества примесей. Электропроводность снижается за счет элементов, которые входят в твердый раствор (в данном случае это Cu, Si), нерастворимые элементы снижают ее в меньшей степени (в частности, Sn, Pb, Bi).

Добавление меди сильно снижает электропроводность алюминия, что видно на примере сплавов № 2.10 и № 2.12. Добавки олова в количестве 6 % масс. приводят к снижению электропроводности алюминия на 5 % , что видно на примере сплава № 2.1 (рис. 2.36).

Таблица 2.24

Значения удельной электрической проводимости (УЭП) литых и термообработанных образцов

Маркировка сплава	Номинальный состав сплава	УЭП в литом состоянии, МСм/м	УЭП после ТО, МСм/м
А99	—	37,90	38,00
2.1	Al – 6 % Sn	35,72	34,94
2.2	Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu	20,25	16,20
2.3	Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb	20,40	19,05
2.4	Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Bi	20,80	19,95
2.5	Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – – 2 % Bi	20,95	18,15
2.6	Al – 5 % Si – 4 % Cu	20,45	20,45
2.7	Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb	22,00	20,30
2.8	Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Bi	21,60	20,30
2.9	Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi	22,00	20,35
2.10	Al – 20 % Sn	32,95	27,10
2.11	Al – 20 % Sn – 5 % Si	23,95	24,70
2.12	Al – 20 % Sn – 4 % Cu	24,50	19,90
2.13	Al – 20 % Sn – 10 % Si	19,40	21,65

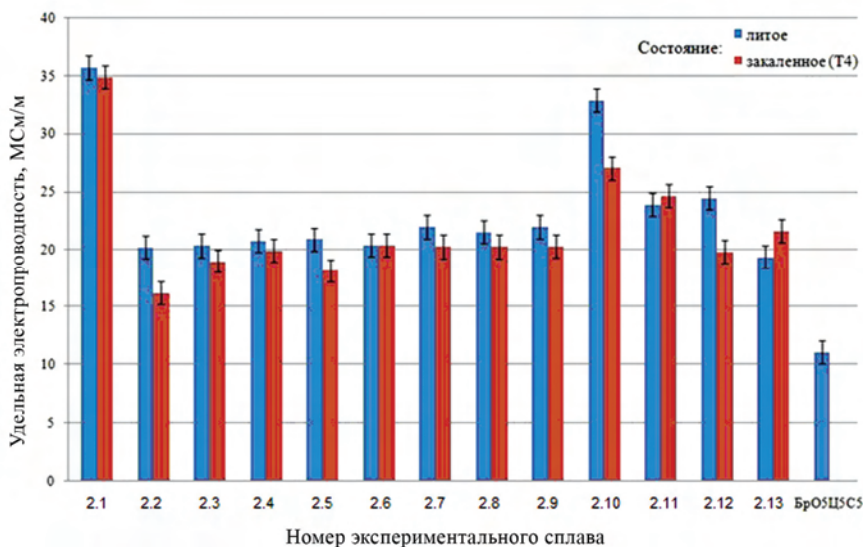


Рис. 2.36. Удельная электропроводность экспериментальных алюминиевых сплавов в сравнении с бронзой BrO5Ц5С5

Определение плотности производилось на лабораторных электронных весах HR-202i. Плотность каждого образца рассчитывали исходя из массы образца на воздухе и в жидкости (воде), а также плотности жидкости (воды).

Расчет производился по формуле

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

где $M_{\text{возд}}$ – масса образца на воздухе, г;

$M_{\text{в воде}}$ – масса образца в воде, г;

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

Плотность экспериментальных сплавов приведена в табл. 2.25. Из полученных значений следует, что 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

Сплав (маркировка и номинальный состав)	Рассчитанная плотность, г/см ³
A99 (эталон)	2,697
Zn (эталон)	7,138
№ 2.1 (Al – 6 % Sn)	2,759
№ 2.2 (Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu)	2,856
№ 2.3 (Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb)	2,870
№ 2.4 (Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Bi)	2,898
№ 2.5 (Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi)	3,489
№ 2.6 (Al – 5 % Si – 4 % Cu)	2,734
№ 2.7 (Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb)	2,712
№ 2.8 (Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Bi)	2,742
№ 2.9 (Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi)	2,775
№ 2.10 (Al – 20 % Sn)	3,045
№ 2.11 (Al – 20 % Sn – 5 % Si)	3,039
№ 2.12 (Al – 20 % Sn – 4 % Cu)	3,146
№ 2.13 (Al – 20 % Sn – 10 % Si)	3,035

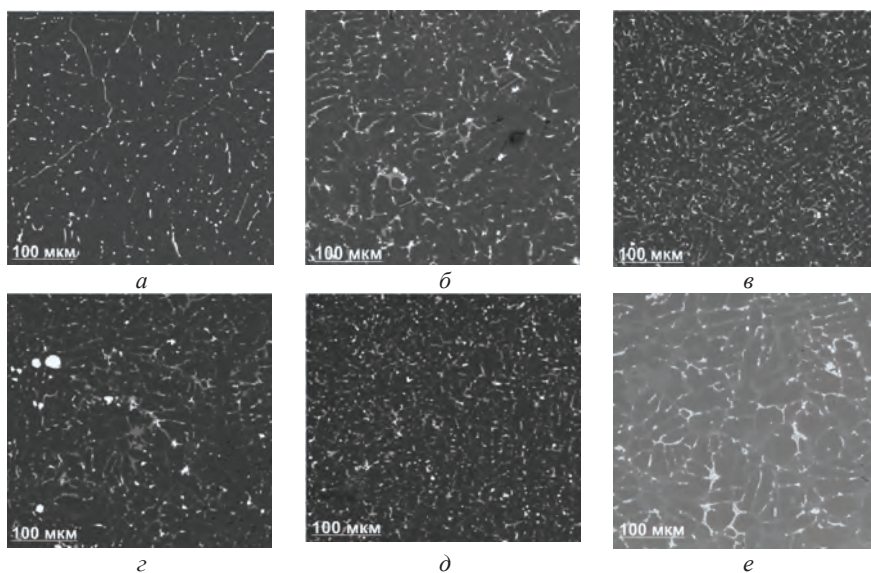


Рис. 2.37. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов в литом состоянии (СЭМ): *а* – Al – 6 % Sn; *б* – Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu; *в* – Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb; *г* – Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Bi; *д* – Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi; *е* – Al – 5 % Si – 4 % Cu

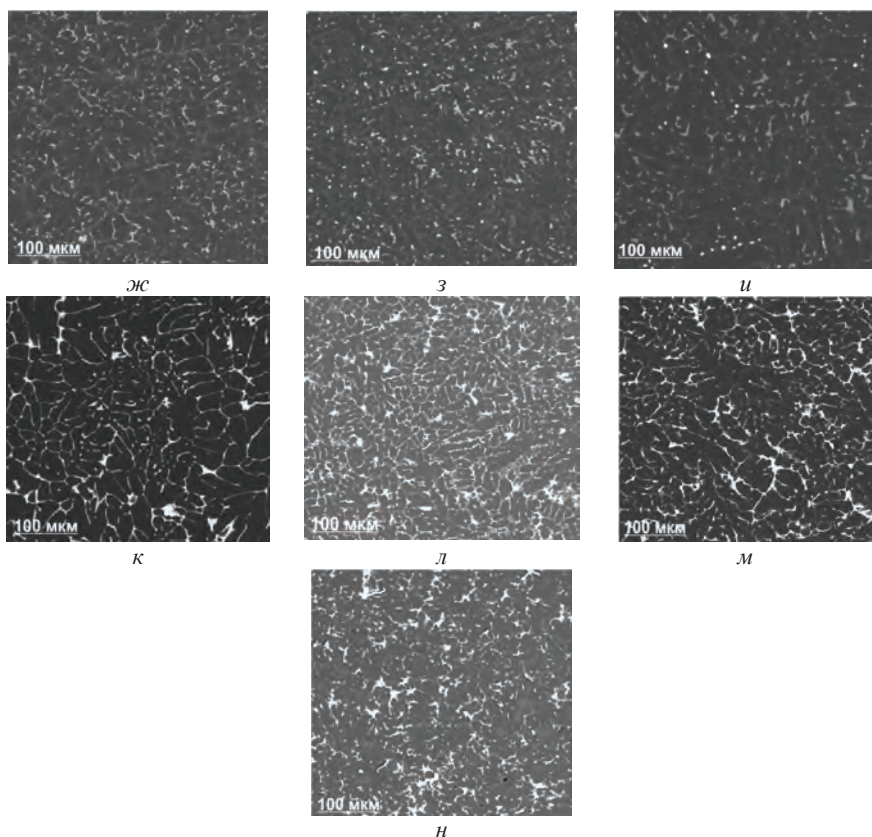


Рис. 2.37 (окончание). Микроструктура слитков экспериментальных сплавов в литом состоянии (СЭМ): *ж* – Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb;
з – Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Bi; *и* – Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi;
к – Al – 20 % Sn; *л* – Al – 20 % Sn – 5 % Si; *м* – Al – 20 % Sn – 4 % Cu;
н – Al – 20 % Sn – 10 % Si

Использование металлографического (ОМ и СЭМ) и микрорентгеноспектрального анализа позволяет выявить все фазы экспериментальных сплавов. В сплавах, содержащих олово, оловянная фаза имеет форму вытянутых прожилок, которые располагаются по границам дендритных ячеек первичных кристаллов алюминия (рис. 2.37, *а–д, к–н*).

В сплавах, содержащих медь, рядом с оловянной фазой располагаются включения фазы Al_2Cu (рис. 2.37, *б–е, и, з, м*), а в сплавах с кремнием (все сплавы кроме № 2.1, 2.10, 2.12) в структуре присутствуют эвтектические кристаллы кремниевой фазы (в сплаве № 2.13 также пер-

вичные кристаллы этой фазы). Следует отметить, что из-за близости атомных номеров Al и Si при использовании методик сканирующей электронной микроскопии кремниевая фаза практически не выявляется.

Отжиг при 500 °С с последующей закалкой существенно меняет структуру всех сплавов. Легкоплавкая составляющая приобретает глобулярную форму, поскольку в процессе нагрева происходит ее локальное оплавление, что значительно ускоряет диффузионные процессы, способствующие сфероидизации избыточных фаз. Включения, содержащие олово, свинец и висмут, располагаются по границам дендритных ячеек (Al) и имеют глобулярную форму. В сплавах, легированных медью, количество включений фазы Al_2Cu после проведения термической обработки существенно меньше, чем в литом состоянии. Это связано с тем, что большая часть меди при отжиге переходит в алюминиевый твердый раствор. Кремниевая фаза в сплавах, содержащих кремний, становится более глобулярной, а ее количество меняется незначительно по сравнению с литым состоянием.

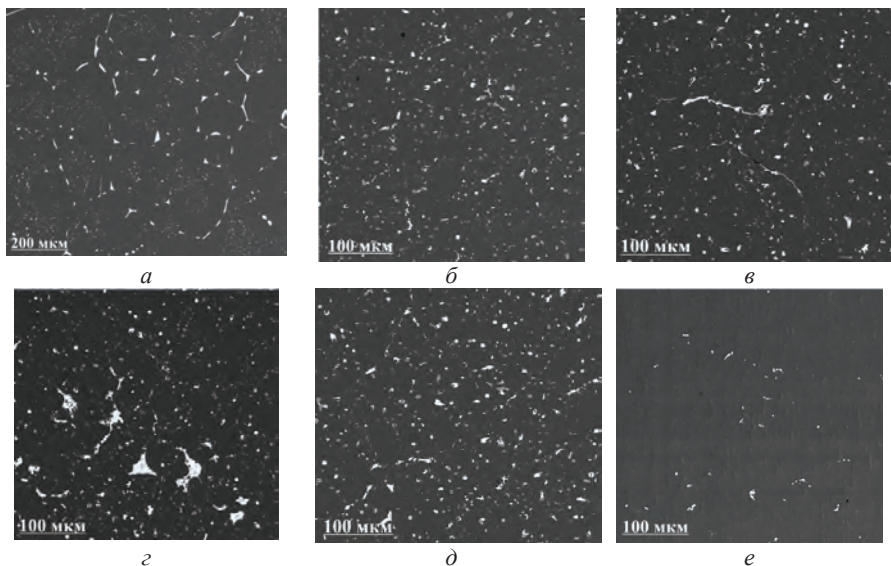


Рис. 2.38. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов после термической обработки (СЭМ): а – Al – 6 % Sn; б – Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu; в – Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb; г – Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Bi; д – Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi; е – Al – 5 % Si – 4 % Cu

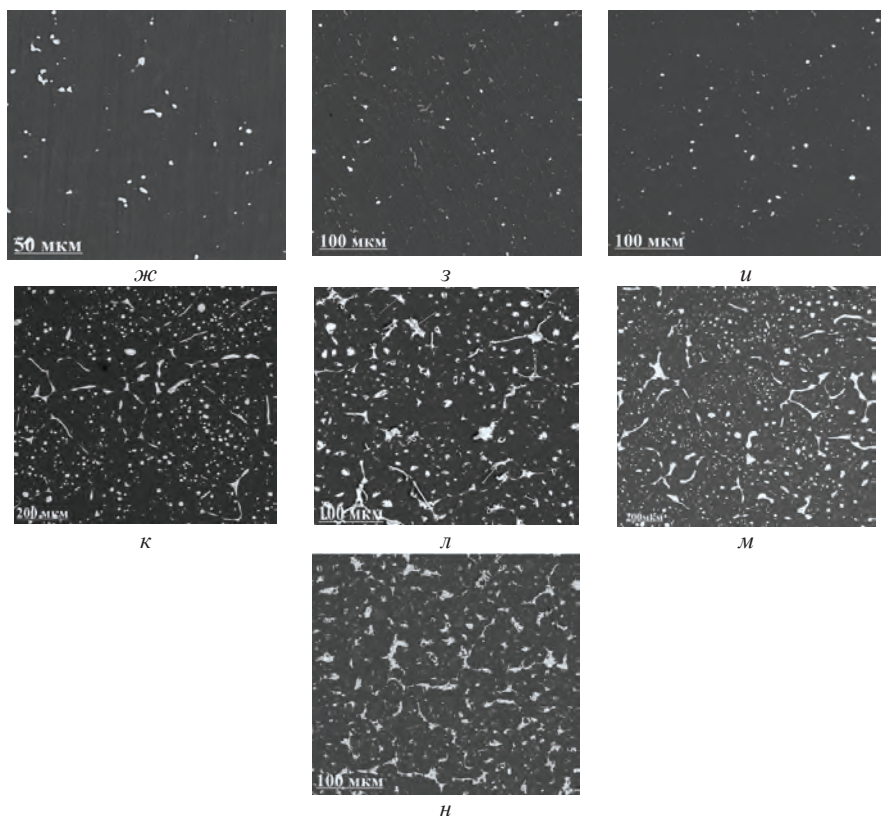


Рис. 2.38 (окончание). Микроструктура слитков экспериментальных сплавов после термической обработки (СЭМ): *жс* – Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb; *з* – Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Bi; *и* – Al – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi; *к* – Al – 20 % Sn; *л* – Al – 20 % Sn – 5 % Si; *м* – Al – 20 % Sn – 4 % Cu; *н* – Al – 20 % Sn – 10 % Si

Микроструктура слитков экспериментальных алюминиевых сплавов после термической обработки по следующему режиму: температура 500 °С, выдержка в течение 6 ч с последующей закалкой в воде, приведена на рис. 2.38.

В целом вышеприведенные результаты неплохо согласуются с расчетными данными (см. п. 2.3).

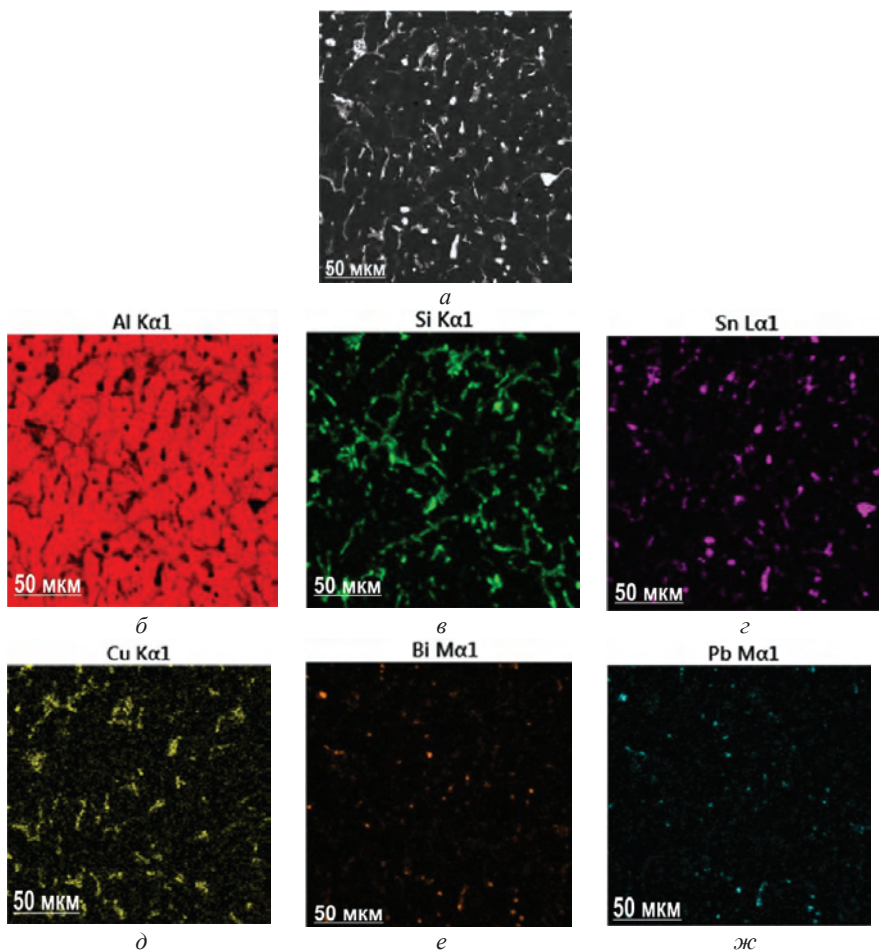


Рис. 2.39. Микроструктура слитков экспериментального сплава № 2.5 (Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi) в литом состоянии, результаты микрорентгеноспектрального анализа (СЭМ):
а – электронно-микроскопическое изображение; *б* – Al; *в* – Si; *г* – Sn;
д – Cu; *е* – Bi; *ж* – Pb

Для более надежной идентификации фаз используется микрорентгеноспектральный анализ (МРСА). Для определения состава какой-либо фазы обычно проводится до 5 независимых анализов в различных участках образца. Результаты микрорентгеноспектрального анализа на примере сплава № 2.5 (Al – 6 % Sn – 5 % Si – 4 % Cu – 2 % Pb – 2 % Bi) в виде карты распределения элементов для литого и

термообработанного состояний приведены на рис. 2.39 и 2.40 соответственно.

В процессе термообработки у эвтектического кремния степень приближения к сферической форме растёт и наблюдается процесс коагуляции – укрупнения частиц, что хорошо видно на рис. 2.40, *б*. Мягкая фаза (Sn – Pb) после отжига сфероидизируется. Олово, свинец и висмут практически нерастворимы 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 системы Sn–Bi–Pb.

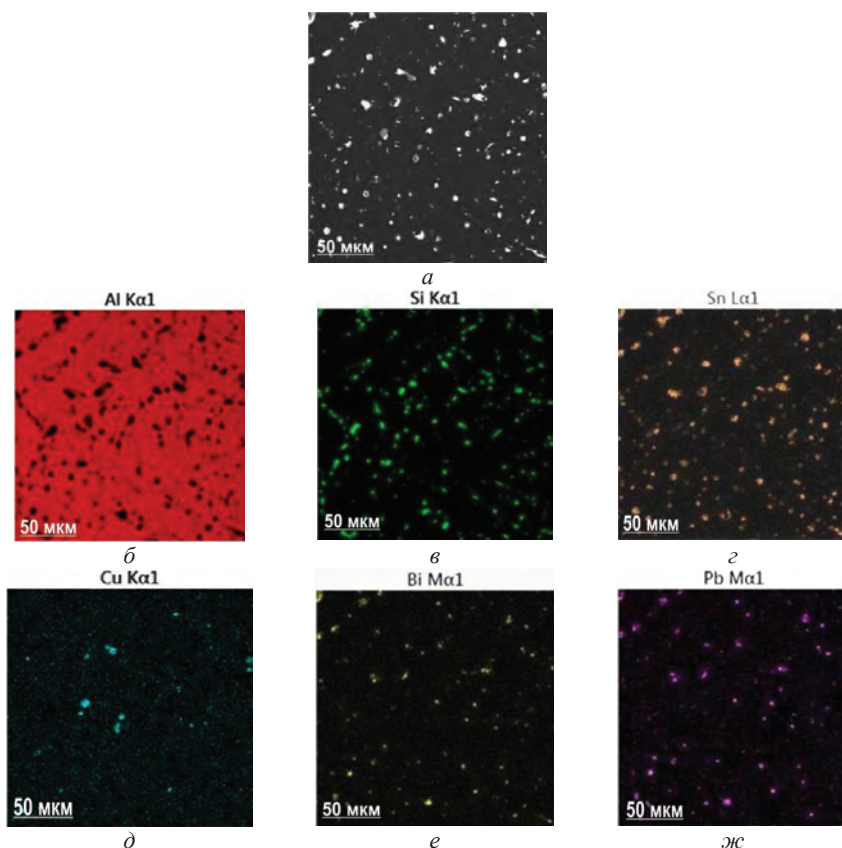


Рис. 2.40. Микроструктура слитка экспериментального сплава № 2.5 в литом состоянии, результаты микрорентгеноспектрального анализа (СЭМ):

а – электронно-микроскопическое изображение; *б* – Al; *в* – Si;

г – Sn; *д* – Cu; *е* – Bi; *жс* – Pb

Заключение

1. Рассмотрены двойные диаграммы алюминия с легкоплавкими металлами X (Sn, Pb, Bi, Zn, Cd, In). Во всех системах имеется эвтектическая реакция $L \rightarrow (Al) + (X)$, температура которой близка к температуре плавления X. В системах с Pb, Bi, Cd и In имеются купол расслоения жидкости и монотектическая реакция $L \rightarrow L_2 + (Al)$. Диаграмма с цинком характеризуется большой растворимостью последнего в (Al). Система Al–Sn представляется наиболее подходящей в качестве основы для антифрикционных алюминиевых сплавов: отсутствие области несмешиваемости жидкости и низкая растворимость олова в (Al). 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.

2. Рассмотрены тройные диаграммы алюминия с легкоплавкими металлами, медью и кремнием. В большинстве систем отмечено наличие четырехфазных монотектических реакций $L \rightarrow L_2 + (Al) + (Si)$, $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu$. С использованием программы Thermo-Calc рассчитаны параметры этих реакций.

3. 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. Установлено, что в данной системе в равновесии с алюминиевым твердым раствором могут присутствовать только фазы из двойных систем: Al_2Cu , (Si) и (X). Для систем Al–Cu–Si–Sn и Al–Si–Cu–Sn–Pb рассчитаны параметры пятифазного инвариантного превращения $L \rightarrow L_2 + (Al) + Al_2Cu + (Si)$.

4. Показано, что термообработка вызывает оплавление легкоплавкой составляющей, что приводит к формированию глобулярных включений. Структура этих включений формируется согласно диаграмме состояния системы Bi–Pb–Sn, поскольку растворимость алюминия, меди и кремния в данных легкоплавких металлах мала.

5. Достижение наилучшего баланса между эксплуатационными и технологическими свойствами многокомпонентных антифрикционных алюминиевых сплавов является не простой задачей, и для ее решения необходимо учитывать взаимосвязь между различными свойствами и параметрами структуры.

Библиографический список

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем [Текст] : справ. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 991 с.
2. Lu, Z.C. Improving wear performance of dual-scale Al – Sn alloys: The role of Mg addition in enhancing Sn distribution and tribolayer stability / Z.C. Lu, Y. Gao, M.Q. Zeng, M. Zhu // *Wear*. – 2014. – Vol. 309. – P. 216 – 225.
3. Хансен, М. Структуры двойных сплавов [Текст]: в 2 т. /М. Хансен, К. Андерко. – М. : Металлургиздат, 1962. – Т. 1, 2. – 1188 с.
4. Шанк, Ф.А. Структура двойных сплавов [Текст] / Ф.А. Шанк. – М.: Металлургия, 1973. – 760 с.
5. Kaban, I. Interfacial tension, wetting and nucleation in Al – Bi and Al – Pbmonotectic alloys / I. Kaban, M. Koehler, L. Ratke, W. Hoyer, N. Mattern, J. Eckert , A.L. Greer // *ActaMaterialia*. – 2011. – Vol. 59. – P. 6880–6889.
6. Вол, А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем [Текст] / А.Е. Вол. – М.: Физматгиз, 1959. – Т. 1. – 756 с.
7. Кузнецов, Г.М. / Г.М. Кузнецов, А.Д. Барсуков, Г.Б. Кривошеева // *Изв. АН СССР. Металлы*. – 1986. – № 5. – С. 198–200.
8. Kamal, Mustafa. Rapid Quenching of Liquid Aluminum-Indium-Bismuth Alloys / Mustafa Kamal, Abu-Bakr El-Bediwi, Mohammed Majeed Hameed // *International Journal of Engineering& Technology IJET-IJENS*. – Vol. 14. – № 4.
9. McAlister, A.J. Bull. Alloy Phase Diagrams // A.J. McAlister. – 1982. – Vol. 3. – № 2. – P. 172–177.
10. Дриц, М.Е. / М.Е. Дриц, Э.С. Каданер, Е.М. Падежнова // *Журнал неорганической химии*. – 1963. – Т. 8. – № 7. – С. 1661–1667.
11. Бочвар, О.С. Металловедение легких сплавов [Текст] : сб. статей / О.С. Бочвар, К.С. Походаев. – М. : Наука, 1965. – С. 88–92.
12. Mirkovic, D. Solidification paths of multicomponent monotectic aluminum alloys /D. Mirkovic, J. Groebner, R. Schmid-Fetzer // *ActaMaterialia*. – 2008. – Vol. 56. – P. 5214–5222.
13. Kaban, I. Effect of Cu and Sn on liquid – liquid interfacial energy in ternary andquaternary Al–Bi-based monotectic alloys / I. Kaban, W. Hoyer // *Materials Science and Engineering*. – 2008. – A 495. – P. 3–7.
14. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов [Текст] : пер. с англ. / Л.Ф. Мондольфо. – М. : Металлургия, 1979. – 483 с.

15. F. da Silveiraa, A. Microstructure of under-cooled Sn – Bi and Al – Si alloys / A.F. da Silveiraa, W.B. de Castroa,B.A. Lucianob, C.S. Kiminamic // Materials Science and Engineering. – 2004. – A 375 – 377. – P. 473 – 478.
16. Abd El-Salama, F. Thermally induced structural and mechanical variations in ternary Al – Si based alloys / F. Abd El-Salama, A.M. Abd El-Khaleka, R.H. Nadaa, L.A. Wahabb, H.Y. Zahran // Materials Science and Engineering. – 2009. – A 527. – P. 281 – 286.
17. Dai, R. Liquid immiscibility and core-shell morphology formation in ternary Al – Bi – Sn alloysR. Dai, J.F. Zhang, S.G. Zhang, J.G. Li// Materials charact erization. – 2013. – Vol. 81. – P. 49–55.
18. Costa, T.A. Monotectic Al–Bi–Sn alloys directionally solidified: Effects of Bi content, growth rate and cooling rate on the microstructural evolution and hardness / T.A. Costa, E.S. Freitas, M. Dias, C. Brito, N. Cheung, A. Garcia // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 653. – P. 243–254.
19. Mirkovi, D. Liquid demixing and microstructure formation in ternary Al – Sn – Cu alloys / D. Mirkovi, J. Gröbner, R. Schmid-Fetzer // Materials Science and Engineering. – 2006. – Vol. A 487. – P. 456–467.
20. Kotadia, H.R. Solidification of Al–Sn–Cu Based Immiscible Alloys under Intense Shearing / H.R. Kotadia, E. Doernberg, J.B. Patel, Z. Fan, and R. Schmid-Fetzer // Metallurgical and materials transactions a, published online. – 2009.
21. Kotadia, H.R. Solidification Behaviour of Al – Sn – Cu Immiscible Alloys and Al – Si Cast Alloys Processed under Intensive Shearing / H.R. Kotadia.
22. Kotadia, H.R. Solidification of Al – Sn – Cu Based Immiscible Alloys under Intense Shearing / H.R. Kotadia, E. Doernberg, J.B. Patel, Z. Fan, R. Schmid-fetzer // The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2009.
23. Miettinen, J. Thermodynamic Description of the Cu – Al – Sn System in the Copper-Rich Corner / J. Miettinen // Metallurgical and materials transactions a 1648. – 2002. – Vol. 33a.
24. Nie, J.F. Strengthening of an Al–Cu–Sn alloy by deformation-resistant precipitate plates / J.F. Nie, B.C. Muddle // ActaMaterialia. – 2008. – Vol. 56. – P. 3490–3501.
25. Kotadia, H.R. A comparative study of ternary Al – Sn – Cu immiscible alloys prepared by conventional casting and casting under high-intensity ultrasonic irradiation / H.R. Kotadia, A. Das, E. Doernberg,

R. Schmid-Fetzer // Materials Chemistry and Physics. – 2011. – 131. – P. 241–249.

26. Bertelli, M.F. Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified Al – Sn – (Si;Cu) alloys / M.F. Bertelli, C. Brito, I.L. Ferreira, G. Reinhart, H. Nguyen-Thi, N. Mangelinck-Noël, N. Cheung, A. Garcia // Materials and Design. – 2015. – Vol. 72. – P. 31–42.

27. Agarwala, V. A study on the development and wear characteristics of rheocast Al – 5Cu – 2Pb alloy and Al – 5Cu/Pb – 18Sn wire composites / V. Agarwala, K.G. Satyanarayana, R.C. Agarwala, G. Rajnish // Materials Science and Engineering. – 2002. – Vol. A327. – P. 186–202.

28. An, J. Improvement of the wear behavior of stircast Al – Si – Pb alloys by hot extrusion / J. An, C. Dong, Q.Y. Zhang // Tribology International. – 2003. – № 36. – P. 25–34.

29. An, J. The influence of Pb on the friction and wear behavior of Al – Si – Pb alloys / J. An, Y.B. Liu, Y. Lu // Materials Science and Engineering. – 2004. – A 373. – P. 294–302.

30. An, J. Dry sliding wear behavior of hot extruded Al – Si – Pb alloys in the temperature range 25–200 °C / J. An, Y.B. Liu, Y. Lu, Q.Y. Zhang, C. Dong // Wear. – 2004. – Vol. 256. – P. 374–385.

31. Pathakhttp, J.P. Antiseizure and antifriction characteristics of Al – Si – Pb alloys / J.P. Pathakhttp, H. Torabian, S.N. Tiwari // Wear. – 1997. – Vol. 202. – Issue 2. – P. 134.

32. Mittal, R. Wear Behavior of Disk Shape Spray Formed Al–Si–Pb Alloys / R. Mittal, A. Tomar, D. Singh// Submitted. published online November 27, 2013.

33. Noskova, N.I. Microstructure and tribological properties of Al–Sn, Al–Sn–Pb, and Sn–Sb–Cu alloys subjected to severe plastic deformation / N.I. Noskova, L.G. Korshunov, A.V. Korznikov // Translated from Metallovedeniyei Termicheskaya Obrabotka Metallov. – 2008. – № 12. – P. 34–40.

34. Bhattacharya, V. Melting of multiphase nano-scaled particles embedded in Al matrix: Case of Pb–Sn and Bi–Sn alloys / V. Bhattacharya, K. Chattopadhyay // Materials Science and Engineering. – 2007. – A 449, 451. – P. 1003–1008.

35. Yuana, G.G. Study on crystallization and microstructure for new series of Al–Sn–Si alloys / G.G. Yuana, Z.J. Lia, Y.X. Lou // Materials Science and Engineering. – 2000. – Vol. A280. – P. 108–115.

36. Kose, A. Development of Lead-Free Al–Sn–Si Alloy Bearing for Recent Automotive Engines / A. Kose, M. Koushima, T. Ukai, Y. Kawashima, K. Zushi.

37. Kong, C.J. The microstructures of a thermally sprayed and heat treated Al – 20 wt. % Sn – 3 wt. % Si alloy / C.J. Kong, P.D. Brown, S.J. Harris, D.G. McCartney// Materials Science and Engineering. – 2005. – A 403. – P. 205–214.

38. Hatchard, T.D. The amorphous range in sputtered Si–Al–Sn films / T.D. Hatchard, J.R. Dahn, S. Trussler, M. Fleischauer, A. Bonakdarpour, J.R. Mueller-Neuhaus, K.C. Hewitt// Thin Solid Films. – 2003. – Vol. 443. – P. 144–150.

39. Karlik, M. Characterisation of Al–Cu and Al–Mg–Si Free-Cutting Alloys / M. Karlik, J. Faltus, J. Nejezchlebova, P. Haušild, P. Hrcuba // Materials Science Forum. – 2014. – Vols. 794–796. – P. 1181–1186.

40. Белов, Н.А. Диаграммы состояния тройных и четверных систем [Текст] : учеб. пособие для вузов / Н.А. Белов. – М. : МИСиС, 2007. – 360 с.

41. www.thermocalc.com (информация на сайте, дата обращения 25.11.2015).

42. Guang, R. Formation of nanocrystalline and amorphous phase of Al–Pb–Si–Sn–Cu powder during mechanical alloying / R. Guang, Z. Jing-En, X. Shengqi, L. Pengliang // Materials Science and Engineering. – 2006. – A 416. – P. 45–50.

43. Kaufman, J.G. Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications / J.G. Kaufman, E.L. Rooy. – Materials Park, ASM International, 2004. – 340 p.

44. Золоторевский, В.С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов [Текст] / В.С. Золоторевский, Н.А. Белов – М. : МИСиС, 2005. – 376 с.

45. Белов, Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов [Текст]/ Н.А. Белов. – М. : Изд. Дом МИСиС, 2009. – 392 с.

ГЛАВА 3. ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

3.1. Триботехнические испытания алюминиевых сплавов

В свое время М.М. Хрущов, 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» – такой установкой является сам двигатель.

Однако конструктивное разнообразие реальных трибосопряжений и условий их работы неизбежно привело к необходимости разработки множества схем трения, их классификаций и методик испытаний, которые постоянно совершенствуются.

Основными классификационными признаками, использовавшимися различными авторами (М.М. Хрущов, А.К. Зайцев, Д.В. Конвисаров и др.) [1, 2, 3] 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. 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. Хрущов подчеркивал, что при тех разнообразных требованиях, которым одновременно должен удовлетворять антифрикционный высококачественный материал, его оцен-

ка не может быть сколько-нибудь обоснованно сделана в результате только металлографического анализа и стандартных испытаний на твердость, сжатие и растяжение. Для полной оценки необходимы также особые механические испытания с целью 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 (в результате перегрева, перерывов в подаче смазки 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, понижается температура на этих участках, что создает лучшие условия для смазки.

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

3.1.1. Критерии оценки работоспособности подшипниковых материалов

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

Серия экспериментов, проведенных автором [4] по схеме «вал – вкладыш» со ступенчатым нагружением на ряде экспериментальных сплавов (свинцовистая бронза, баббиты, в том числе SAE14, экспериментальный алюминиевый сплав с 0,34 % Sb), показали, что по мере того как в процессе испытания уменьшалась шероховатость рабочей поверхности, переход к резкому повышению коэффициента

трения сдвигался в сторону более высоких значений удельного давления.

Испытания, проведенные во ВНИИЖТ по аналогичной схеме на ряде экспериментальных алюминиевых сплавов в сравнении со стандартной свинцовистой бронзой BrO4Ц4C17 в условиях обедненной смазки (две капли дизельного масла марки M14B_2 в минуту), показали, что выбором и оптимизацией соотношения мягкой структурной составляющей и упрочнителя можно существенно (в 2–3 раза) сдвинуть порог задиристости в сторону больших значений контактного давления [5].

Следует отметить большую трудоемкость подобного рода практически натурных испытаний, поскольку каждый из экспериментов проводится при постоянной нагрузке до наработки достоверно измеряемого 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 (HB , $\sigma_{\text{в}}$, δ_0 , KCU), которые обусловлены объемными, а не поверхностными свойствами материалов [6]. Из них лишь твердость и пластичность имеют некоторое отношение к задиристости, поскольку характеризуют прирабатываемость материала и способность его поглощать абразивные частицы. Прочностные же характеристики в большей мере обуславливают способность материала сопротивляться усталостному выкрашиванию, а ударная вязкость (KCU , $\text{кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$) 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 KCU вполне возможен их 3–4-кратный разброс.

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

В этом отношении известен ряд методов определения задиристости именно поверхностных слоев. В частности, А.П. Семеновым был разработан способ определения силы (коэффициента) трения методом перекрещивающихся цилиндров [7], 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 [8] был предложен способ и разработан прибор для определения фрикционных свойств подшипниковых материалов по критерию тангенциальной прочности адгезионной связи (сдвиговому сопротивлению τ) в зависимости от нормальных напряжений. Ими получен большой экспериментальный материал по сдвиговой прочности молекулярной связи различных материалов со сталью ШХ15 в условиях трения как со смазкой, так и без нее.

Согласно положению И.В. Крагельского о видах фрикционных связей [9], процесс схватывания развивается во времени, проходя несколько стадий: от упругого взаимодействия через пластическое оттеснение и микрорезание, 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 адгезионной прочности (τ/σ_r) и соответствующего ему относительного внедрения (h/R).

Обширный эксперимент по определению противозадирной стойкости ряда материалов по следующему критерию (так называемому порогу внешнего трения) был выполнен А.П. Дорошуком [9]. Эксперимент основывался на внедрении сферического индентора, скользящего по поверхности плоского шлифованного образца, установленного наклонно 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 задиристости различных материалов (стали, медных сплавов, полимеров, покрытий), 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 табл. 3.1 представлена выборка экспериментальных данных, полученных авторами [9] по описанной выше 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). Очевидно, что поскольку относительное внедрение h/R при задира больше, чем при микрорезании, то и τ и f будут изменяться пропорционально 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 определен, при трении со смазкой или без. Иными словами, если задиристость материала высока при трении без смазки, то она останется сравнительно высокой и при наличии смазки.

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

Таблица 3.1

Результаты эксперимента по определению порога внешнего трения подшипниковых материалов [9]

Материал	НВ	h/R			τ , кг/мм ²			f		
		Со смазкой			Со смазкой			Со смазкой		
		Без смазки	Вазелиновое масло	ЦИАТИМ 203	Без смазки	Вазелиновое масло	ЦИАТИМ 203	Без смазки	Вазелиновое масло	ЦИАТИМ 203
Ст. 45	183	0,004	0,05	0,10	27,00	23,80	25,6	0,27	0,13	0,140
		0,005	0,07	0,12	33,00	30,60	28,4	0,28	0,20	0,155
ЛС59-1	90	0,005	0,10	–	17,10	13,50	–	0,19	0,15	–
		0,010	0,13	–	22,50	18,00	–	0,25	0,20	–
БрАЖ 9-4	101	0,020	0,15	–	16,15	15,15	–	0,16	0,15	–
		0,040	0,18	–	22,20	17,20	–	0,22	0,17	–

Примечание. Нижняя строка в каждой графе соответствует задиру.

В соответствии с вышеизложенным представляется возможным и целесообразным служебные свойства триботехнических материалов оценивать по результатам не только традиционных триботехнических испытаний, но и приборных методов определения свойств непосредственно поверхностных слоев, в частности методов микротвердости и склерометрии. Это позволит обеспечить предварительный отбор перспективных экспериментальных сплавов для дальнейших испытаний и тем самым существенно сократить трудоемкость испытаний.

3.1.2. Средства и методы исследования механических свойств антифрикционных алюминиевых сплавов

Для определения механических свойств и разработки методики склерометрирования были представлены две партии (1 и 2) экспериментальных сплавов системы Al–Si–Cu–Sn–Pb, что обосновывается результатами работ [10, 11]. В отличие от последних в данном разделе рассматриваются сплавы на основе алюминия повышенной чистоты. Образцы для исследований изготавливались из литейных сплавов, химический состав которых представлен в разд. 2. Сплавы выплавлялись на основе алюминия А99 (ГОСТ11069–2001) с добавлением легирующих элементов.

Твердость и микротвердость

Микротвердость сплавов измерялась на микротвердомере Shimadzu HNMV-2000 (Япония).

В табл. 3.2 приведены данные по микротвердости образцов из сплавов 1-й партии в исходном (литом) и термообработанном (отжиг при $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$) состоянии. Относительная ошибка ее определения при 3-кратной повторности не превысила 15 %. Обращает на себя внимание тот факт, что если микротвердость основы (Al–Sn–Pb) после отжига практически не изменилась (уменьшилась примерно на 10 %), то легирование сплава медью и кремнием снижает микротвердость на 20...35 %.

Таблица 3.2

Микротвердость образцов из сплавов 1-й партии в исходном (литом) и термообработанном (отжиг при $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$) состоянии

Номер сплава	Микротвердость HV	
	Литые образцы	Термообработанные образцы
№ 1.1 (Al – 5,8 % Sn – 1,4 % Pb)	21	19
№ 1.2 (Al – 4,2 % Cu – 5,6 % Sn – 2 % Pb)	52	40
№ 1.3 (Al – 1,8 % Si – 5,7 % Sn – 1,6 % Pb)	37	24
№ 1.4 (Al – 1,8 % Si – 4,2 % Cu – 6,1 % Sn – 1,1 % Pb)	55	43
№ 1.5 (Al – 4,5 % Si – 5,4 % Sn – 1,9 % Pb)	44	35
№ 1.6 (Al – 4,6 % Si – 4,3 % Cu – 5,5 % Sn – 1,7 % Pb)	66	50
№ 1.7 (Al – 9,5 % Si – 5,6 % Sn – 1,9 % Pb)	57	41
№ 1.8 (Al – 9,8 % Si – 4,5 % Cu – 4,5 % Sn – 1,5 % Pb)	74	59

Твердость сплавов 2-й партии определялась по Бринеллю согласно ГОСТ 9012–59.

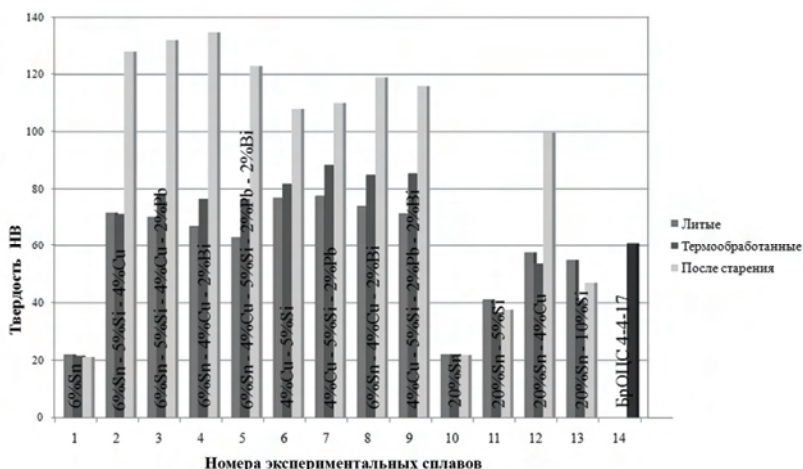


Рис. 3.1. Зависимость твердости от вида термообработки (партия 2)

Оказалось, что твердость медесодержащих сплавов (№ 2.2–2.9, 2.13) 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 ($T = 175\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 6\text{ ч}$) их твердость дополнительно возрастает на 40...80 % до 100...135 НВ (рис. 3.1). Это согласуется с известными данными о том, что добавка меди или кремния в пределах до 12 % почти линейно увеличивает твердость сплава, которая практически не зависит от температуры испытания твердости вплоть до $T = 100\text{...}125\text{ }^{\circ}\text{C}$ [12].

Склерометрия алюминиевых сплавов

Склерометрия образцов из сплавов 1-й партии. Склерометрирование проводилось на скретч-тестере REVETEST фирмы CSM (Швейцария) с переменной глубиной царапания. Схема тестера приведена на рис. 3.2.

При этом алмазный конусный индентор был заменен стальным сферическим индентором.

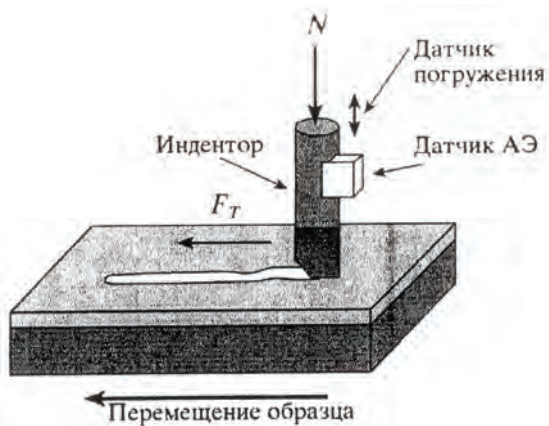


Рис. 3.2. Схема испытания на скретч-тестере

Условия испытаний:

- индентор – шарик диаметром 6 мм ($R = 3$ мм) из стали 100Cr6 (аналог стали ШХ15);
- максимальная нагрузка 90 Н;
- скорость нагружения 89,1 Н/мин;
- длина царапины 5 мм;
- скорость скольжения $v = 5$ мм/мин.

В процессе эксперимента регистрировалась зависимость коэффициента трения по длине царапины (рис. 3.3).

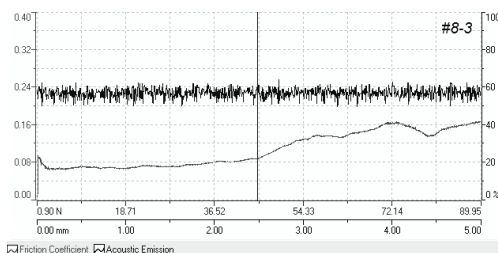


Рис. 3.3. Склерограмма исследуемого сплава

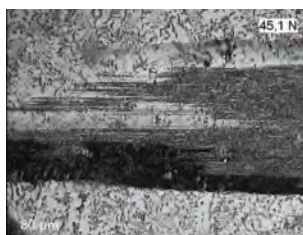


Рис. 3.4. Царапины (микрорезание) при скольжении сферического индентора по поверхности исследуемого Al сплава № 1.8 ($R = 3$ мм, $N = 45,1$ Н, $v = 5$ мм/мин)

Из графика на рис. 3.3 следует, 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. 3.4) и отсчет 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 аналогичным показателям бронзы.

Напряжение, соответствующее началу процесса микрорезания, $\sigma_{мкр}$, определялось из выражения

$$\sigma_{мкр} = \frac{N_{кр}}{A_p} = \frac{4N_{кр}}{\pi b^2}, \quad (3.1)$$

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

A_p – площадь проекции сферического отпечатка, диаметр которого равен ширине царапины b .

Глубина царапины в этом сечении определялась из геометрических соотношений как

$$h = R - \sqrt{R^2 - \frac{b^2}{4}}, \quad (3.2)$$

где R – радиус индентора, $R = 3$ мм.

Склерометрия образцов из сплавов 2-й партии. При проведении склерометрических исследований образцов из экспериментальных алюминиевых сплавов 2-й партии было принято во внимание то обстоятельство, что, как отмечалось многими исследователями [13 – 15], характер и размеры царапины зависят не только от свойств материала, но и от условий царапания, в частности от типа индентора и глубины его погружения. Отмечалось также, что для склонных к упрочнению материалов в зависимости от этих условий наблюдаются царапины разного типа: выдавленные, образующиеся при пластическом деформировании материала без отделения частиц, и вырезанные, образующиеся при отделении стружки в процессе резания.

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

Эксперименты О'Нейля [16] по исследованию микротвердости алюминия царапанием полусферическим индентором (диаметром $d = 1,0$ мм) также подтвердили наличие наклепа.

Как было показано в дальнейшем [17], столь противоречивые результаты обусловлены сложной природой самого процесса царапания. Дело в том, что царапание малопластичных материалов острым наконечником (конус с углом $\varphi = 90...120^\circ$, 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 объем удаляется, то и предварительный наклеп материала мало влияет на ширину царапины. Было также показано, что ширина макроцарапины, нанесенной 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 [14, 15] было рекомендовано принимать в расчет не только нормальные, но и сдвиговые напряжения, которые более чувствительны к наклепу.

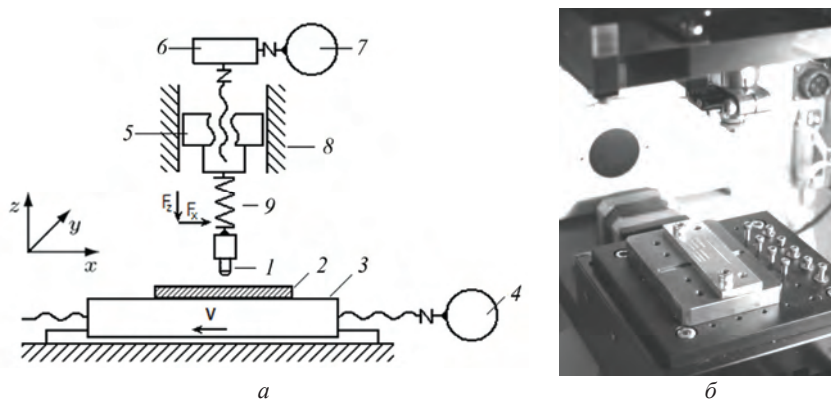


Рис. 3.5. Принципиальная схема (а) и общий вид (б) трибометра с закрепленной на столике пластиной со следами выдавленных на ней царапин

В соответствии с изложенным выше склерометрическое исследование испытуемых образцов второй экспериментальной партии алю-

миниевых сплавов проводилось по ранее изложенной методике, но с регистрацией также и сдвигового усилия на трибометре УМТ-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 рис. 3.5.

Контробразец-пластина 2 неподвижно закреплена на предметном столике 3, поступательное движение которого осуществляется приводом 4. Сферический индентор 1 закреплён 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-компонентный датчик, предназначенный для измерения действующих на образцы нормальной силы и силы трения (N и F_T соответственно). 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 смещает 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 с $d = 4$ мм, для образца из сплава № 2.2 – $d = 1,5$ мм;
- максимальная нагрузка 190 Н;
- скорость нагружения 30 Н/мин;
- длина царапины 30 мм;
- скорость скольжения $v = 5$ мм/мин.

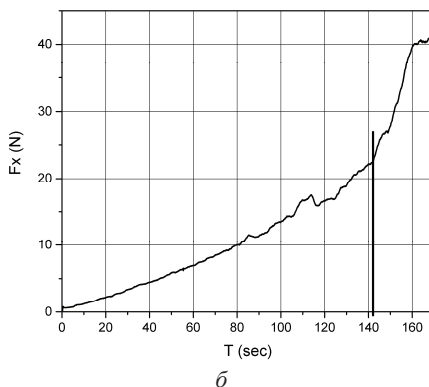
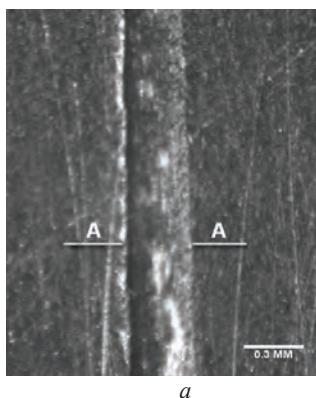


Рис. 3.6. Переход упруго-пластического контакта в микрорезание:
 а – граница переходной зоны; б – скачкообразное изменение
 сдвигового усилия (F_x)

На рис. 3.6 представлен вид в плане участка царапины с визуально определяемой границей (сечение А–А) обнажения ювенильной поверхности сплава и характерное для этого момента скачкообразное изменение сдвигового усилия (F_x), полученное с помощью трибометра UMT-3.

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

Результаты склерометрирования образцов из сплавов партий 1 и 2 приведены в сводной табл. 3.3.

Таблица 3.3

Сводная таблица результатов склерометрии образцов из сплавов партий 1 и 2

Номер сплава	Состав сплава	НВ	Критическая нагрузка N , кг	Коэффициент трения	Царапина		Контактное напряжение микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$, кг/мм ²	τ , кг/мм ²	τ/σ_T	h/R
					Ширина b , мм	Глубина h , мкм				
Испытания сплавов партии 1										
1.1*	Al – 5,8 % Sn – 1,4 % Pb	19	4,76	0,07	0,90	34	7,5	–	–	0,0100
1.2*	Al – 4,2 % Cu – 5,6 % Sn – 2 % Pb	40	4,70	0,05	0,65	18	14,2	–	–	0,0060
1.3*	Al – 1,8 % Si – 5,7 % Sn – 1,6 % Pb	24	6,60	0,04	0,89	34	10,4	–	–	0,0100
1.4*	Al – 1,8 % Si – 4,2 % Cu – 6,1 % Sn – 1,1 % Pb	43	6,17	0,05	0,68	19	17,0	–	–	0,0060
1.5*	Al – 4,5 % Si – 5,4 % Sn – 1,9 % Pb	35	3,38	0,07	0,58	14	12,8	–	–	0,0040
1.6*	Al – 4,6 % Si – 4,3 % Cu – 5,5 % Sn – 1,7 % Pb	50	7,20	0,05	0,66	18	21,0	–	–	0,0060
1.7*	Al – 9,5 % Si – 5,6 % Sn – 1,9 % Pb	41	4,00	0,07	0,42	8	13,3	–	–	0,0050
1.8*	Al – 9,8 % Si – 4,5 % Cu – 4,5 % Sn – 1,5 % Pb	57	4,50	0,09	0,55	13	19,0	–	–	0,0040
Испытания сплавов партии 2										
2.1	Al – 5,8 % Sn	21,1	6,20	0,36	0,66	24	17,9	12,8	0,72	0,0120
2.2	Al – 5,2 % Sn – 5,1 % Si – 4,1 % Cu ($d = 1,5$ мм)	128,0	4,78	0,19	0,23	7	120	46,3	0,38	0,0088
2.3	Al – 5,6 % Sn – 4,9 % Si – 4,3 % Cu – 1 % Pb	132,0	12,60	0,16	0,36	6	127	40,4	0,32	0,0029
2.4	Al – 5,6 % Sn – 4,8 % Si – 4,2 % Cu – 3,1 % Bi	135,0	12,50	0,17	0,35	6	130	43,9	0,34	0,0029

Окончание табл. 3.3

Номер сплава	Состав сплава	НВ	Критическая нагрузка N_c , кг	Коэффициент трения	Царапина		Контактное напряжение микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$, кг/мм ²	τ , кг/мм ²	τ/σ_T	h/R
					Ширина b , мм	Глубина h , мкм				
2.5	Al – 5,7 % Sn – 4,8 % Si – 4,2 % Cu – 1,0 % Pb – 1,7 % Bi	123,0	15,20	0,16	0,40	9	118,6	37,0	0,31	0,0045
2.6	Al – 4,9 % Si – 3,9 % Cu	108,0	8,15	0,17	0,37	8	74,2	24,6	0,33	0,0042
2.7	Al – 4,8 % Si – 4,0 % Cu – 0,3 % Pb	110,0	10,20	0,17	0,40	8	80,6	26,6	0,33	0,0042
2.8	Al – 4,7 % Si – 4,1 % Cu – 2,3 % Bi	123,0	12,30	0,14	0,36	6	119	34,6	0,28	0,0028
2.9	Al – 4,6 % Si – 4,1 % Cu – 0,7 % Pb – 1,1 % Bi	116,0	12,00	0,13	0,42	8	88,8	23,7	0,27	0,0040
2.10	Al – 21,3 % Sn	21,9	1,80	0,28	0,34	6	20	11,4	0,57	0,0032
2.11	Al – 20,1 % Sn – 5,0 % Si	37,6	6,53	0,18	0,50	15	33	12,2	0,37	0,0074
2.12	Al – 19 % Sn – 4,6 % Cu	99,7	4,37	0,11	0,25	3	90,5	20,3	0,22	0,0013
2.13	Al – 16,3 % Sn – 10,4 % Si	47,0	2,70	0,25	0,27	4	46,5	23,1	0,50	0,0022
Бронзовый сплав										
14	BrO4Ц4C17* ($d = 6$ мм)	59,0	7,10	0,11	0,64	17	24,2	23,8	0,50	0,0060

* Испытания были выполнены в Лаборатории функциональных поверхностей НИТУ МИСиС.

Результаты склерометрии исследованных образцов

Анализ данных, полученных на образцах из сплавов 1-й партии, показывает, что наиболее вероятными «кандидатами» на замену свинцовистой бронзы БрО4Ц4С17 являются алюминиевые сплавы № 1.6 и 1.8, поскольку по контактному напряжению микрорезания ($\sigma_{\text{мкр}}$) они отличаются от нее не более чем на 20 %, в то время как остальные опытные сплавы – примерно на 30...60 %.

Наглядное представление об этом дает корреляционная зависимость между микротвердостью HV и напряжением микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$ (рис. 3.7). Из графика следует, что сплавы № 6 и 8 практически сопоставимы с бронзой БрО4Ц4С17 по микротвердости, но несколько уступают ей по напряжению микрорезания.



Рис. 3.7. Корреляция между микротвердостью и контактным напряжением микрорезания (1.1 – 1.8 – номера исследуемых образцов)

Необходимо отметить, что критерий $\sigma_{\text{мкр}}$ является удобным средством оценки степени эффективности упрочнения сплава в зависимости от наличия и процентного содержания каждого из его легирующих элементов. Так, в табл. 3.4 представлены экспериментальные данные по $\sigma_{\text{мкр}}$ и HV для исследуемой группы алюминиевых сплавов с общей основой (Al–Sn–Pb) и с одинаковой добавкой меди (4 %) в сочетании с вариацией добавки кремния в пределах 2...10 %.

Таблица 3.4

Оценка влияния кремния на механические свойства алюминиевых сплавов

Но- мер спла- ва	Основа сплава	Дополнительные легирующие элементы, % масс.	Механические свойства			Примечание
			Напряжение микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$, кг/мм ²	Микротвер- дость HV	$\frac{\sigma'_{\text{мкр}}}{\sigma_{\text{мкр}}}$	
1.1	Al – (4,5...6,1) % Sn – (1,1...2,0) % Pb	–	7,5	19	1,90	При всех прочих равных услови- ях добавка меди (4 %) повышает твердость и $\sigma_{\text{мкр}}$ сплава (в дан- ном случае практически вдвое): 14,2/7,5 = 1,9
1.2		–	4,2 Cu	40		
1.3		1,8 Si	–	10,4	24	Кремний (2 %) также повышает твердость и $\sigma_{\text{мкр}}$ сплава (10,4/7,5 = 1,38), а при добавле- нии меди (4 %) эти параметры существенно возрастают (17,0/10,4 = 1,63)
1.4		1,8 Si	4,2 Cu	17,0	43	
1.5		4,5 Si	–	12,8	35	Добавка 5 % кремния эффектив- нее 2 % (12,8/10,4 = 1,23), а до- бавка меди при этом уже оказы- вается малоэффективной (21,0/17,0 = 1,23)
1.6		4,6 Si	4,3 Cu	21,0	50	
1.7		9,5 Si	–	13,3	43	Дальнейшее наращивание крем- ния в 2 раза (до 10 %) увеличи- вает $\sigma_{\text{мкр}}$ лишь на 4 % (13,3/12,8 = 1,04), а при добавле- нии меди эффективность начи- нает снижаться (19,0/21,0 = 0,9)
1.8		9,8 Si	4,5 Cu	19,0	57	
	Бронза БрО4Ц4С17			59	–	–

Как следует из табл. 3.4, контактные напряжения микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$ пропорционально зависят от конкретного содержания Cu или Si лишь до определенного уровня, превышение которого уже не дает эффекта. Это можно установить по соотношению $\sigma'_{\text{мкр}}/\sigma_{\text{мкр}}$ конкретных значений критерия $\sigma_{\text{мкр}}$, соответствующего конкретному содержанию легирующих элементов (например, при 2 % Si и 4 % Cu $\sigma'_{\text{мкр}} = 17,0 \text{ кг/мм}^2$ (см. 4-ю строку) к аналогичным данным (см. 3-ю строку), где при наличии только 2 % Si и полном отсутствии Cu $\sigma_{\text{мкр}} = 10,4 \text{ кг/мм}^2$. Следовательно, добавка меди (4 %) в сплав, уже содержащий 2 % Si, увеличивает его задиристость в $17,0/10,4 = 1,63$ раза.

Анализ данных по склерометрированию образцов обеих партий свидетельствует о том, что у всех сплавов контактное напряжение микрорезания ($\sigma_{\text{мкр}}$) коррелирует с твердостью (рис. 3.8). По сдвиговому сопротивлению (τ) такой корреляции нет. В то же время оно непосредственно влияет на прирабатываемость, одно из важнейших условий антифрикционности.

С учетом вышеизложенных положений для дальнейших триботехнических испытаний были отобраны образцы с минимальным соотношением τ/σ_T , 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 задиры.

Учитывая, что для подшипниковых сплавов особое значение имеет твердость и трещиностойкость при повышенных температурах, а режим трения образцов без смазки сопровождается достаточно быстрым нагревом испытываемой пары, что приводит к наволакиванию пластичного алюминиевого сплава на контробразец, сплавы № 2.1, 2.10, 2.11, 2.13, не содержащие медь, не подвергали износным испытаниям ввиду их низкой нагрузочной способности при повышенных температурах.

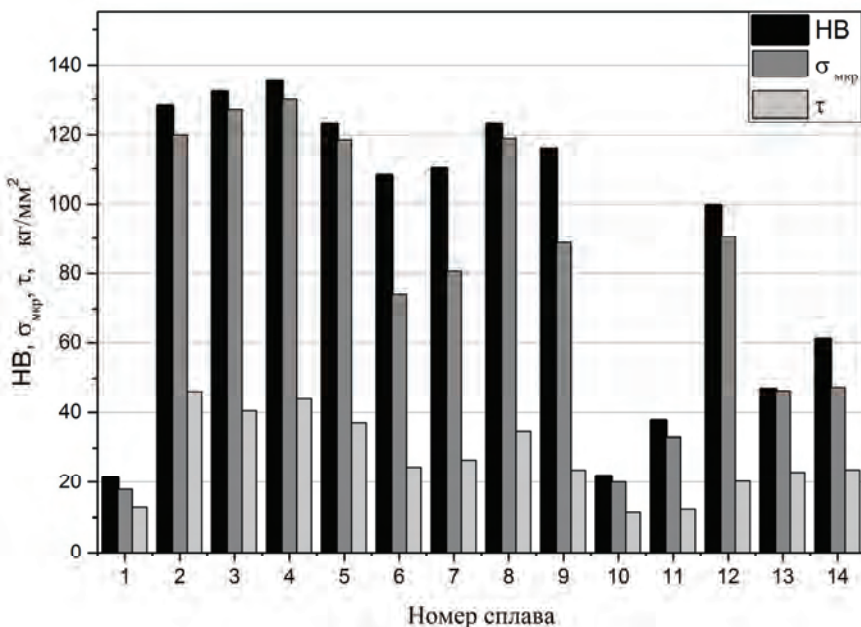


Рис. 3.8. Соотношение между твердостью HB, напряжением микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$ и сдвиговым сопротивлением τ исследуемых сплавов

3.1.3. Испытания на трение и износ

Триботестер Т-05. В нормальных условиях триботехнические испытания проводятся по схеме «вал – вкладыш» на триботестере Т-05, конструктивная схема которого и испытываемые образцы представлены на рис. 3.9, 3.10.

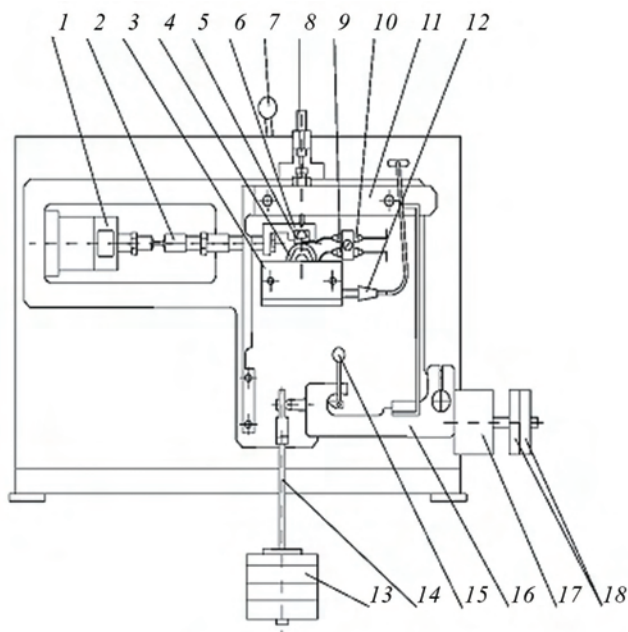


Рис. 3.9. Схема триботестера Т-05: 1 – датчик силы трения; 2 – стяжная муфта; 3 – смазочная ванна; 4 – контрообразец (ролик); 5 – испытуемый образец (колодка); 6 – держатель образца; 7 – стопорный рычаг вала; 8 – датчик сближения; 9, 10 – термопары; 11 – верхний рычаг рычажной системы; 12 – электронагреватель; 13 – грузы; 14 – подвеска для грузов; 15 – стопорный рычаг; 16 – нижний рычаг рычажной системы; 17 – основной балансир; 18 – дополнительный балансир

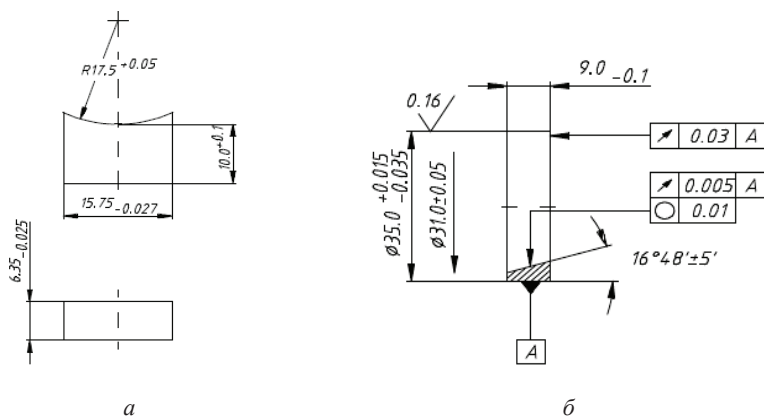


Рис. 3.10. Объекты испытаний: а – образец; б – контрообразец

В корпусе прибора смонтирован шпиндельный узел, кинематически связанный с приводом вращения (на чертеже не показаны). На торце шпинделя, консольно выступающем за лицевую стенку корпуса, выполнен посадочный конус, на который устанавливается кольцевой контрообразец 4.

Испытуемый образец 5 устанавливается в держателе 6 с возможностью самоустановки по поверхности контрообразца. Нагружение испытуемой пары нормальной нагрузкой N обеспечивается грузами 13 на подвеске 14 с помощью рычажной системы 16, соотношение плеч которой обеспечивает 32-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 контрообразцом вследствие износа обеспечивается индуктивным датчиком смещения 8, который через промежуточный шток контактирует с держателем образца 6.

Материал образцов – исследуемые алюминиевые сплавы № 89 (Al – 6,3 % Sn – 7,6 % Si – 3,7 % Cu – 1,7 % Pb – 1,0 % Zn), 173 (Al – 6,9 % Sn – 0,4 % Si – 4,6 % Cu – 2,1 % Pb – 1,0 % Zn) и бронза БрО4Ц4С17. Материал контрообразцов – сталь 45 (35...40 HRC).

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 и сближения h , обусловленного износом образца.

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

Трибометр UMT-2. В общей программе исследований антифрикционных алюминиевых сплавов были предусмотрены также испытания при повышенных температурах (100...125 °C), которые характерны для работы опорных подшипников скольжения в режиме «пуск – останов» при несовершенной смазке. Они проводились на многофункциональном трибометре фирмы CENTER FOR TRIBOLOGY Inc., США, модель UMT-2, оснащенном программным комплексом.

Испытания проводились по трехпальчиковой схеме, имитирующей работу опорного подшипника. Принципиальная схема, общий вид трибометра и испытуемые образцы представлены на рис. 3.11 и 3.12.

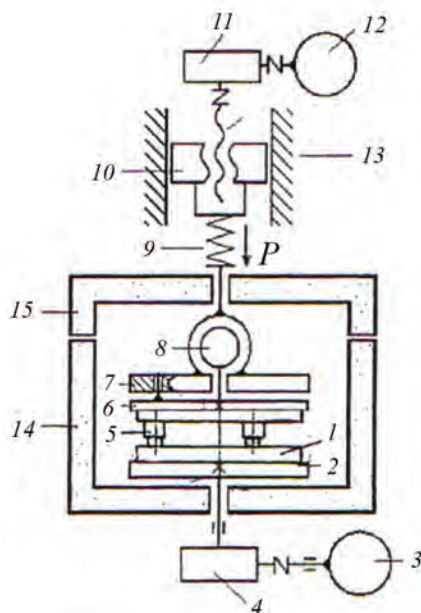


Рис. 3.11. Принципиальная схема трибометра UMT-2

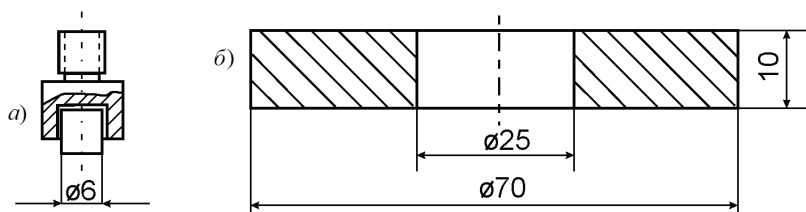


Рис. 3.12. Испытуемые образцы:
 а – образец из алюминиевого сплава в держателе;
 б – стальной контрообразец

Контрообразец 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, частота вращения от 0,001 до 80 мин⁻¹; предельный момент до 20 000 Н·мм) и высокоскоростным низкомоментным приводом (Model S33HE, частота вращения от 0,1 до 3000 мин⁻¹; 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 поверхность контакта 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-компонентный датчик, предназначенный для измерения всех действующих на образец сил (F_x F_y F_z) и моментов трения (T_x T_y T_z). В частности, модель ТН-100 упругого элемента 9 предназначена для измерения момента трения T_z в диапазоне от 100 до 20 000 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 смещает 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 заключено в теплоизолирующую камеру 14 с крышкой 15, объемная температура в которой поддерживается постоянной.

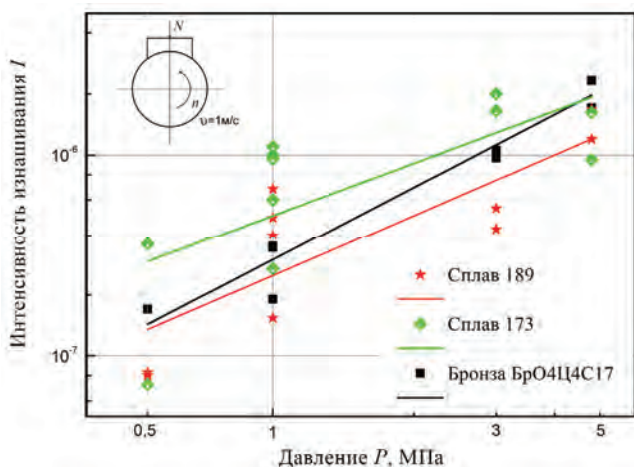
Прибор обеспечивает непрерывную регистрацию и запись коэффициента трения, а при необходимости также сближение (т.е. износ) образцов и приповерхностную температуру.

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

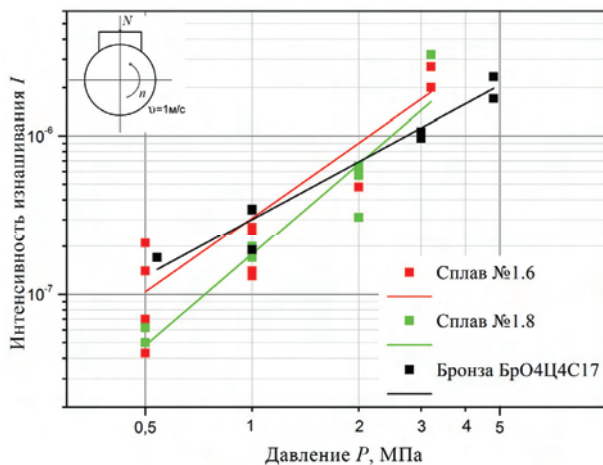
Результаты триботехнических испытаний образцов из сплавов 1-й партии

Из опытных образцов по данным склерометрии для проведения триботехнических испытаний были отобраны образцы из сплавов № 1.6 и 1.8, результаты которых затем сравнивались с данными об-

разцов из сплавов 173 и 189, выбранных по ранее полученным данным триботехнических испытаний по пальчиковой схеме на триботестере Т-10. В обоих случаях итоговые данные сравнивались с результатами для эталонного сплава БрО4Ц4С17.



a



б

Рис. 3.13. Сравнение зависимостей интенсивности изнашивания исследованных сплавов от давления: *a* – сплавы № 189 и 173; *б* – сплавы № 1.6 и 1.8

После проверки экспериментальных данных на наличие промахов и отсева 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 виде:

- для бронзы БрО4Ц4С17 $I = 3,0 \cdot 10^{-7} P^{1,2}$;
- алюминиевого сплава № 1.6 $I = 3,1 \cdot 10^{-7} P^{1,6}$;
- алюминиевого сплава № 1.8 $I = 1,8 \cdot 10^{-7} P^{1,9}$.

На рис. 3.13, *а* представлена зависимость $I = f(P)$ для алюминиевых сплавов № 189 и 173. На рис. 3.13, *б* зависимость $I = f(P)$ дана для алюминиевых сплавов № 1.6 и № 1.8. Очевидно, что качественно зависимости очень близки, несмотря на различные методики предварительного отбора образцов.

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

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

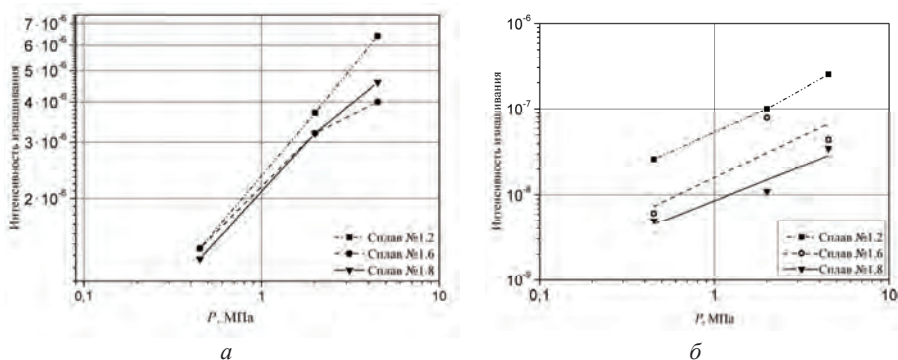


Рис. 3.14. Зависимость интенсивности изнашивания опытных алюминиевых сплавов от давления при нормальных условиях:
а – без смазки; *б* – смазка дизельным маслом 5W-40

Кроме того, был проведен эксперимент по оценке влияния смазки на износостойкость (рис. 3.14). Результаты испытаний в режиме граничной смазки представлены на рис. 3.14, *б*, из которого следует, что наличие смазки приводит к существенному уменьшению интенсивности изнашивания исследованных сплавов – практически на порядок.

Результаты триботехнических испытаний образцов из сплавов 2-й партии

Результаты испытаний образцов экспериментальных сплавов 2-й опытной партии на трибометре Т-05 представлены графической зависимостью интенсивности изнашивания от номинального давления (рис. 3.15).

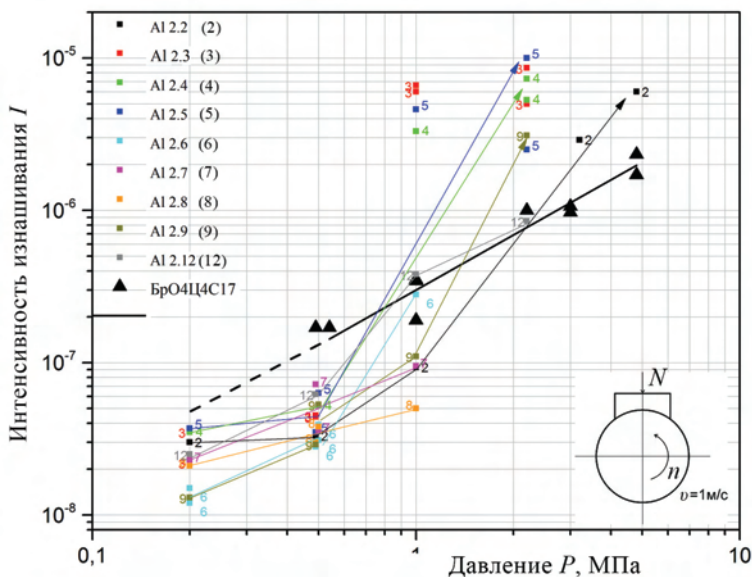
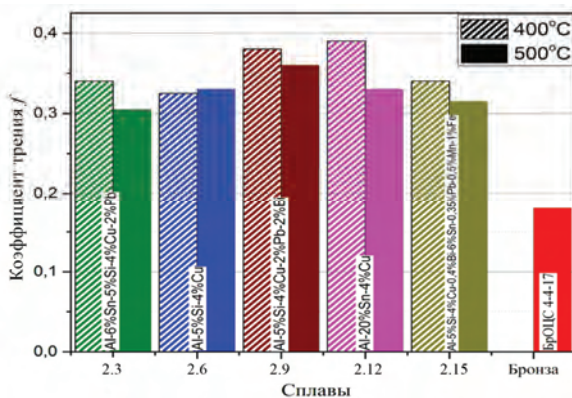


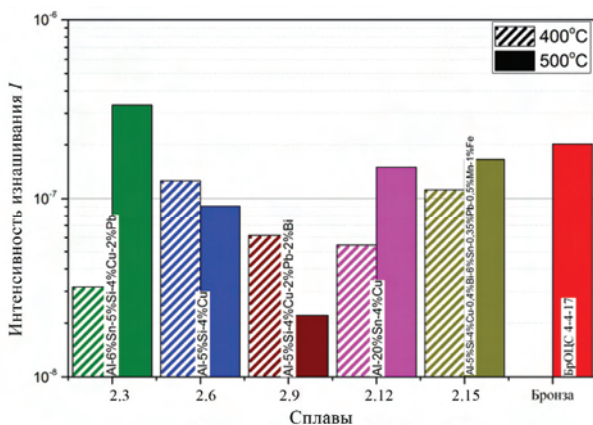
Рис. 3.15. Зависимость интенсивности изнашивания опытных сплавов от давления

Анализ показывает, что в нормальных условиях трения без смазки нагрузочная способность всех сплавов этой партии практически одинакова в интервале небольших значений давления $P = 0,2 \dots 0,5$ МПа, где она примерно на полпорядка выше, чем для эталонной бронзы БрО4Ц4С17. При этом контактная температура в зоне трения $T \leq 100$ °С.

При значениях давления $P \geq 0,5$ МПа интенсивность изнашивания этих сплавов, так же как и температура в зоне трения, существенно возрастает, в то время как бронза сохраняет свою функциональную способность.



a



б

Рис. 3.16. Зависимость триботехнических характеристик $I(a), f(b)$ экспериментальных антифрикционных алюминиевых сплавов от их номинального состава и режима термообработки

По результатам высокотемпературного эксперимента ($T = 100 \dots 125^\circ\text{C}$), выполненного по торцевой схеме на трибометре УМТ-2, установлено, что в условиях сухого трения лучшими антифрикционными свойствами обладает бронза БрО4Ц4С17, коэффициент трения которой по закаленной стали ШХ15 (60...62 HRC) $f \leq 0,17$ (рис. 3.16, *a*), в то время как для испытуемых экспериментальных алюминиевых сплавов он находился в пределах $f = 0,25 \dots 0,38$. С из-

менением твердости с 55 до 100 НВ он уменьшился с $f=0,4$ до $f=0,28$.

Характерно, что для некоторых сплавов прослеживается связь коэффициента трения с изменением твердости после упрочняющего отжига. В частности, для сплава № 2.12 увеличение твердости образцов почти на 80 % по сравнению с термообработанными образцами ($T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$) привело к уменьшению коэффициента трения примерно на 15 % (с 0,38 до 0,33). Аналогичная картина наблюдается и для других сплавов (№ 2.3, 2.9, 2.15), кроме сплава № 2.6, твердость которого практически не изменилась.

Что касается интенсивности изнашивания, то однозначной связи ее с режимом термообработки не обнаружено (рис. 3.16, б).

3.2. Металлографические исследования многокомпонентных алюминиевых сплавов

3.2.1. Комплекс методов микроскопии в изучении поверхности экспериментальных сплавов

Микроскопия является одним из основных способов исследования поверхности. Известно, что основными методами являются оптическая микроскопия, сканирующая электронная микроскопия [18, 19] и сканирующая зондовая микроскопия [20, 21]. Как правило, эти методы используются последовательно и взаимно дополняют друг друга.

Оптическая микроскопия (ОМ) является экспрессным методом исследования. Ее несомненными преимуществами являются простота приготовления образца, простота и быстрота самого исследования, а также возможность оперативно просматривать большие участки поверхности. Получаемое при этом изображение аналогично зрительному восприятию [22, 23]. Основным недостатком оптической микроскопии является низкое разрешение и, как следствие, — невозможность изучения достаточно мелких деталей.

Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) чаще всего является основным методом исследования [24, 25]. К преимуществам метода следует отнести высокое разрешение, большую глубину резкости (что позволяет четко различать детали рельефа поверхности) и возможность проведения рентгеновского микроанализа. К недостаткам метода можно отнести необходимость специальной подготовки образцов (полировка, создание проводящего слоя на поверхности диэлектриков). Другими недостатками являются возможность загрязнения образца в колонне микроскопа (например, загрязнение уг-

леродом при работе на микроскопе с масляной откачкой), «прожигание» образца – 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 дает информацию об элементном составе поверхности с высоким разрешением. Процесс проводится непосредственно в колонне микроскопа, фактически одновременно с получением микроскопического изображения. Последнее дает возможность проведения локального анализа заранее выбранных (по микрофотографии) областей. При этом возможно проведение интегрального анализа (по всем элементам) в заранее выбранной области и/или так называемое картирование – получение изображения плотности распределения («карты») по заранее выбранным элементам. Отметим, что рентгеновский микроанализ также имеет некоторые ограничения – так, требуются определенные режимы работы микроскопа (напряжение и ток в колонне, положение образца). Получаемые при этом данные об элементном составе являются уникальными, так как не могут быть получены другими методами.

Сканирующая зондовая микроскопия (СЗМ), основной разновидностью которой является атомно-силовая микроскопия (АСМ), обычно применяется на заключительном этапе микроскопических исследований. Чаще всего используется метод тэйпинга (другие 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 нанощероховатостей и пространственной геометрии поверхности. Огромным достоинством метода является возможность исследования (за счет применения так называемых дополнительных мод АСМ, часто с использованием специальных зондов) различных характеристик поверхности – адгезионных, магнитных, электростатических, электропроводящих, упругих и т.д. Особенностью современного метода АСМ является также развитый аппарат обработки изображения – возможно получение 3D-изображений и различные типы преобразования АСМ-картин. По получаемым массивам данных возможен расчет различных параметров шероховатости, разброса высот, волнистости, текстуры и пр. В ряде случаев применяются дополнительные методы – изучение фазо-

вого 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 степенью шероховатости и с заряжающейся поверхностью.

На различных этапах исследований применялась комплексная методика микроскопических исследований. При этом использовались следующие приборы: оптический микроскоп (ОМ) Neophot-2 с системой наблюдения изображения в цифровом формате Image Scope, сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) Philips SEM – 505 с системой рентгеновского микроанализа Genesis 2000 XMS 60 SEM и сканирующий зондовый микроскоп (СЗМ) Smart SPMTM. К особенностям последнего следует отнести наличие оптической камеры для предварительного получения изображения образца и выбора области исследования.

При исследовании поверхности алюминиевых сплавов данные методы существенно дополняют друг друга. При этом важным фактором является возможность исследования одних и тех же областей поверхности.

При анализе поверхности объектов с использованием всего комплекса перечисленного оборудования встает вопрос о соответствии областей поверхности, изучаемой различными методами. При проведении более ранних исследований такого соответствия не было – одним методом изучалась одна область образца, другим – другая. Происходило это из-за сложности выделения одной и той же области поверхности при изучении разными методами. Выводы о сравнении результатов формулировались на основании усредненных параметров. Эту проблему удалось решить: при исследовании изучались одни и те же области поверхности. Это было достигнуто, во-первых, в силу расширенных возможностей СЗМ Smart SPM (наличие оптической камеры для предварительного выбора области) и, во-вторых, благодаря предложенному способу поиска и идентификации заранее заданной области путем проведения маркеров – перекрещивающихся линий со специальными метками.

Были изучены две партии сплавов на основе алюминия с различными легирующими элементами с варьируемыми концентрациями и различными видами термообработки. Ставилась задача комплексного исследования поверхности данных материалов, термообработанных при различных температурах и режимах охлаждения, до и после трибологических испытаний.

3.2.2. Исследование сплавов 1-й партии (термообработанных при температуре 400 °С, остывание с печью)

Образцы для исследования

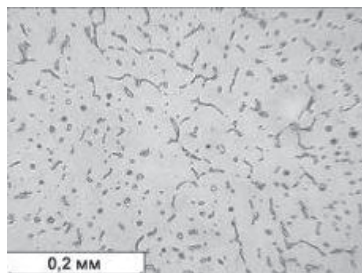
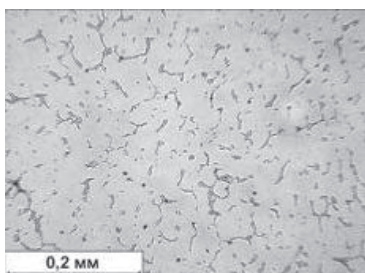
Состав сплавов и их термообработка. 1-я партия состояла из восьми литейных сплавов системы Al–Si–Cu–Sn–Pb, химический состав которых приведен выше в табл. 2.21. Сплавы выплавлялись на основе алюминия А99 с добавлениями легирующих элементов. После отливки эти сплавы подвергались гомогенизационному отжигу [26]. Термообработку слитков проводили в муфельной электропечи SNOL 8,2/1100. Для этого сплавы нагревались до температуры 400 °С и выдерживались при этой температуре 6 ч, после выдержки они охлаждались вместе с печью.

Было проведено комплексное исследование исходной поверхности литых и термообработанных сплавов, а также поверхности сплавов после трибологических испытаний. Для микроскопических исследований исходной поверхности были изготовлены шлифы, которые вырезались из центральной части литых и термообработанных отливок из всех экспериментальных сплавов. Триботехнические испытания описаны в разд. 3.1.

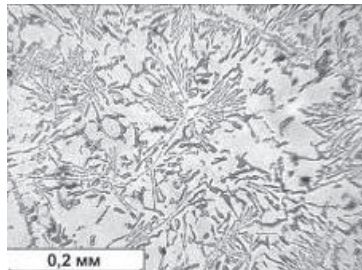
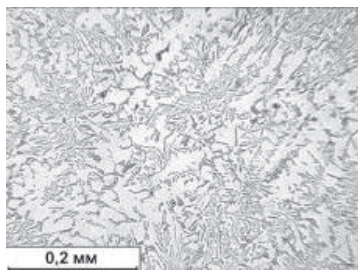
Исследование исходной поверхности сплавов

Оптическая микроскопия. Использование оптической микроскопии позволило исследовать поверхность всех сплавов на макроуровне. На рис. 3.17 приведены типичные изображения поверхностей двух сплавов – содержащих в своем составе кремний и без него. Видно, что добавление кремния меняет структуру алюминиевого сплава. Наличие кремния в сплаве способствует образованию слабо-разветвленных зерен Al в виде объемных древовидных ветвящихся образований – дендритов, обрамленных по границам ячеек хрупкой сеткой крупных эвтектических кремниевых кристаллов [26, 27].

Сканирующая электронная микроскопия. Были детально изучены все восемь сплавов. Для сплавов № 1.2 и 1.8 (тех же, что приведены в результатах оптических исследований) на рис. 3.18 даны типичные СЭМ-изображения структуры поверхности, показано наличие различных фазовых составляющих на поверхности. В табл. 3.5 показан химический состав выделенных областей.

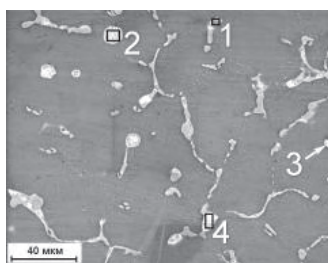
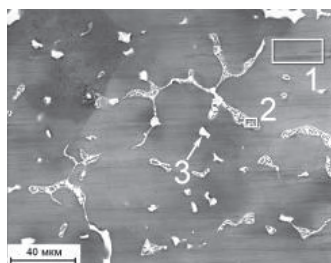


Сплав № 1.2

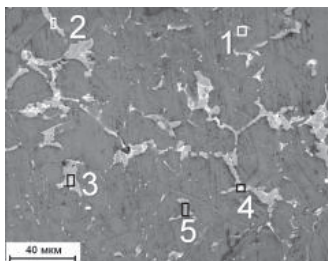
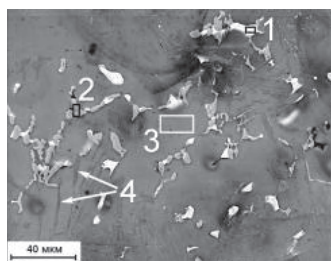


Сплав № 1.8

Рис. 3.17. Микроструктура поверхности сплавов № 1.2 ($\text{Al}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Pb}$) и № 1.8 ($\text{Al}_{10}\text{Si}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Pb}$): слева – литые, справа – термообработанные



a



б

Рис. 3.18. Микроструктура поверхности сплавов: *a* – № 1.2 ($\text{Al}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Pb}$); *б* – № 1.8 ($\text{Al}_{10}\text{Si}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Pb}$); – слева – литые, справа – термообработанные; 1–5 – исследуемые участки

Химический состав исходной поверхности образцов № 1.2 и 1.8

Номер образца	Исследуемый участок	Установленный химический состав, % масс.					
		Al	O	Si	Sn	Pb	Cu
1.2 (литой)	№ 1, матрица	98,28	—	—	—	—	1,72
	№ 2, Al ₂ Cu	71,10	—	—	3,28	—	25,62
	№ 3, мягкая фаза + Al ₂ Cu	16,26	3,52	—	46,24	22,10	11,89
	Весь участок	90,56	0,50	—	4,13	1,39	3,42
1.2 (ТО)	№ 1, Al ₂ Cu	47,67	—	—	—	—	52,33
	№ 2, мягкая фаза	0,75	3,82	—	21,51	73,92	—
	№ 3, мягкая фаза	13,31	3,96	—	59,34	23,38	—
	№ 4, мягкая фаза	1,86	—	—	95,59	2,55	—
	Весь участок	92,04	0,70	—	2,29	1,14	3,83
1.8 (литой)	№ 1, мягкая фаза	1,59	—	—	90,76	7,65	—
	№ 2, Al ₂ Cu	48,13	—	—	—	—	51,87
	№ 3, матрица	98,19	—	—	—	—	1,81
	№ 4, эвтектика Al–Si	37,87	—	62,13	—	—	—
	Весь участок	77,57	—	15,51	2,36	0,44	4,11
1.8 (ТО)	№ 1, эвтектика Al–Si	27,92	—	72,08	—	—	—
	№ 2, мягкая фаза	5,88	—	—	94,12	—	—
	№ 3, мягкая фаза	1,71	—	—	67,74	30,55	—
	№ 4, мягкая фаза	2,86	—	1,12	96,03	—	—
	№ 5, Al ₂ Cu	54,51	—	—	—	—	45,49
	Весь участок	76,72	—	14,01	3,07	1,35	4,86

Проведенный химический анализ установил, что 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 удлинённых прожилков (рис. 3.18, *а*). Также, помимо мягкой фазы, видны включения Al₂Cu. Сплавы, легированные кремнием от 2 до 10 %, характеризуются наличием эвтектических кристаллов (на микрофотографии – серые прожилки). Микроскопические исследования показали, что наличие кремния в структуре алюминиевого сплава приводит к образованию дендритов. Это особенно заметно у сплавов с максимальным содержанием кремния – 10 % (рис. 3.18, *б*). Заметим, что, кремниевая фаза при использовании СЭМ практически не видна из-за близости атомных номеров Al и Si. Морфология же остальных фаз выделяется достаточно четко.

Влияние термообработки. Влияние термообработки на структуру сплава (на примере сплава № 1.1) наглядно продемонстрировано на рис. 3.19, где показана поверхность сплава до и после термообработки.

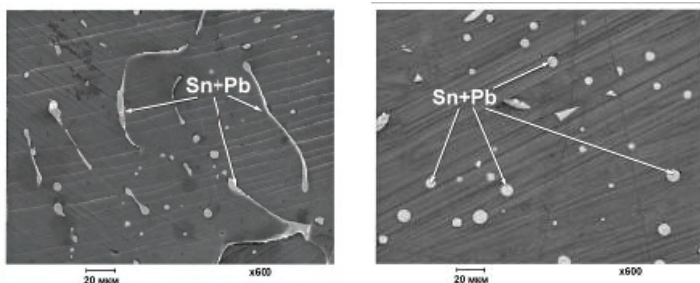


Рис. 3.19. Сфероидизация мягкой фазовой составляющей сплава № 1.1: слева – литой, справа – термообработанный

На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что гомогенизационный отжиг меняет структуру сплавов. Так, мягкая фаза ($\text{Sn} + \text{Pb}$) после отжига сфероидизируется, т.е. принимает округлую форму. Отметим, что избыточные фазы, лишь незначительно растворяющиеся в алюминии, в процессе термообработки способны к изменению морфологии [26, 27].

Сканирующая зондовая микроскопия. Для исследования пространственной геометрии поверхности на наноуровне были отобраны сплавы, максимально отличающиеся по составу: образец из сплава № 1.2 (без кремния, но с медью), № 1.6 (5 % кремния), № 1.7 (10 % кремния, но без меди), № 1.8 (присутствуют все компоненты, в том числе кремний – 10 %). Отметим, что исследовались только термообработанные сплавы.

На рис. 3.20–3.22 представлены наиболее информативные СЗМ-изображения поверхностей сплавов.

В составе сплава № 1.2 отсутствует кремний, поэтому на поверхности можно видеть только две фазы – мягкую и Al_2Cu . Сопоставляя данную структуру поверхности с СЗМ-изображениями и результатами рентгеноспектрального анализа, можно предположить, что выступающие на поверхности светлые участки представляют собой фазу Al_2Cu , а темные, более рыхлые включения – это мягкая фазовая составляющая. Для точной идентификации фаз в дальнейшем была применена методика идентификации областей поверхности, подробно изложенная в разд. 3.2.3.

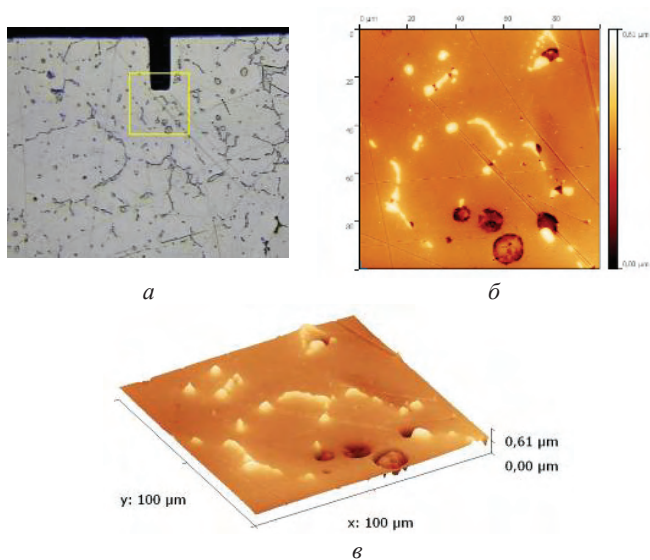


Рис. 3.20. Исходная поверхность сплава № 1.2, СЗМ: *а* – изображение с видеокамеры АСМ (выделена область сканирования); *б* – СЗМ-изображение выделенной области; *в* – 3D-изображение

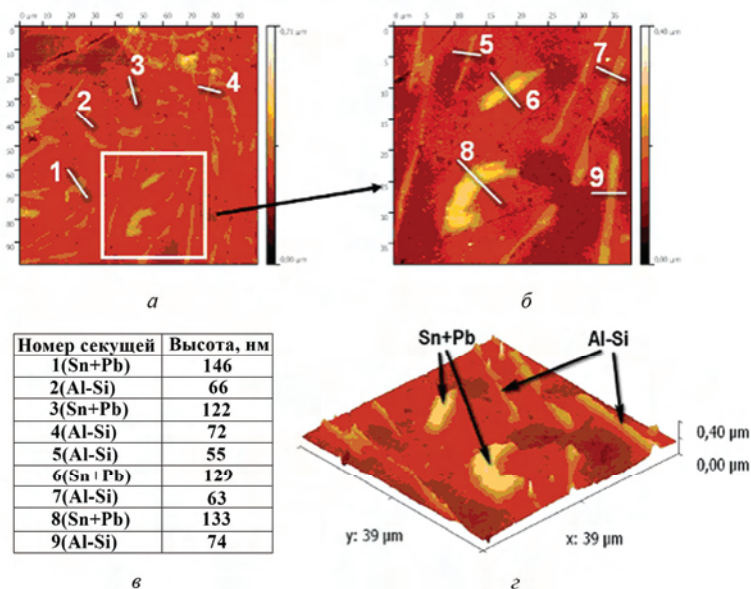


Рис. 3.21. Исходная поверхность сплава № 1.7, СЗМ: *а, б* – общий вид исследуемой области, с проведенными секущими (обозначены 1–9); *в* – высота профилей секущих; *г* – 3D-изображение

Отметим, что для образца из сплава № 1.7, в котором отсутствует медь (и, следовательно, не образуется фаза Al_2Cu) определение фаз проводится с большой точностью. Кремниевую фазу отличает конфигурация выделения на поверхности: тонкие удлиненные «палочки». Мягкая фазовая составляющая имеет гетерогенную структуру. Видно, что высота профилей секущих, проходящих через кремниевые фазы, достаточно мала (менее 100 нм). В то же время профили секущих, проходящих через мягкие фазы ($\text{Sn} - \text{Pb}$), имеют гораздо большую высоту – более 100 нм. Это может служить еще одним способом идентификации фаз.

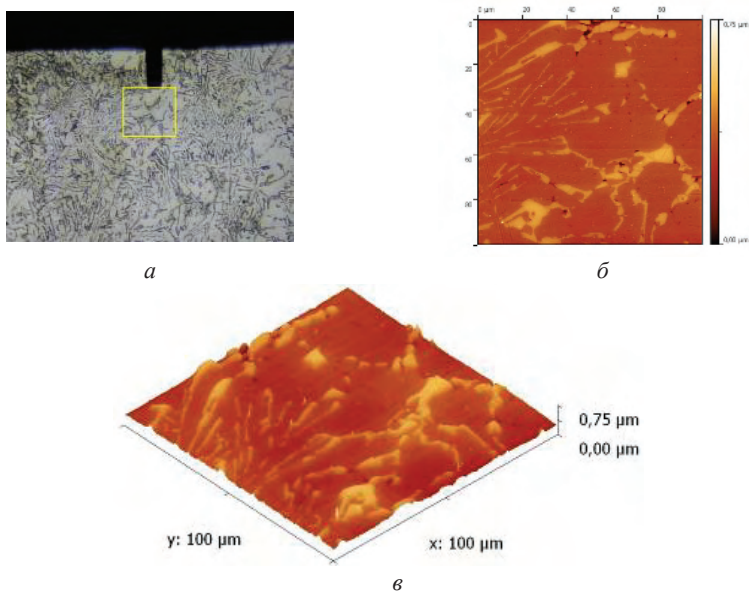


Рис. 3.22. Исходная поверхность сплава № 1.8, СЗМ: *а* – изображение с видеокамеры АСМ (выделена область сканирования); *б* – СЗМ-изображение выделенной области; *в* – 3D- изображение

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 $\text{Sn} - \text{Pb}$, так и фазами Al_2Cu . Кремниевая фаза для данного сплава распознается легко: это такие же, как и на рис. 3.21, 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 дает 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 СЭМ позволяют оценить пространственную геометрию поверхности.

Вместе с тем нужно отметить, что предложенная идентификация фазовых составляющих проводилась сопоставлением СЭМ-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 применен новый подход – изучение одной и той же области для исследований СЭМ и СЭМ, для чего выбранные участки поверхности маркировались определенным способом.

Исследование поверхности образцов после трибологических испытаний

Из восьми образцов для последующих испытаний были выбраны два. Критерием предварительного отбора были результаты склерометрических испытаний (см. разд. 3.1), 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 давлении от 0,5 до 5 МПа (в условиях сухого трения), были проведены электронно-микроскопические исследования поверхности с последующим элементным анализом. Микроструктуры контактной поверхности образцов (колодка) и контробразцов (ролик) приведены на рис. 3.23 и 3.24 с указанием областей проведения локального химического анализа.

Образец № 1.6 – электронно-микроскопическое изображение поверхности и элементный анализ приведены на рис. 3.23 и в табл. 3.6 соответственно.

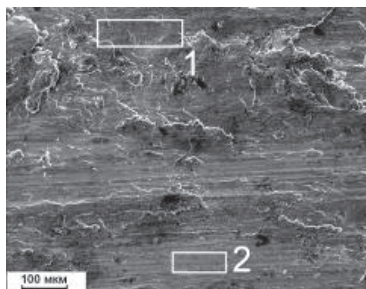
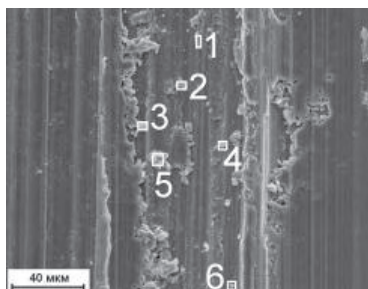


Рис. 3.23. Исследуемая поверхность пары трения образца № 1.6 после трибологических испытаний: слева – колодка, справа – ролик; 1 – 6 исследуемые участки

Таблица 3.6

Химический состав поверхности трения образца № 1.6

Объект исследования	Исследуемый участок	Установленный химический состав, % масс.							
		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, Al ₂ Cu	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 рис. 3.24 и в табл. 3.7 соответственно.

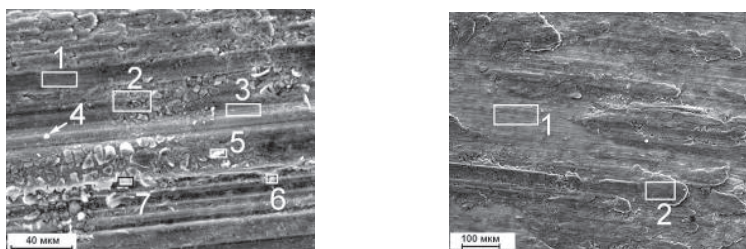


Рис. 3.24. Исследуемая поверхность пары трения образца № 1.8 после трибологических испытаний: слева – колодка, справа – ролик; 1–6 – исследуемые участки

Таблица 3.7

Химический состав поверхности трения образца № 1.8

Объект исследования	Исследуемый участок	Установленный химический состав, % масс.						
		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 + мягкая фаза	74,50	2,79	14,29	4,57	1,82	2,03	—
	№ 2, матрица + эвтектика Al – Si + мягкая фаза	67,51	5,07	20,79	3,32	1,06	2,25	—
	№ 3, матрица + * + мягкая фаза	65,45	13,76	8,64	3,21	1,32	7,62	—
	№ 4**	13,40	18,60	2,49	0,75	—	—	64,77
	№ 5* + мягкая фаза	47,93	43,24	2,93	2,48	1,59	1,83	—
	№ 6, матрица + + Al ₂ Cu + мягкая фаза	68,09	8,78	3,22	3,03	1,24	15,63	—
Ролик	№ 7* + мягкая фаза	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	—

* Оксид алюминия.

** Оксид железа (предположительно).

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. Рентгеноспектральный анализ контактной пары показал, что на поверхность ролика активно переносится материал колодки, создавая пленку вторичных структур. При малой толщине эта пленка играет защитную роль, а при увеличении толщины и развитии макрорельефа – напротив, способствует образованию задира. Кислород адсорбируется на поверхность из окружающей среды. Отдельные области содержат значительное количество кислорода и алюминия, что позволяет предположить присутствие оксида алюминия. На поверхности колодки обнаружены абразивные частицы износа, которые представляют собой оксид железа.

3.2.3. Исследование сплавов 2-й партии (термообработанных при температуре 500 °С с последующей закалкой)

Образцы для исследования

Состав сплавов и их термообработка. Для оптимизации трибологических, механических и литейных свойств была отлита 2-я партия образцов, химический состав которых приведен выше в табл. 2.23. В данной группе, состоящей из тринадцати сплавов, варьировалось содержание легкоплавких элементов (в отличие от 1-й, в которой содержание олова и свинца оставалось неизменным). Кроме того, для сплавов этой группы был выбран другой режим термообработки. Отливки термообрабатывали в муфельной электрической печи SNOL 8,2/1100 по режиму 500 °С, 6 ч, закалка в воде. Для оценки влияния меди на дисперсионное упрочнение после закалки проводили старение по режиму 175 °С, 6 ч (термообработка типа Т6).

Сравнение сплавов с различной термообработкой. Для 1-й партии сплавов ТО проводилась при 400 °С с последующим охлаждением с печью. 2-я партия сплавов была термообработана в другом режиме (описанном выше). Предложенный режим ТО (500 °С, 6 ч, закалка в воде) по-иному влиял на структуру поверхности. Были проанализированы изменения, произошедшие на поверхности образцов в результате этих режимов термообработки.

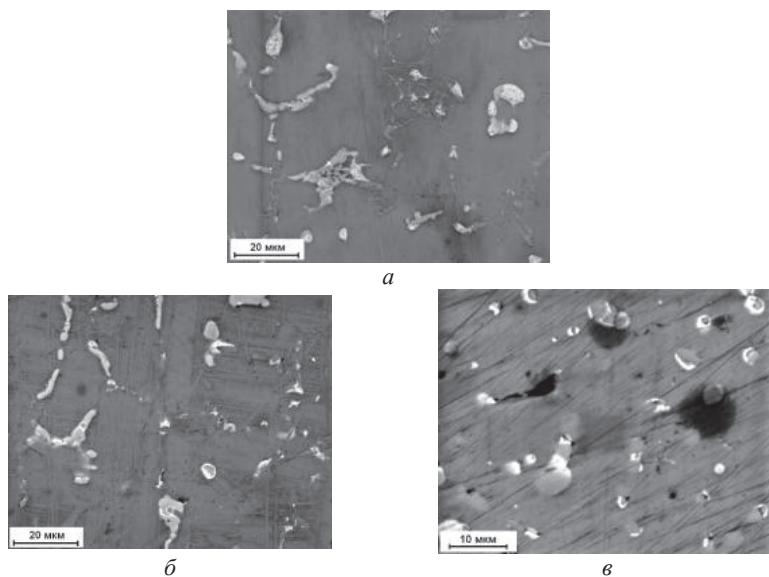


Рис. 3.25. Влияние различных режимов термообработки на микроструктуру поверхности на примере сплава $\text{Al}_5\text{Si}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Pb}$, СЭМ: *а* – литой сплав; *б* – после ТО при 400 °С, охлаждение с печью; *в* – после ТО при 500 °С, закалка в воде

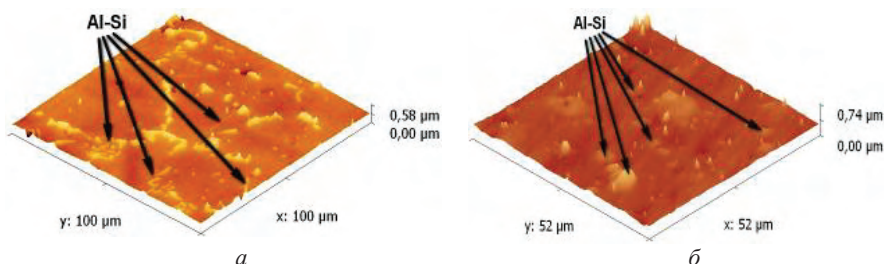


Рис. 3.26. Влияние различных режимов термообработки на микроструктуру поверхности на примере сплава системы $\text{Al}_5\text{Si}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Pb}$, СЗМ: *а* – после ТО при 400 °С (охлаждение с печью); *б* – после ТО при 500 °С (закалка в воде)

Сравнение влияния различных режимов термообработки на фазовые составляющие продемонстрировано на рис. 3.25 (СЭМ-изображение) и 3.26 (СЗМ-изображение). Представлены результаты для сплавов № 1.6 из 1-й партии сплавов и № 2.3 из 2-й партии сплавов) ($\text{Al}_5\text{Si}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Pb}$).

Анализ рис. 3.25 и 3.26 показывает, что данные СЭМ и СЗМ взаимно дополняют друг друга. Видно, что отжиг при температуре 500 °С

(с последующей закалкой) сильно изменяет структуру сплава. Основные изменения связаны с процессами коагуляции (укрупнения) и сфероидизации фазовых составляющих. Очевидно, последнее связано с тем, что в процессе нагрева происходит локальное оплавление, при котором значительно ускоряются диффузионные процессы, способствующие сфероидизации избыточных фаз. Отметим, что кремниевая фаза начинает сфероидизироваться только при 500 °С, в то время как этот процесс в мягких фазах происходит при значительно меньших температурах. При этом количество включений фазы Al_2Cu становится меньше, чем в литом состоянии, что связано с их частичным растворением в алюминиевой матрице при отжиге. Дальнейшие исследования проводились для сплавов, термообработанных при 500 °С.

Исследование исходной поверхности сплавов

Ниже приводятся результаты исследований, полученные для тринадцати сплавов в литом и термообработанном состоянии.

Оптическая микроскопия. Оптическая микроскопия была проведена для всех образцов. Изображение типичной поверхности до и после ТО приведено на рис. 3.27 (сплав № 2.7).

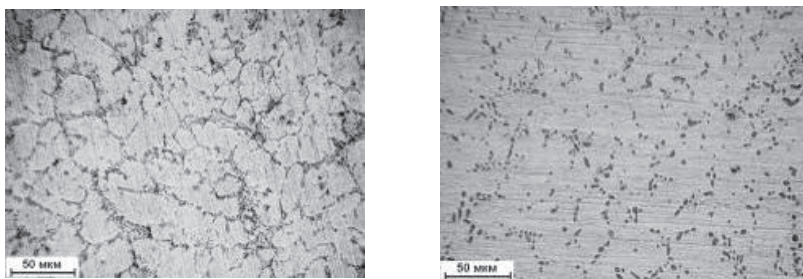
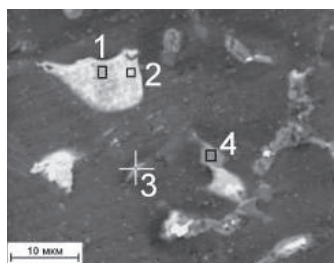


Рис. 3.27. Результаты оптической микроскопии – сплав № 2.7:
слева – литой, справа – термообработанный

Полученные результаты демонстрируют сфероидизацию кремниевой и мягкой фаз после ТО. Приведенные изображения свидетельствуют также (на макроуровне) о высокой гомогенности приготовленных сплавов, отсутствии дефектов литья.

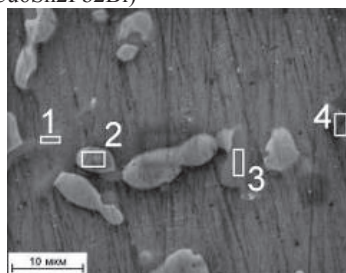
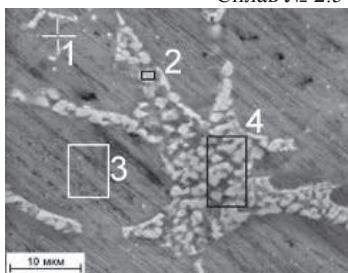
Электронная микроскопия. Дальнейшее исследование всех сплавов проводилось с использованием электронной микроскопии с рентгеноспектральным микроанализом. На рис. 3.28 представлены наиболее наглядные результаты, полученные для сплавов № 2.4, 2.5, 2.6, 2.12, а в табл. 3.8 приведен химический состав выделенных областей этих сплавов.



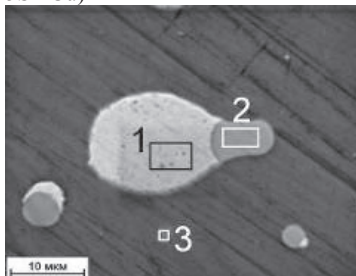
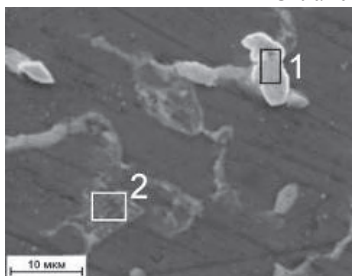
Сплав № 2.4 ($\text{Al}_5\text{Si}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Bi}$)



Сплав № 2.5 ($\text{Al}_5\text{Si}_4\text{Cu}_6\text{Sn}_2\text{Pb}_2\text{Bi}$)



Сплав № 2.6 ($\text{Al}_5\text{Si}_4\text{Cu}$)



Сплав № 2.12 ($\text{Al}_4\text{Cu}_{20}\text{Sn}$)

Рис. 3.28. Микроструктура поверхности сплавов: слева – литые, справа – термообработанные; 1–5 – исследуемые участки

Таблица 3.8

Химический состав исходной структуры образцов № 2.4, 2.5, 2.6, 2.12

Номер образца	Исследуемый участок	Установленный химический состав, % масс.						
		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, Al ₂ Cu	55,51	3,57	1,10	15,60	—	24,22	—
2.4 (ТО)	№ 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, Al ₂ Cu	54,59	—	1,46	5,55	—	38,40	—
	№ 2, мягкая фаза	2,42	—	—	73,31	14,43	—	9,84
	№ 3, матрица	99,82	—	0,05	—	—	0,13	—
	№ 4, мягкая фаза	0,78	—	0,28	62,95	31,29	1,10	3,60
	№ 5, эвтектика Al – Si	22,06	—	77,94	—	—	—	—
5 (ТО)	№ 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, Al ₂ Cu	49,97	2,62	—	—	—	47,41	—
2.6 (литой)	№ 1, эвтектика Al – Si	73,67	—	26,33	—	—	—	—
	№ 2, Al ₂ Cu	51,39	—	1,54	—	—	47,08	—
	№ 3, матрица	99,73	—	0,08	—	—	0,19	—
	№ 4, Al ₂ Cu	64,43	—	5,28	—	—	30,29	—
2.6 (ТО)	Весь участок	81,47	—	9,37	—	—	9,16	—
	№ 1, эвтектика Al – Si	24,73	—	73,11	—	—	2,16	—
	№ 2, Al ₂ Cu	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, Al ₂ Cu	66,22	—	—	8,74	—	25,04	—
2.12 (ТО)	Весь участок	84,87	—	—	9,69	—	5,45	—
	№ 1, мягкая фаза	1,26	—	—	98,74	—	—	—
	№ 2, Al ₂ Cu	48,71	—	—	—	—	51,29	—
	№ 3, матрица + Al ₂ Cu	92,49	—	—	—	—	7,51	—

Полученные результаты (как и результаты оптической микроскопии) показывают сфероидизацию как кремниевой, так и мягкой фазы после ТО. Кроме того, происходит гомогенизация фазы Al_2Cu (см. например, 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 кремниевая фаза оказывается окруженной мягкой фазой (образец № 2.4). Отметим, что при исследовании трехкомпонентного сплава Al-Si-Sn , отмечался подобный эффект «обтекания» кремния оловом [28]. Анализ элементного состава показывает, что содержание меди в матрице увеличивается в результате ее перехода из частично растворяющейся фазы Al_2Cu (см. табл. 3.8).

Комбинированное исследование (СЭМ + СЗМ) исходной поверхности сплавов. 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 был применен новый метод выбора поверхности для исследований. Задача состояла в том, чтобы методами СЭМ и СЗМ 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, так как при перемещении образца «не терялась» информация о расположении исследуемой области.

Данный подход был применен к исследованию всех тринадцати сплавов. На рис. 3.29–3.33 в качестве примера даны результаты изучения поверхности сплава № 2.6.

После нанесения метки-репера на поверхность образца и выбора определенной области были проведены электронно-микроскопические исследования. Результаты представлены на рис. 3.29. Выделенная область исследовалась в дальнейшем методом СЗМ. Стрелками показаны зоны проведения микроанализа. В табл. 3.9 приведен элементный анализ, а на рис. 3.30 – картирование.

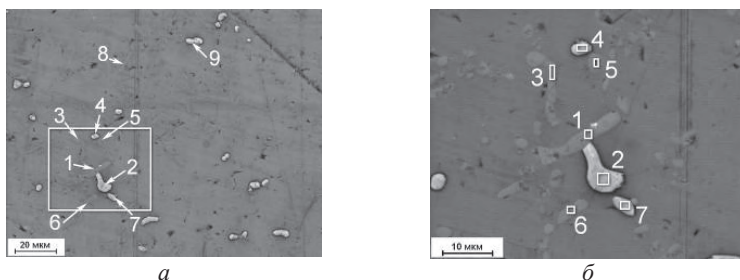
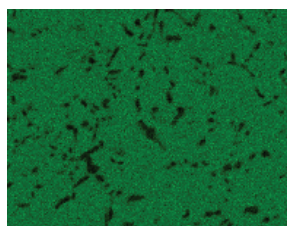


Рис. 3.29. Электронно-микроскопическое изображение поверхности сплава № 2.6: *а* – общий вид; *б* – выделенный квадратом участок поверхности; 1–7 – исследуемые участки

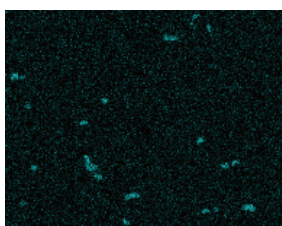
Таблица 3.9

Химический состав поверхности сплава № 2.6

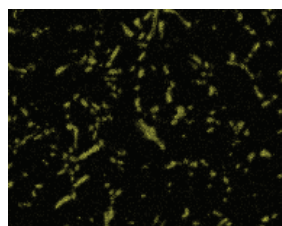
Номер участка	Содержание элементов, % масс.			
	O	Al	Si	Cu
1	–	16,74	83,26	–
2	5,81	40,69	–	53,50
3	–	19,14	80,86	–
4	2,91	52,33	–	44,75
5	–	34,94	63,71	1,35
6	–	21,54	78,46	–
7	3,25	46,77	–	49,98
8	–	14,16	85,84	–
9	2,34	43,97	1,85	51,84



Al



Cu



Si

Рис. 3.30. Распределение химических элементов по поверхности (картирование) сплава № 2.6

Далее были проведены СЗМ-исследования той же области поверхности образца. На рис. 3.31 представлено изображение с видеокамеры СЗМ. По этому изображению можно точно выбрать место исследований – на поверхности четко видны перекрещивающиеся линии. Область, ранее исследованная методом СЭМ, выделена квадратом.

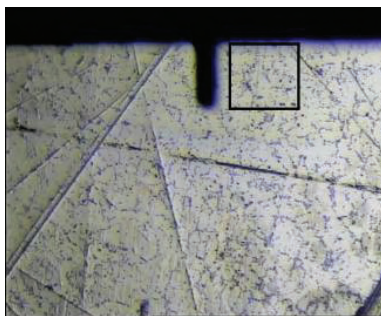


Рис. 3.31. Изображение, полученное с видеокамеры СЗМ
(размер выделенной области 100×100 мкм)

Полученное на данном участке СЗМ-изображение приведено на рис. 3.32, а на рис. 3.33 дано изображение выделенного фрагмента с измеренными параметрами профиля секущих.

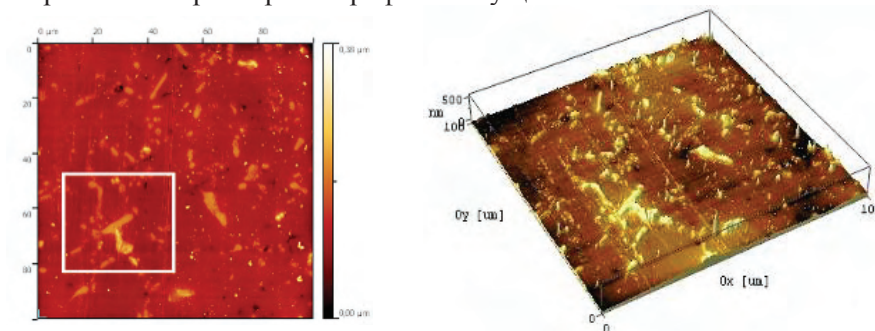


Рис. 3.32. Морфология поверхности сплава № 2.6 с выделенным исследуемым участком, СЗМ (справа 3D-изображение)

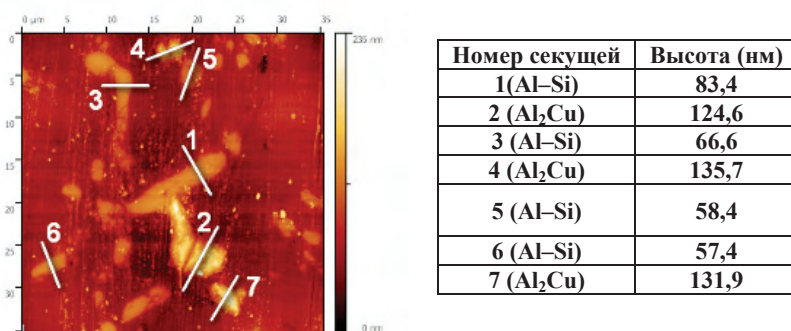


Рис. 3.33. Морфология поверхности выделенного участка сплава № 2.6 с проведенными секущими, СЗМ (справа приведены параметры профилей секущих)

Предложенный подход позволил четко 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 – см. рис. 3.29) очень хорошо видны на изображениях, полученных с использованием зондового микроскопа (см. рис. 3.32 и 3.33). Рентгеноспектральный анализ позволил определить элементный состав поверхности (см. табл. 3.9), а применение метода картирования дало возможность визуально оценить распределение каждого элемента на поверхности (см. рис. 3.30).

Исследование поверхности сплавов после трибологических испытаний на трибометре Т-05

Триботехнические испытания образцов, отобранных методом склерометрии из второй группы сплавов, проводились по той же методике, что и для первой. Первые испытания проводились в широком диапазоне значений давления. Так, поверхность сплава № 2.13 (Al10Si20Sn) испытывалась при давлении 1 и 6,4 МПа.

Результаты, полученные для образца после трибологических испытаний *при давлении $P = 1$ МПа*, представлены на рис. 3.34, где показана микроструктура поверхности контактной пары «колодка – ролик», а в табл. 3.10 приведен их химический состав.

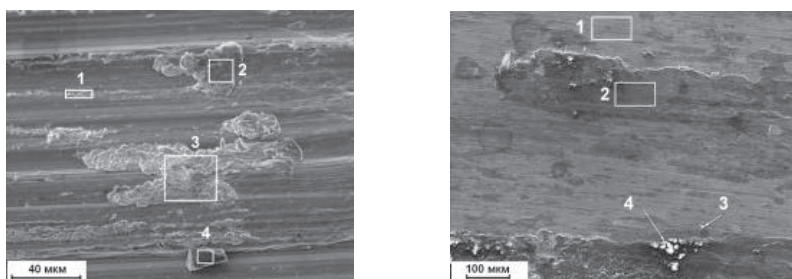


Рис. 3.34. Микроструктура поверхности контактной пары «колодка из сплава № 2.13 – стальной ролик» после триботехнических испытаний при давлении 1 МПа: слева – поверхность колодки, справа – поверхность ролика

**Химический состав поверхности колодки из сплава № 2.13
и стального ролика ($P = 1$ МПа)**

Объект исследования	Исследуемый участок	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	—	—

Рентгеноспектральный анализ показал, что на поверхности колодки, вследствие повышения температуры в зоне трения, происходит выделение мягкой фазовой составляющей (участки 1, 2, 3 на рис. 3.34). На поверхность стального ролика переносится материал колодки, образуя пленку вторичных структур (ВС) (см. табл. 3.10). Также отмечено повышенное содержание кислорода и углерода на обеих поверхностях, что связано с окислительными процессами, происходящими в зоне контакта.

Исследование сплава № 2.13 показало, что после трибологических испытаний *при давлении $P = 6,4$ МПа* характер поверхности сильно изменился. Это можно видеть на рис. 3.35, на котором приведены характерные области поверхности колодки и ролика. В табл. 3.11 приведен их химический состав.

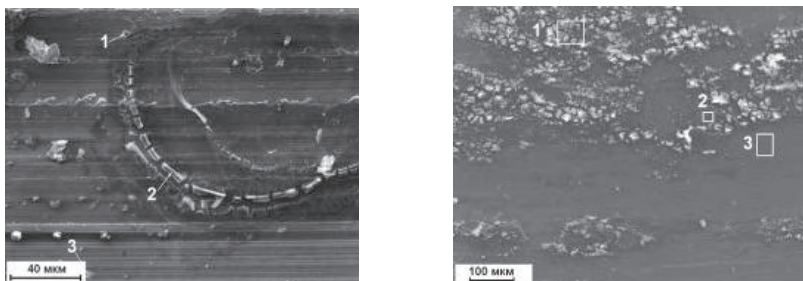


Рис. 3.35. Микроструктура поверхности контактной пары «колодка из сплава № 2.13 – стальной ролик» после триботехнических испытаний при давлении 6,4 МПа: слева – поверхность колодки, справа – поверхность ролика

**Химический состав поверхности колодки из сплава № 2.13
и стального ролика ($P = 6,4$ МПа)**

Объект исследования	Исследуемый участок	Содержание элементов, % масс.						
		C	O	Al	Si	Sn	Fe	Cr
Колодка	Участок 1	–	–	3,10	96,90	–	–	–
	Участок 2	–	24,31	66,63	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, находящиеся, очевидно, на 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, на ней образуются продукты износа в виде жгутиков, состоящих из оксидов, которые впоследствии разламываются на более мелкие частицы. На поверхности ролика, как и на поверхности колодки, обнаружено повышенное содержание кислорода, а также углерода. Если после испытаний при давлении 1 МПа (см. рис. 3.34) количество оксидных областей на поверхности ролика минимально, то при давлении 6,4 МПа их становится значительно больше (светлые включения на рис. 3.35).

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 давление было уменьшено до диапазона значений от 0,2 до 2,2 МПа. (Напомним, что сплавы первой группы испытывались при давлении от 0,5 до 5 МПа.) При этом давлении были проведены трибологические испытания для всех сплавов этой партии. Ниже приведены результаты испытаний для сплава № 2.3, имеющего такой же состав, что и сплав № 1.6 из первой партии, но термообработанный другим способом.

Сплав № 2.3. Полученные электронно-микроскопические изображения поверхности после испытаний при $P = 0,5$ МПа приведены на рис. 3.36, а соответствующие данные элементного анализа даны в табл. 3.12.

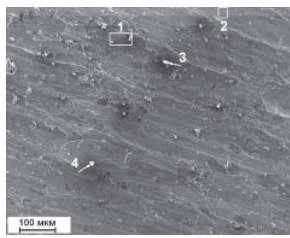
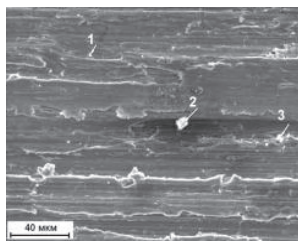


Рис. 3.36. Микроструктура поверхности контактной пары «колодка из сплава № 2.3 – стальной ролик» после испытаний при давлении 0,5 МПа: слева – поверхность колодки, справа – поверхность ролика

Таблица 3.12

**Химический состав поверхности колодки из сплава № 2.3
и стального ролика ($P = 0,5$ МПа)**

Объект исследования	Исследуемый участок	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. Изображения поверхности образца № 2.3 после испытаний при $P = 2,2$ МПа представлены на рис. 3.37, а в табл. 3.13 приводятся соответствующие данные элементного анализа.

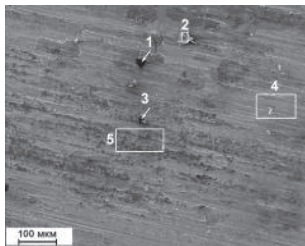
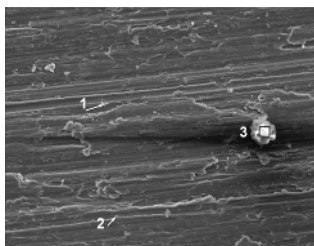


Рис. 3.37. Микроструктура поверхности контактной пары «колодка из сплава № 2.3 – стальной ролик» после испытаний при давлении 2,2 МПа: слева – поверхность колодки, справа – поверхность ролика

**Химический состав поверхности колодки из сплава № 2.3
и стального ролика ($P = 2,2$ МПа)**

Объект исследования	Исследуемый участок	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.

Установлено, что термообработка заметно изменяет трибологические свойства алюминиевых сплавов. Образцы из сплавов 2-й партии не выдерживают нагрузок, при которых испытывались сплавы 1-й партии. Проведенные микроскопические исследования в сочетании с микроанализом демонстрируют происходящие при этом изменения поверхности. На примере сплава системы $Al_5Si_4Cu_6Sn_2Pb$ (сплав № 2.3 из 2-й партии и сплав № 1.6 из 1-й партии) показано влияние типа термообработки на изменение элементного состава поверхности в процессе трения. Так, для образцов, прошедших ТО – 400 °С (остывание с печью), после трибологических испытаний на поверхности обнаружено значительно меньшее содержание кислорода и углерода, чем у образцов, прошедших ТО – 500 °С (с последующей закалкой и старением). Отметим, что трибологические испытания при этом проходили в различных условиях: в первом случае – при более высоком давлении (до 5 МПа), а во втором – при более низком давлении (до 2,2 МПа). Это свидетельствует о том, что даже при меньших значениях давления на поверхности сплавов 2-й партии в процессе трения происходят более интенсивные процессы образования абразивных твердых частиц. Последние могут способствовать скорейшему образованию задира.

Исследование поверхности сплавов после трибологических испытаний на трибометре UMT-2

Сплавы с лучшими триботехническими характеристиками (№ 2.3, 2.6, 2.9, 2.12) в дальнейшем испытывались по трехпальчиковой схеме на трибометре UMT-2, позволяющем проводить испытания при повышенной температуре. Для этих испытаний были специально приготовлены цилиндрические образцы после различных режимов термообработки. Испытания проводились без смазки при давлении 1 МПа. Было исследовано несколько различных областей поверхности образцов № 2.6 после ТО при 400 °С (остывание с печью) и после ТО при 500 °С с последующей закалкой. Результаты представлены на рис. 3.38 и 3.39. Данные по элементному составу для этих областей представлены в табл. 3.14 и 3.15. Отметим, что в этой серии экспериментов результаты приводятся только для испытываемого материала («пальчик»). Изменения поверхности ответной части (контртела, в данном случае – диска) не исследовались.

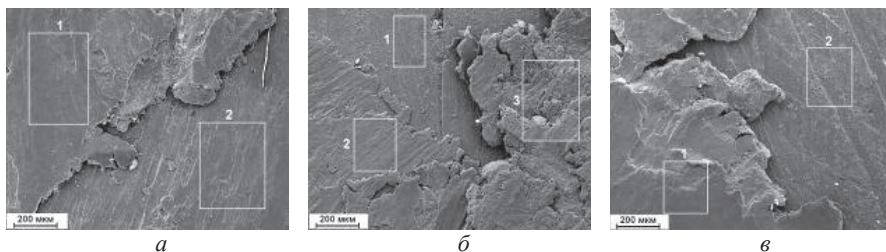


Рис. 3.38. Морфология поверхности сплава № 2.6 (ТО 400 °С, остывание с печью) после испытаний (*а, б, в* – различные области поверхности)

Таблица 3.14

Химический состав поверхности сплава № 2.6 (ТО 400 °С, остывание с печью)

Выбранная область	Номер участка	Содержание элементов, % масс.					
		C	O	Al	Si	Cu	Fe
Рис. 3.38, <i>а</i>	1	–	19,36	66,69	4,61	3,03	6,31
	2	–	1,89	87,73	6,50	3,87	–
Рис. 3.38, <i>б</i>	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
Рис. 3.38, <i>в</i>	1	–	5,60	86,71	4,19	3,50	–
	2	–	14,01	74,67	7,94	3,39	–

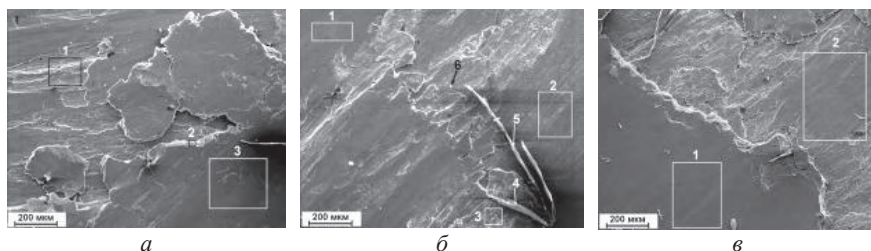


Рис. 3.39. Морфология поверхности сплава № 2.6 (ТО 500 °С, закалка) после испытаний (а, б, в – различные области поверхности)

Таблица 3.15

Химический состав поверхности сплава № 2.6 (ТО 500 °С, закалка)

Выбранная область	Номер участка	Содержание элементов, % масс.					
		C	O	Al	Si	Cu	Fe
Рис. 3.39, 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
Рис. 3.39, 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
Рис. 3.39, в	1	–	28,78	66,86	1,31	3,05	–
	2	–	12,54	79,00	4,69	3,77	–

На рис. 3.39 (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. рис. 3.35) демонстрируют, как образовавшиеся на поверхности оксидные «жгуты» крошатся на более мелкие частицы.

Помимо жгутообразных включений на поверхности обнаружены наросты материала – так называемые налипы. Анализ табл. 3.14, 3.15 показывает, что поверхность налипов содержит большое количество кислорода. Можно предположить, что образование таких налипов происходит в результате «намазывания» (повторного переноса материала пальчика с контртела).

Особое внимание следует уделить содержанию углерода на поверхности исследуемых сплавов. По полученным результатам рентгено-спектрального анализа его содержание на поверхности образца № 2.6 доходит до 60 % . (Отметим, что и на поверхности других образцов часто наблюдалось повышенное содержание углерода.) К этим результатам следует относиться с осторожностью – так, в [29] говорится о том, что данные о содержании углерода на поверхности могут быть завышены, поскольку, несмотря на то что рабочий режим СЭМ подразумевает создание высокого вакуума в камере образцов, в ней 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 наличие жировых или иных органических загрязнений на поверхности образца приводят к тому, что при попытке определения состава углеродосодержащих фаз наблюдается завышение концентрации С.

3.3. Моделирование выделения мягкой фазы на поверхность многокомпонентного алюминиевого сплава при трении

3.3.1. Описание модели выделения мягкой фазы из многокомпонентного сплава при трении

Многокомпонентный алюминиевый сплав состоит из твердой фазы, которая представляет собой алюминиевую матрицу, и нескольких видов включений мягкой (легкоплавкой) фазы. При трении такого сплава по твердому контртелу происходит образование пленки вторичных структур на поверхности вследствие выдавливания мягкой фазы из приповерхностных слоев сплава. Сформированная защитная пленка предохраняет трущиеся поверхности от схватывания и задиrow (эффект самосмазывания) [30, 31].

В работе [32] была предложена модель самосмазывания двухкомпонентного антифрикционного сплава при трении, в которой выделение на поверхность смазочного материала происходит в результате пластической деформации матрицы и мягкой фазы. Модели, учитывающие выдавливание мягкой фазы за счет не только пластической, но и упругой деформации, были предложены в [33–35] для алюминиевого сплава

и в [36, 37] для керамического композита. Был проведен расчет и анализ количества выделившейся мягкой фазы для двухкомпонентных самосмазывающихся материалов в зависимости от основных характеристик их составляющих (пределов текучести твердой и мягкой фаз сплава, размера включений и расстояния между ними). Ниже представлена модель выделения мягкой фазы на поверхность трения для случая трехкомпонентного алюминиевого сплава.

При построении модели алюминиевая матрица считается однородным материалом и рассматривается два вида включений, которые различаются по размерам, концентрации и свойствам.

На рис. 3.40 представлена схема постановки задачи о скольжении жесткого шероховатого индентора по поверхности трехкомпонентного сплава, включающего в себя матрицу и два вида включений мягкой фазы, различающихся концентрацией в сплаве, а также механическими и теплофизическими свойствами.

В качестве входных параметров модели используются следующие характеристики материалов матрицы (индекс m) и включений (индексы $i = 1, 2$): модули Юнга E_m, E_1, E_2 ; коэффициенты Пуассона ν_m, ν_1, ν_2 ; коэффициенты теплового расширения $\alpha_m, \alpha_1, \alpha_2$; пределы текучести $\sigma_m^y, \sigma_1^y, \sigma_2^y$; коэффициенты теплопроводности $\lambda_m, \lambda_1, \lambda_2$; начальные объемные концентрации включений n_1, n_2 . Также считаются заданными следующие величины, характеризующие контактное взаимодействие: среднее расстояние между поверхностными неровностями индентора \bar{l} и средний радиус неровности \bar{R} ; номинальное давление p_0 и температура T_0 на контактной поверхности; скорость относительного скольжения поверхностей v ; коэффициент трения при относительном перемещении контактирующих поверхностей f ; коэффициент разделения тепловых потоков на поверхности трения k .

Модель строится на основании предположения о том, что мягкая фаза выделяется на поверхность сплава путем ее пластического течения по границам зерен матрицы при деформировании сплава. Выдавливание мягкой фазы обусловлено деформацией матрицы, которая может быть как упругой, так и пластической. Считается, что в области пластического деформирования матрицы мягкая фаза обоих видов полностью выделяется на поверхность. В области же упругого деформирования матрицы количество выделившейся мягкой фазы определяется деформацией включений.

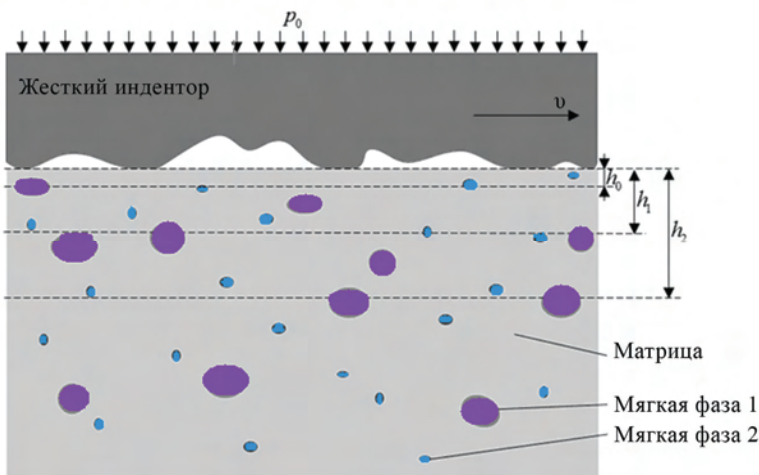


Рис. 3.40. Схема контакта трехкомпонентного сплава с контроллером

Построение модели состоит из следующих этапов.

1. Определение полей температуры и напряжений в сплаве. В результате находятся распределение в поверхностных слоях материала максимальных касательных напряжений (которые определяют области пластического течения матрицы и включений) и гидростатического давления (которое определяет количество выдавленной мягкой фазы).
2. Определение областей пластического течения матрицы (подповерхностный слой толщиной h_0), включений мягкой фазы 1 (слой толщиной h_1) и мягкой фазы 2 (слой толщиной h_2).
3. Расчет количества и состава мягкой фазы, выделившейся на поверхности трения.

3.3.2. Определение полей напряжений и температуры в сплаве

Определение эффективных характеристик сплава. Для оценки полей напряжений и температур сплав считается однородным материалом, обладающим эффективными упругими характеристиками и теплопроводностью.

Для определения эффективных упругих характеристик используем соотношения для трехкомпонентного гранулированного композита, полученные в [38] для материала, состоящего из матрицы и двух

видов сферических включений. Тогда для эффективных модулей сдвига μ и объемного сжатия k композита имеем:

$$k = k_m \left\{ 1 + \frac{n_1(k_1/k_m - 1) + n_2(k_2/k_m - 1)}{(1 - n_1 - n_2 + n_1/h_{11} + n_2/h_{12})h_{11}h_{12}} \right\}; \quad (3.3)$$

$$\mu = \mu_m \left\{ 1 + \frac{n_1(\mu_1/\mu_m - 1) + n_2(\mu_2/\mu_m - 1)}{(1 - n_1 - n_2 + n_1/h_{11} + n_2/h_{12})h_{11}h_{12}} \right\}, \quad (3.4)$$

где

$$h_{1j} = \frac{3k_j + 4\mu_m}{3k_m + 4\mu_m}, \quad h_{2j} = 1 + \frac{6(\mu_j - \mu_m)(k_m + 2\mu_m)}{5\mu_m(3k_m + 4\mu_m)}, \quad j = 1, 2. \quad (3.5)$$

Модули сдвига и объемного сжатия матрицы k_m, μ_m и включений k_i, μ_i ($i = 1, 2$) рассчитываются по известным соотношениям для коэффициентов Ламе:

$$\mu_i = \frac{E_i}{2(1 + \nu_i)}; \quad k_i = \frac{E_i}{1 - 2\nu_i}. \quad (3.6)$$

После чего, используя общеизвестные обратные соотношения

$$E = \frac{9k\mu}{3k + \mu}, \quad \nu = \frac{3k - 2\mu}{2(3k + \mu)}, \quad (3.7)$$

можно рассчитать эффективные значения модуля Юнга E и коэффициента Пуассона ν сплава.

Эффективный коэффициент теплопроводности для гранулированного трехкомпонентного композита рассчитывается с использованием следующего соотношения [39]:

$$\lambda = \lambda_m \left\{ \frac{n_1}{n_1 + n_2} \left[1 - \frac{\frac{n_1 + n_2}{1 - \lambda_1/\lambda_m} - \frac{1 - n_1 - n_2}{3}}{\frac{1 - \lambda_1/\lambda_m}{3}} \right] + \frac{n_2}{n_1 + n_2} \left[1 - \frac{\frac{n_1 + n_2}{1 - \lambda_2/\lambda_m} - \frac{1 - n_1 - n_2}{3}}{\frac{1 - \lambda_2/\lambda_m}{3}} \right] \right\}. \quad (3.8)$$

В табл. 3.16 приведены значения модуля Юнга, коэффициента Пуассона и коэффициента теплопроводности для компонент сплава, которые будут использованы далее при расчете количества выделившейся мягкой фазы. В качестве матрицы рассматривается алюминий. Возможные

составляющие мягкой фазы: олово, свинец, висмут, эвтектический сплав олова и свинца (для последнего использованы данные для свинцово-оловянного припоя ПОС 61). Приведенные значения взяты из справочных таблиц для данных материалов [40].

Таблица 3.16

Упругие постоянные и теплопроводность компонент сплава

Материал	E , ГПа	ν	λ , Вт/(м·К)
Al	70	0,31	240
Sn	54	0,33	62
Pb	16	0,45	34
Эвтектика Sn – Pb	40	0,40	50
Bi	32	0,33	7

Заметим, что в случае когда твердая фаза состоит не только из алюминия, но и из упрочняющих включений меди, кремния и их соединений, определение эффективного модуля упругости композита аналитическими методами затруднено, поскольку упрочняющие включения могут иметь сложную форму и их упругие постоянные не всегда известны. В этом случае эффективный модуль упругости композита можно определить теоретико-экспериментальным методом на основе индентирования, изложенным в разд. 3.4.

Оценка напряжения и температуры в приповерхностном слое композита. Наличие шероховатости приводит к дискретному характеру контакта между композитом и контртелом [41]. Это, в свою очередь, ведет к неоднородности полей температуры и напряжений в приповерхностном слое, поскольку внешняя нагрузка и фрикционный тепловой поток на самом деле не распределены по поверхности непрерывно, а имеют место лишь на пятнах контакта.

Рассмотрим взаимодействие единичной жесткой неровности радиуса \bar{R} с упругим полупространством. В рассматриваемом случае напряжения, вызванные неоднородностью теплового потока через границу покрытия, малы по сравнению с напряжениями, вызванными нагрузкой на пятнах контакта.

Стационарное термическое искажение поверхности в области пятна контакта с осесимметричной неровностью определяется следующим уравнением [42]:

$$\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left(r \frac{dw^T}{dr} \right) = (1 + \nu) \alpha \frac{k \mu \nu}{\lambda} p^c(r).$$

Воспользуемся для описания упругих свойств полупространства моделью Винклера: $p^c(r) = k_w w(r)$. Контактное давление можно представить как сумму $p^c = p^I + p^T$, где $p^I(r) = k_w(a^2 - r^2) / 2\bar{R}$, $|x| \leq a$ – обычное (изотермическое) контактное давление; $p^T(r) = -k_w w^T(r)$ – давление, необходимое для термического искажения $w^T(r)$ до плоской поверхности, здесь a – радиус области контакта (см. рис. 3.48); r – локальная радиальная координата. Из этих соотношений имеем для суммарного контактного давления $p(r)$ дифференциальное уравнение

$$\frac{1}{k_w r} \frac{d}{dr} \left(r \frac{d(k_w(a^2 - r^2) / 2\bar{R} - p^c(r))}{dr} \right) = (1 + \nu) \alpha \frac{k \mu \nu}{\lambda} p^c(r).$$

Решая это уравнение с граничным условием $p^c(a) = 0$ и учитывая осесимметричный характер задачи, получим распределение давления на контакте неровности и полупространства:

$$p^c(r) = \frac{2k_w a^2}{\gamma \bar{R}} \frac{J_0(\sqrt{\gamma} r / a) - J_0(\sqrt{\gamma})}{J_0(\sqrt{\gamma})}; \quad \gamma = \frac{(1 + \nu) \alpha k \mu \nu k_w a^2}{\lambda},$$

где $J_0(x)$ – функция Бесселя первого рода.

Используя для податливости винклеровского слоя соотношение $k_w = 1,7E^* / a$ [42], оценим порядок безразмерного параметра γ :

$$\gamma \sim \frac{\nu}{\nu_c} \frac{a}{l} \leq 1,$$

где ν_c – критическая скорость, при которой в рассматриваемой системе возникает термоупругая неустойчивость [42].

Следовательно, полученное выражение для контактного давления $p(r)$ можно разложить в ряд по малому параметру γ :

$$p^c(r) = \frac{k_w a^2}{2\bar{R}} \left(1 - \frac{r^2}{a^2} \right) + \frac{k_w a^2}{32\bar{R}} \left(3 - 4 \frac{r^2}{a^2} + \frac{r^4}{a^4} \right) \gamma + O(\gamma^2).$$

Первый член этого разложения представляет собой изотермическое контактное давление $p^I(r)$, а остальные члены – термическое давление $p^T(r)$. Вкладом температурных членов в напряженное состояние в окрестности единичной неровности можно пренебречь и использовать теорию Герца.

При скольжении шероховатого тела по упругому полупространству напряжения в поверхностном слое полупространства меняются циклически. Но поскольку количество выделившейся мягкой фазы определяется максимальными напряжениями, то в дальнейшем будем рассматривать только эти напряжения. В случае использования теории Герца максимальные напряжения имеют место на оси симметрии неровности и определяются следующими соотношениями [42]:

$$\begin{aligned}\sigma_z(z) &= -p_{\max} \left(1 + \frac{z^2}{a^2} \right)^{-1}; \\ \sigma_x(z) = \sigma_y(z) &= -p_{\max} \left[(1 + \nu) \left(1 - \frac{z}{a} \arctan \frac{a}{z} \right) - \frac{1}{2} \left(1 + \frac{z^2}{a^2} \right)^{-1} \right]; \\ \tau_{xz} = \tau_{xy} = \tau_{yz} &= 0;\end{aligned}\quad (3.9)$$

$$p_{\max} = \left(\frac{6PE^{*2}}{\pi^3 \bar{R}^2} \right)^{\frac{1}{3}}; \quad a = \left(\frac{3PR}{4E^*} \right)^{\frac{1}{3}}; \quad E^* = \frac{E}{1 - \nu^2}, \quad (3.10)$$

где среднюю нагрузку P , действующую на одну неровность, можно оценить зная номинальное контактное давление p_0 и среднее расстояние между неровностями l : $P = p_0 l^2$.

В дальнейшем для расчета количества выделившейся мягкой фазы потребуются распределения по глубине максимальных касательных напряжений $\tau_{\max}(z)$ и гидростатического давления $p(z)$:

$$\tau_{\max}(z) = \sqrt{\frac{(\sigma_y - \sigma_z)^2}{4} + \tau_{yz}^2}; \quad p(z) = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z). \quad (3.11)$$

В эти соотношения необходимо подставить напряжения из формул (3.9), (3.10), в которых эффективные упругие модули E и ν сплава рассчитываются по соотношениям (3.3) – (3.7).

Локальное превышение температуры в пятне контакта над средней контактной температурой T_0 можно оценить из следующего соотношения [43]:

$$T = T_0 + \frac{8}{3\pi} \frac{k_{\mu} p_m \nu a}{\lambda} . \quad (3.12)$$

В качестве среднего давления на единичном пятне контакта p_m необходимо взять среднее «герцевское» давление $p_m = 2p_{\max} / 3$ в случае, когда матрица находится в упругом состоянии, и $p_m = 3\sigma_m^y$, когда матрица на поверхности находится в пластическом состоянии.

Соотношение для изменения температуры по глубине в центре площадки контакта получено в [44]. С учетом соотношения (3.12) получаем следующее выражение для оценки изменения температуры сплава по глубине:

$$T(z) = T \left(\sqrt{1 + \left(\frac{z}{a} \right)^2} - \frac{z}{a} \right) = \left(T_0 + \frac{8}{3\pi} \frac{k_{\mu} p_m \nu a}{\lambda} \right) \left(\sqrt{1 + \left(\frac{z}{a} \right)^2} - \frac{z}{a} \right) . \quad (3.13)$$

Для расчета температуры по соотношению (3.13) необходимо использовать выражение для эффективного коэффициента теплопроводности сплава (3.8).

3.3.3. Определение областей пластического течения матрицы и включений

Зависимость предела текучести материалов матрицы и включений от температуры. Расчеты по формуле (3.13), а также результаты экспериментов показывают, что при трении алюминиевого сплава по стальному контртелу происходит значительный разогрев поверхности трения и приповерхностных слоев сплава. Известно, что механические и теплофизические характеристики металлов являются функциями температуры [45]. Существенное влияние оказывает температура на предел текучести компонент алюминиевых сплавов [30].

Воспользуемся соотношением, описывающим влияние температуры на твердость металла [45]:

$$HB(T) = A \exp(-\beta) ,$$

где $HB(T)$ – твердость при температуре T ;

β – температурный коэффициент твердости;

A – коэффициент, постоянный для данного материала.

Если считать, что предел текучести металлов пропорционален их твердости [46], то можно получить следующее выражение для температурной зависимости предела текучести:

$$\frac{\sigma^y(T)}{\sigma^y(T^0)} = \exp(-\beta(T - T^0)), \quad (3.14)$$

где в качестве T^0 используется температура 20 °С.

В табл. 3.17 приведены значения предела текучести при данной температуре $\sigma^y(T^0)$ и температурного коэффициента твердости β для рассматриваемых материалов матрицы и мягких структурных составляющих [40, 47, 48].

Таблица. 3.17

Температурные коэффициенты твердости компонент сплава и их пределы текучести при комнатной температуре

Материал	$\beta \cdot 10^4, ^\circ\text{C}^{-1}$	$\sigma^y(20^\circ\text{C}), \text{ МПа}$
Al	23,3	100
Sn	50,0	12
Pb	29,0	5
Эвтектика Sn – Pb	77,0	27
Bi	32,4	6

Приведенные данные показывают, что повышение температуры приводит к существенному понижению предела текучести всех рассмотренных материалов, особенно у олова и эвтектического сплава.

Пластическое течение матрицы. Пластическое течение матрицы начинается, когда значение максимального касательного напряжения $\tau_{\max}(z)$, определяемого по соотношениям (3.9) – (3.11), достигает предела текучести матрицы, который является функцией температуры: $\sigma_m^y(T) / 2$. Пластическое течение матрицы имеет место в слое, границы которого $z = h_0^1$ и $z = h_0^2$ определяются решением уравнения

$$\tau_{\max}(z) = \frac{1}{2} \sigma_m^y(T(z)), \quad (3.15)$$

где изменение температуры по глубине и зависимость предела текучести матрицы от температуры определяются соотношениями (3.13), (3.14).

Пластическое течение включений. Для определения области пластического течения мягкой фазы недостаточно приравнять значение максимального касательного напряжения $\tau_{\max}(z)$, определяемого из (3.9) – (3.11), к пределу текучести материалов мягкой фазы $\sigma_i^y / 2$ ($i = 1, 2$), поскольку на начало пластического течения включений влияет концентрация напряжений вокруг включений. Необходимо учесть внутреннюю структуру композита и микроскопические поля напряжений, возникающие вблизи включений, которые существенно отличаются от макроскопических напряжений.

Для удобства расчета реальная структура композита заменяется периодической структурой с прямоугольной решеткой, в узлах которой расположены чередующиеся включения двух фаз (рис. 3.41). Шаг решетки, т.е. среднее расстояние между включениями, считается заданной характеристикой материала и совпадает со средним размером зерна матрицы d .

Включения мягких фаз 1 и 2 имеют форму сфер радиусами R_1 и R_2 , которые определяются как $R_i = n_i^{1/3} d / 2$, $i = 1, 2$, где n_i – концентрация включений мягких фаз. Рассмотрим сферу радиусом $R = d / 2 = R_i / n_i^{1/3}$ с центром в центре включения. Внутри этой сферы содержится только одно включение. Предполагаем, что это включение находится в условиях пластического течения.

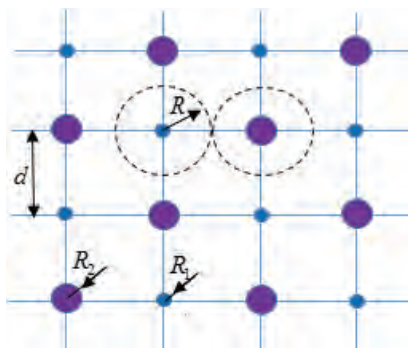


Рис. 3.41. Периодическая структура, используемая для расчета локальных напряжений в сплаве

Из решения уравнений Ламе следует, что напряженное состояние внутри области, заключенной между двумя сферическими поверхно-

стями, является главным, при этом радиальные и растягивающие напряжения определяются по следующим формулам [49]:

$$\sigma_r = C_1 \frac{E_m}{1-2\nu_m} - C_2 \frac{E_m}{(1+\nu_m)r^3}; \quad (3.16)$$

$$\sigma_\theta = C_1 \frac{E_m}{1-2\nu_m} + C_2 \frac{E_m}{2(1+\nu_m)r^3}. \quad (3.17)$$

Постоянная C_2 для каждого из двух видов включений находится из условия, справедливого для поверхности включения $r = R_i$:

$$\left| \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{2} \right| = \tau_i^*, \quad (3.18)$$

где $\tau_i^*, i = 1, 2$ – предел текучести материалов мягких фаз на сдвиг.

Таким образом,

$$C_2 = \frac{\tau_i^* R_i^3}{3} \frac{2(1+\nu_m)}{E_m}. \quad (3.19)$$

Напряженное состояние на поверхности сферы радиусом R можно считать совпадающим с усредненным полем напряжений в сплаве, рассчитанным в предыдущем разделе. Тогда сдвиговые напряжения на поверхности сферы радиусом R определяются по формуле

$$\tau = \left| \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{2} \right| = \frac{\tau_i^* R_i^3}{R^3}.$$

Следовательно, толщину h_i слоев, в которых происходит пластическое течение включений каждой из двух мягких фаз, можно рассчитывать по формуле

$$\tau_{\max}(h_i) = n_i \tau_i^* = \frac{1}{2} n_i \sigma_i^y(T(h_i)), \quad (3.20)$$

где изменение температуры по глубине и зависимость пределов текучести материалов включений от температуры определяются соотношениями (3.13), (3.14).

3.3.4. Расчет толщины пленки вторичных структур, формирующейся на поверхности

Расчет количества выделившейся мягкой структурной составляющей. В области, в которой имеет место пластическая деформация матрицы, т.е. в полосе $h_0^1 \leq z \leq h_0^2$, определяемой соотношением (3.15), включения полностью выдавливаются на поверхность и концентрация мягкой фазы становится равной нулю.

В области, в которой матрица деформируется упруго, а включения находятся в состоянии пластического течения, т.е. в слоях толщиной $h_0 < z \leq h_i$, $i = 1, 2$ (см. рис. 3.39), объем выдавленной на поверхность мягкой фазы определяется деформацией включений каждого вида. Для того чтобы оценить этот объем, рассмотрим задачу о единичном включении радиусом R_i , заключенном в упругую сферическую полость радиусом R . Аналогично задаче, рассмотренной выше, предполагается, что напряженное состояние обладает сферической симметрией и включение находится в условиях пластического течения, т.е. удовлетворяются соотношения (3.16) – (3.19), где $\tau_i^* = \sigma_i^y(T) / 2$ – зависящие от температуры пределы текучести материалов включений двух фаз. Кроме того, считаем, что к внешнему радиусу $r = R$ сферической полости приложено равномерное давление p . Поскольку нас интересует изменение объема включения, то в качестве этого давления можно рассматривать усредненное гидростатическое давление в композитном слое $p(z)$, определяемое по соотношениям (3.9) – (3.11). Из этого условия определим постоянную C_1 в соотношениях (3.16) и (3.17). В результате для радиальных перемещений в упругой полости получим выражение

$$u_r(r) = \frac{(4\sigma_i^y n_0 + 3p(z))(2\nu_m - 1)r^3 - \sigma_i^y R_i^3(1 + \nu_m)}{3E_m r^2}.$$

Отсюда определим изменение радиуса включения:

$$\Delta R_i = -u_r(R_i) = R_i \frac{(4\sigma_i^y n_i + 3p(z))(1 - 2\nu_m) + \sigma_i^y(1 + \nu_m)}{3E_m}. \quad (3.21)$$

Полученное соотношение позволяет оценить концентрацию каждой из двух компонент мягкой фазы в сплаве $n_i^{\text{ост}}(z)$, $i = 1, 2$, остающуюся в сплаве в результате выдавливания части мягкой фазы на поверхность:

$$n_i^{ocm}(z) = \begin{cases} 0, & 0 \leq z \leq h_0; \\ \left(\frac{R_i - \Delta R_i(z)}{R} \right)^3, & h_0 < z \leq h_i; \\ n_i & h_i < z \leq h, \end{cases} \quad (3.22)$$

где $\Delta R_i(z)$ определяется соотношением (3.21), а границы h_0 и h_m областей пластического течения матрицы и включений – соотношениями (3.15) и (3.21) соответственно.

Зная функции $n_i^{oct}(z)$, можно рассчитать объем мягкой фазы кажого вида, выделившейся на поверхность композитного слоя:

$$V_i = S \int_0^{h_i} [n_i - n_i^{oct}(z)] dz,$$

где S – площадь поверхности.

Суммарный объем выделившейся на поверхность мягкой структурной составляющей определяется как $V = V_1 + V_2$.

Учтем также тот факт, что во включениях, имеющих непосредственный выход на поверхность, мягкая фаза должна отсутствовать (например, выделиться еще в гидродинамическом режиме и унести потоком смазки). Суммарный объем этих включений составляет $S n_i R_i$. С учетом этого и соотношения (3.20) получим следующее выражение для расчета средней толщины смазочной пленки, возникающей на поверхности антифрикционного слоя:

$$\delta = \sum_{i=1}^2 n_i \left[h_i - R_i - \int_{\max(R_i, h_0)}^{h_i} \left(1 - \frac{\Delta R_i(z)}{R_i} \right)^3 dz \right]. \quad (3.23)$$

Влияние разности коэффициентов теплового расширения матрицы и мягкой фазы. Учитывая, что матрица и мягкие включения по-разному расширяются при нагревании, соотношение для изменения радиуса включения (3.21) необходимо дополнить членом, отвечающим за разницу температурных коэффициентов линейного расширения:

$$\Delta R_i^T(z) = \Delta R_i(z) + T(z)(\alpha_i - \alpha_m).$$

Чтобы рассчитать среднюю толщину смазочной пленки с учетом разницы коэффициентов теплового расширения, необходимо это соотношение подставить в выражение (3.23) вместо $\Delta R_i(z)$. В табл. 3.18 приведены табличные значения коэффициентов линейного расширения алюминия и рассматриваемых материалов мягкой фазы [40].

Таблица 3.18

Температурные коэффициенты линейного расширения компонент сплава

Материал	$\alpha \cdot 10^6, ^\circ\text{C}^{-1}$
Al	22,2
Sn	23,4
Pb	28,0
Эвтектика Sn – Pb	24,0
Bi	13,0

Приведенные данные показывают, что из всех возможных вариантов материалов для мягкой фазы только у висмута коэффициент теплового расширения меньше, чем у матицы. Это означает, что для включений висмута тепловое расширение будет приводить к уменьшению количества выделившейся мягкой фазы. Для других рассмотренных материалов включений тепловое расширение приводит к увеличению количества выделившейся мягкой фазы.

3.3.5. Анализ влияния на пленку вторичных структур условий трения, механических свойств и структуры сплава

Для расчета количества мягкой фазы, выделившейся на поверхность сплава при трении, используются характеристики материалов, приведенные выше в табл. 3.16–3.18. Кроме того, в расчетах используются следующие величины и диапазоны величин, характеризующих условия фрикционного взаимодействия алюминиевого сплава со стальным контртелом:

$$p_0 = 0,1 \dots 50 \text{ МПа}; T_0 = 50 \dots 200 ^\circ\text{C}; \\ \nu = 1 \text{ м/с}; \mu = 0,15; k = 0,4.$$

Параметры шероховатости индентора варьируются в пределах $l = 10 \dots 50 \text{ мкм}$, $\bar{R}/l = 1$. Среднее расстояние между включениями

(средний размер зерна алюминиевого сплава) считается равным 20 мкм, кроме расчетов, в которых оно варьировалось.

Влияние внешней нагрузки и температуры на самосмазывание сплава при трении. На рис. 3.42 показано распределение по глубине концентрации компонент мягкой фазы $n_i^{\text{ост}}(z)$, $i=1, 2$, оставшихся после выделения части мягкой фазы на поверхность сплава. Расчет проведен по соотношению (3.22) для сплава, состоящего из алюминиевой матрицы, 10 % олова и 10 % свинца при различных значениях средней температуры и давления на поверхности трения. В качестве параметров шероховатости контртела взяты значения $l = \bar{R} = 50$ мкм. Кривые 1 и 2 показывают концентрацию олова и свинца соответственно.

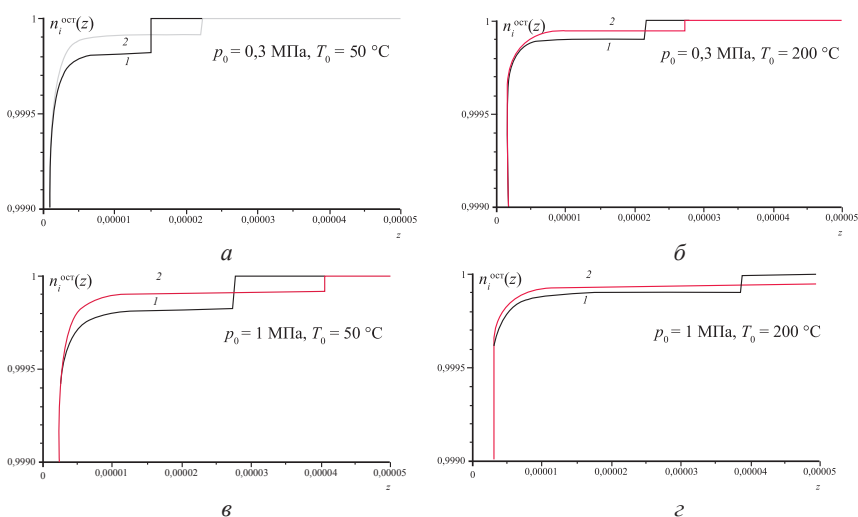


Рис. 3.42. Распределение по глубине остаточной концентрации олова (кривые 1) и свинца (кривые 2) в сплаве Al – 0,1 % Sn – 0,1 % Pb:
 $p_0 = 0,3$ МПа, $T_0 = 50$ °C (а); $p_0 = 0,3$ МПа, $T_0 = 200$ °C (б);
 $p_0 = 1$ МПа, $T_0 = 50$ °C (в); $p_0 = 1$ МПа, $T_0 = 200$ °C (г)

Результаты показывают, что непосредственно под поверхностью существует обедненный слой, из которого мягкая фаза выдавилась полностью. Толщина этого слоя возрастает с увеличением давления и температуры. Глубже этого слоя находится область, из которой включения мягкой фазы выдавились частично.

На рис. 3.43 показана зависимость средней толщины пленки, выделившейся на поверхность мягкой фазы, от температуры при раз-

личных значениях номинального давления на поверхности трения. Кривые 1 соответствуют двухкомпонентному сплаву Al – 0,2 % Sn, кривые 2 – трехкомпонентному Al – 0,1 % Sn – 0,1 % Pb.

Анализ результатов показывает, что самосмазывание сплава связано с различными механизмами при различных условиях трения, описанными ниже.

1. Небольшие значения внешней нагрузки и температуры (для выбранных значений параметров это $p_0 < 1$ МПа, $T_0 < 100$ °С), что соответствует случаю, представленному на рис. 3.43, а. При этом пластическое течение матрицы не происходит или имеет место в тонком приповерхностном слое, толщина которого сравнима с размером включений. Толщина обедненного слоя в этом случае составляет от доли микрона до нескольких микрон. Процесс выдавливания мягкой фазы в значительной мере определяется упругой деформацией матрицы. Средняя толщина пленки смазки на поверхности при этом составляет доли микрон.

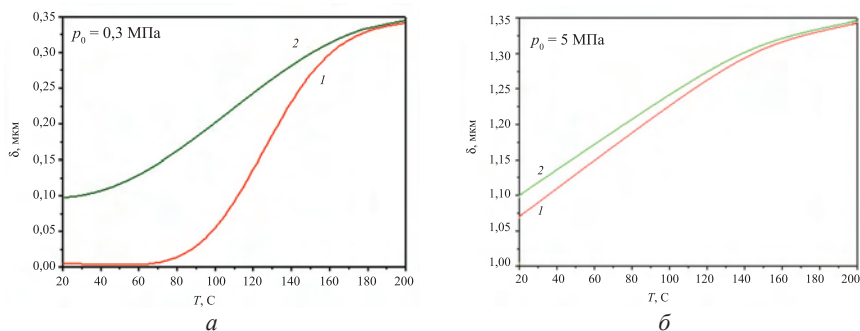


Рис. 3.43. Зависимость средней толщины смазочной пленки от температуры для двухкомпонентного (кривые 1) и трехкомпонентного (кривые 2) сплавов: $p_0 = 0,3$ МПа (а); $p_0 = 5$ МПа (б)

2. Достаточно большая внешняя нагрузка и высокая температура (что соответствует случаю, представленному на рис. 3.42, з). При этом приповерхностный обедненный слой, в котором происходит пластическое течение матрицы, существует, и его толщина h_m заметно больше среднего размера включений R_1 и R_2 . Выделение на поверхность мягкой фазы определяется главным образом пластической деформацией матрицы в приповерхностном слое. Средняя тол-

щина пленки смазки на поверхности в этом случае достигает нескольких микрон.

Влияние концентрации и свойств мягкой фазы на количество выделившейся смазки. На рис. 3.44 представлены результаты расчета средней толщины пленки для сплава с алюминиевой матрицей и заданной концентрацией одной из мягких фаз.

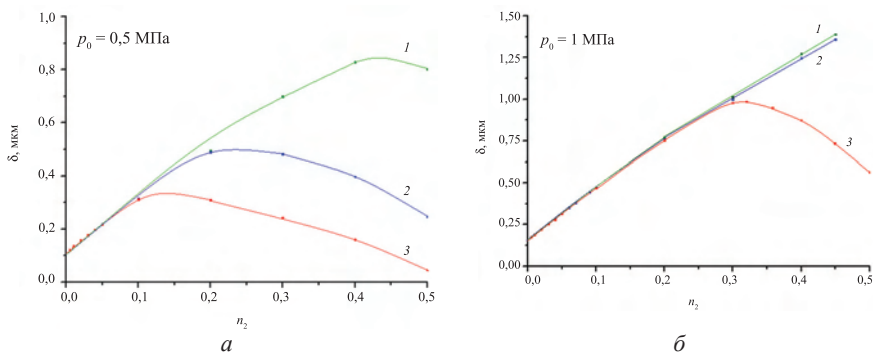


Рис. 3.44. Зависимость средней толщины смазочной пленки от концентрации второй мягкой фазы n_2 при $n_1 = 0,06 = \text{const}$ для разных материалов второй мягкой фазы: висмута (кривые 1), оловянно-свинцовой эвтектики (кривые 2) и свинца (кривые 3); $p_0 = 0,5$ МПа (а); $p_0 = 1$ МПа (б)

В качестве мягкой фазы с заданной концентрацией $n_1 = 0,06 = \text{const}$ принималось олово. В качестве второй мягкой фазы, концентрация n_2 которой варьировалась, – висмут (кривые 1), оловянно-свинцовая эвтектика (кривые 2) и свинец (кривые 3). Результаты получены для температуры $T_0 < 100$ °С при $l = \bar{R} = 50$ мкм.

Было установлено, что при малых значениях давления толщина пленки немонотонно зависит от концентрации, подобно тому как это происходит для модели двухкомпонентного сплава [44]. Существует оптимальная концентрация, значение которой индивидуально для каждой компоненты мягкой фазы. Наибольшая толщина пленки обеспечивается выбором в качестве второй мягкой фазы материала с более низким пределом текучести и более высоким модулем упругости (висмута). Добавление свинца в качестве второй мягкой фазы оказывается менее эффективно с точки зрения выделения мягкой фазы, поскольку он в силу своего низкого модуля упругости уменьшает эффективную жесткость композита.

Однако все эти различия, обусловленные добавлением разных материалов в качестве мягких фаз, имеют место только при относи-

тельно малом давлении. При повышении давления (а также температуры) влияние свойств мягкой фазы на количество выделившейся смазки становится несущественным. При высоких значениях давления ($p_0 > 1 \dots 5$ МПа) толщина пленки монотонно возрастает с увеличением концентрации каждой компоненты мягкой фазы и практически не зависит от свойств этих компонент.

На рис. 3.45 представлены зависимости средней толщины смазочной пленки от суммарной концентрации мягких фаз в сплаве $n_0 = n_1 + n_2$ для двух разных значений давления при $l = \bar{R} = 20$ мкм. Были заданы средние радиусы включений R_1 и R_2 , из чего рассчитывалась концентрация составляющих мягкой фазы n_1 и n_2 . Расчеты проводились для сплава, состоящего из алюминиевой матрицы и двух видов мягких включений – олова и оловянно-свинцовой эвтектики.

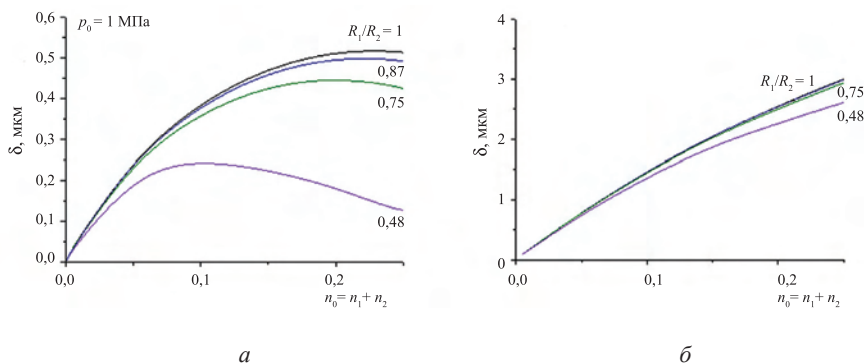


Рис. 3.45. Зависимость средней толщины смазочной пленки от суммарной концентрации мягкой фазы:
 $p_0 = 1$ МПа (а); $p_0 = 50$ МПа (б)

Исследовалось влияние соотношения размеров включений двух фаз на количество выделившейся мягкой структурной составляющей. Результаты показывают, что наибольшее количество смазки выделяется при одинаковых размерах включений обеих мягких фаз. При больших нагрузках выделение мягкой фазы определяется пластической деформацией матрицы, и соотношение размеров включений меньше влияет на количество смазки.

На рис. 3.46 приведена зависимость средней толщины смазочной пленки от среднего расстояния между включениями. Расчет прово-

дился для сплава с таким же составом, как и на рис. 3.45, при $p_0 = 10$ МПа и тех же параметрах шероховатости контртела. В принятой модели среднее расстояние между включениями d соответствует среднему размеру зерна матрицы. В данном расчете были заданы d и концентрация составляющих мягкой фазы n_1 и n_2 , из чего рассчитывались средние радиусы включений R_1 и R_2 .

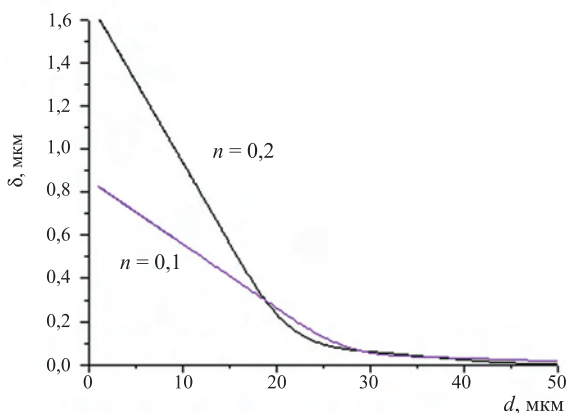


Рис. 3.46. Зависимость средней толщины смазочной пленки от расстояния между включениями

При увеличении расстояния между включениями (и, соответственно, увеличении размера включений) при постоянной концентрации количество выделившейся мягкой фазы уменьшается. При больших расстояниях d толщина смазочной пленки слабее зависит от концентрации включений и от соотношения радиусов включений двух мягких фаз.

Влияние свойств твердой фазы на толщину пленки вторичных структур. Добавление различных компонент в материал алюминиевой матрицы позволяет существенно влиять на свойства твердой фазы. В частности, добавление меди и кремния, а также увеличение температуры отжига сплава приводит к повышению твердости матрицы, что считается положительным эффектом и ассоциируется с повышением износостойкости материала.

Однако с точки зрения механизма самосмазывания повышение твердости алюминиевой матрицы оказывает негативное действие, приводя к уменьшению количества выделяющейся на поверхность

мягкой фазы. Для иллюстрации этого вывода на рис. 3.47 приведены зависимости толщины пленки от предела текучести матрицы (который можно считать пропорциональным ее твердости [40]). Расчеты проведены для трехкомпонентного сплава Al – 0,1 % Sn – 0,1 % Pb при $T_0 = 100^\circ\text{C}$ и различных значениях давления. Результаты показывают, что увеличение предела текучести (а значит, и твердости) матрицы приводит к уменьшению количества выделяемой сплавом мягкой фазы, что особенно заметно при высоком давлении.

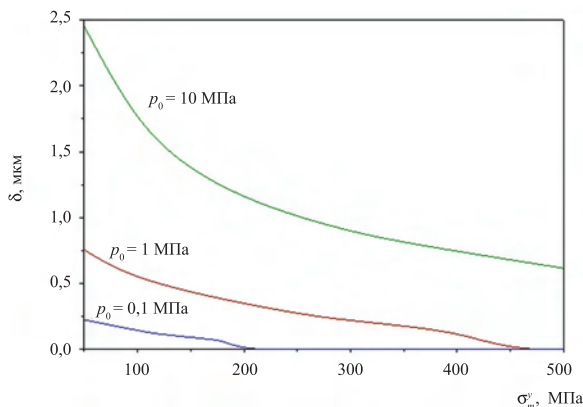


Рис. 3.47. Зависимость средней толщины пленки от предела текучести матрицы

Сопоставление результатов расчетов с экспериментальными данными. Для случая двухкомпонентных алюминиевых сплавов АО20-1 и АО10С2 было проведено сравнение расчетов по модели с данными экспериментального измерения толщины пленки вторичных структур, формирующейся на поверхности сплавов в критических режимах трения [35]. Была показана хорошая сходимость результатов теоретических расчетов и экспериментальных данных.

Для случая многокомпонентных сплавов в табл. 3.19 приведены результаты расчета средней толщины поверхностной пленки при $p_0 = 1$ МПа, которые сопоставлены со значениями коэффициента трения, измеренными в трибологических испытаниях сплавов при том же номинальном давлении. Для оценки значений предела текучести матрицы для данных сплавов в табл. 3.19 также приведены результаты измерения твердости сплавов (подробно методика измерения и результаты приводятся в разд. 3.1).

**Сопоставление экспериментально измеренных значений коэффициента трения
с расчетной толщиной пленки для многокомпонентных сплавов**

Номер сплава	Состав сплава	Твердость НВ	Измеренный коэффициент трения f при $p_0 = 1$ МПа	Расчетная толщина пленки δ , мкм
3	Al6Sn5Si4Cu2Pb	132,0	0,40	0,021
4	Al6Sn4Cu2Bi	135,0	0,38	0,022
5	Al6Sn5Si4Cu2Pb2Bi	123,0	0,34	0,030
7	Al5Si4Cu2Pb	110,0	0,51	0,007
8	Al5Si4Cu2Bi	119,0	0,37	0,009
9	Al5Si4Cu2Pb2Bi	116,0	0,35	0,013
12	Al20Sn4Cu	99,7	0,29	0,105

Результаты показывают, что сплавы 3–5 и 7–9 характеризуются очень высокой твердостью, вследствие чего средняя толщина пленки, которая может сформироваться на них при данных условиях, чрезвычайно мала – всего лишь сотые доли микрон. Такая пленка не может быть сплошной, она покрывает лишь незначительные по площади участки поверхности.

Особенно малой оказывается расчетное значение толщины пленки у сплавов 7 и 8. Эти сплавы характеризуются очень низким значением содержания мягкой фазы – всего 2 %. Результаты испытаний показали, что эти два сплава не выдерживают нагрузок при трении выше 1 МПа (происходит схватывание и перенос материала на контртело), в то время как сплавы 3–5, 9 и 12 были благополучно испытаны также при нагрузке 2,2 МПа (см. рис. 3.15).

Наибольшую расчетную толщину пленки обеспечивает сплав 12, у которого самое высокое содержание мягкой фазы – 20 %. Этот же сплав характеризуется относительно низким измеренным коэффициентом трения и относительно небольшим износом.

Сопоставление результатов расчета толщины выделяющейся пленки и измеренных значений коэффициента трения для представленных сплавов показывает, что имеется некоторая корреляция между этими двумя величинами: наибольший коэффициент трения соответствует наименьшей толщине пленки, и наоборот, что служит подтверждением адекватности построенной модели.

3.4. Исследование влияния шероховатости на контактное взаимодействие тел с поверхностными слоями, свойства которых отличны от объемных

3.4.1. Цель теоретико-экспериментального исследования поверхностных слоев сплавов

На поверхности сплавов в результате трения образуется наноразмерная пленка вторичных структур, свойства которой отличаются от свойств основного материала сплава. Пленка образуется в результате выделения мягкой фазы сплава; таким образом, происходит обеднение поверхностных слоев материала, что также может привести к изменению механических свойств этих слоев. В случае если механические свойства поверхностных слоев отличаются от объемных, для их идентификации используются методы индентирования, в том числе упругого. На результаты индентирования существенно влияет шероховатость поверхности исследуемого материала. С целью учета этого фактора была разработана механико-математическая модель контактного взаимодействия гладкого индентора и двуслойного упругого полупространства с шероховатой поверхностью.

Качество поверхности обычно контролируется методами профилометрии либо атомно-силовой микроскопии, но эти исследования не используются в качестве базы для моделирования дискретного контакта.

Более распространенными являются модели, в которых шероховатый индентор взаимодействует с гладким двуслойным телом. При исследовании дискретного контакта использовались как результаты профилометрирования [50, 51], так и периодические модели шероховатости [52–54]. Эти же подходы позже были использованы при решении двухуровневой задачи, т.е. при исследовании влияния параметров микрогеометрии на контактные характеристики на макроуровне [55, 56]. При исследовании поверхностных слоев алюминиевых сплавов триботехнического назначения актуальной является другая постановка – о взаимодействии шероховатого двуслойного тела и гладкого индентора. Это связано с тем, что в результате трения отполированные исходные поверхности становятся шероховатыми. Сложность решения задач такого типа состоит в том, что переменная толщина слоя, обусловленная шероховатостью, делает невозможным использование численно-аналитических методов, основанных на интегральных преобразованиях Ханкеля и Фурье, а разные масштабы параметров контактного взаимодействия на макро- и мик-

роуровнях существенно затрудняют использование численных методов.

Ниже предложено приближенное решение задачи о контакте гладкого индентора и шероховатого упругого слоя на упругом основании, которое основано на принципе локализации, сформулированном И.Г. Горячевой для периодических контактных задач [57], а также на методах, разработанных в [55, 58]. Представлены границы применимости модели, проведен анализ влияния параметров микрогеометрии на результаты индентирования.

3.4.2. Механико-математическая модель контактного взаимодействия гладкого индентора и шероховатого контртела с неоднородными поверхностными слоями

Рассмотрим осесимметричный индентор, который под действием нормальной силы Q внедряется в двуслойное упругое полупространство (рис. 3.48). Шероховатость покрытия моделируется периодической системой осесимметричных неровностей, причем выполняются следующие условия:

$$h_r \ll H ; \quad (3.24)$$

$$l \ll a . \quad (3.25)$$

Это значит, что высота неровностей h_r имеет иной масштаб, чем толщина слоя H (условие (3.24)), а расстояние между неровностями l много меньше, чем размер площадки контакта a .

Нормальные перемещения поверхности определяются следующим соотношением:

$$w(x, y) = C[p(x, y)] + A[p(x, y)] , \quad (3.26)$$

где $p(x, y)$ – функция, определяющая номинальное давление в области контакта;

$C[p(x, y)]$ – функция дополнительного смещения, которая определяет податливость контакта из-за наличия слоя шероховатостей и зависит от номинального давления;

$A[p(x, y)]$ – функция, которая определяется из решения контактной задачи без учета влияния слоя неровностей.

Решение двухуровневой контактной задачи включает расчет функции дополнительного смещения и использование ее при решении задачи на макроуровне.

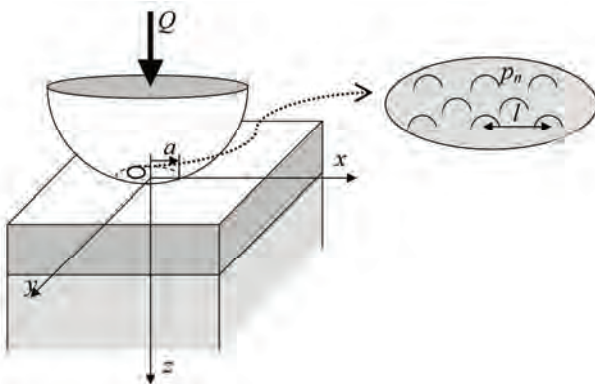


Рис. 3.48. Схема контакта индентора с двуслойным упругим полупространством

Условие (3.24) позволяет пренебречь влиянием подложки при исследовании контактной задачи на микроуровне. Подобный подход позволяет использовать все многообразие решений, существующих для однородных упругих тел. Условие (3.25) позволяет использовать периодическую контактную задачу для определения функции дополнительного смещения. Задача о контакте периодической системы инденторов и однородного упругого полупространства подробно исследована в [57]. В частности, получена и исследована функция дополнительного смещения в задаче о контакте периодической одноуровневой системы сферических инденторов, расположенных в узлах гексагональной решетки, и упругого полупространства. Показано, что при малой плотности контакта функция дополнительного смещения может быть описана следующим соотношением:

$$\frac{C[p(x, y)]}{l} = \left(\frac{p(x, y)}{E^*} \right)^{\frac{2}{3}} \gamma_1 \left(\frac{\bar{R}}{l} \right) \left(1 + \gamma_2 \left(\frac{\bar{R}}{l} \right) \frac{p(x, y)}{E^*} \right) + B \frac{p(x, y)}{E^*};$$

$$\gamma_1 \left(\frac{\bar{R}}{l} \right) = \frac{3}{8} \left(\frac{9l}{2\bar{R}} \right)^{\frac{1}{3}}; \quad \gamma_2 \left(\frac{\bar{R}}{l} \right) = \frac{\bar{R}}{l} \left(\frac{2\sqrt{3}}{3\pi} \right)^{\frac{1}{3}}; \quad (3.27)$$

$$B = \frac{6\sqrt{3}}{\pi} - 2\sqrt{\frac{14}{\pi\sqrt{3}}},$$

где \bar{R} – радиус микроиндентора.

Рассмотрим контакт двуслойного упругого полупространства и осесимметричного индентора, форма которого описывается функцией $f(r)$. На границе раздела слоя и полупространства выполняются условия полного сцепления:

$$\begin{aligned} w^{(1)} &= w^{(2)}; & u_r^{(1)} &= u_r^{(2)}; \\ \sigma_z^{(1)} &= \sigma_z^{(2)}; & \tau_{rz}^{(1)} &= \tau_{rz}^{(2)}, \end{aligned} \quad (3.28)$$

где $\sigma_z^{(i)}$, $\tau_{rz}^{(i)}$ и $w^{(i)}$, $u_r^{(i)}$ – напряжения и перемещения в слое ($i = 1$) и полупространстве ($i = 2$).

Граничные условия на поверхности определяются следующими соотношениями:

$$\begin{aligned} w^{(1)}(r) + w^C(r) + w^{(3)}(r) &= f(r) + D, & 0 \leq r \leq a; \\ \sigma_z^{(1)}(r) &= 0, & a < r < +\infty; \\ \tau_{rz}^{(1)}(r) &= 0, & 0 \leq r < +\infty, \end{aligned} \quad (3.29)$$

где D – глубина внедрения индентора;

$w^{(3)}(r)$ – упругие перемещения поверхности индентора;

$w^C(r)$ определяется с помощью функции дополнительного смещения, которая зависит от неизвестного номинального давления $p(r)$.

Также используется уравнение равновесия:

$$Q = 2\pi \int_0^a p(r) dr. \quad (3.30)$$

Для гладких инденторов дополнительное условие $p(a) = 0$ используется для определения неизвестного радиуса области контакта.

Решение контактной задачи без учета шероховатости представлено в [59]. Ниже изложены его основные этапы, включающие особенности, привнесенные наличием функции $w^C(r)$.

Круговая область контакта делится на N колец толщиной Δr , контактное давление представляется в виде кусочно-постоянной функции $p(r) = p_j$ ($r_{j-1} < r < r_j$, $r_j = j \cdot \Delta r$, $j = 1, \dots, N$), которая определяется из решения следующей системы уравнений:

$$\begin{cases} p_1(\kappa_1^{(n)} - \omega_1^{(n)}) + \dots + p_N(\kappa_N^{(n)} - \omega_N^{(n)}) + w'(r_j) = f_1(r_j) \quad (n=1, 2, \dots, N-1); \\ \pi \sum_{n=1}^N p_n(r_n^2 - r_{n-1}^2) = Q; \\ w' = S_m + v_m p_c, \quad p_{m-1} \leq p_c \leq p_m, \end{cases} \quad (3.31)$$

где $\kappa_j^{(n)}$ и $\omega_j^{(n)}$ – коэффициенты влияния для двуслойного упругого полупространства и упругого индентора соответственно.

Система (3.31) также включает уравнение равновесия.

Метод расчета коэффициентов влияния подробно изложен в [58]. Функция дополнительного смещения представляется здесь как кусочно-линейная, S_m, v_m в (3.31) – это параметры некоторого линейного сегмента. Алгоритм построения приближенной кусочно-линейной функции включает выбор начальной точки первого линейного сегмента в окрестности $p(x,y) = 0$, расчет изменения производной и определения точки смены сегментов из условия изменения значения производной на 10 % от начала до конца сегмента. В качестве начального приближения используется решение задачи без учета функции дополнительного смещения.

В работе [59] метод решения задачи и существующие ограничения представлены в более полном объеме, также приведен анализ зависимости глубины внедрения от нагрузки для разных параметров микрогеометрии, в рамках рассматриваемой периодической задачи – это расстояние между инденторами и радиус микроиндентора.

3.4.3. Экспериментально-теоретическое исследование процесса индентирования алюминиевых сплавов

Очевидно, что описанная выше приближенная постановка задачи позволяет исследовать только характеристики контактного взаимодействия на макроуровне. Особенностью исследования алюминиевых сплавов после фрикционного воздействия являются неизвестные значения толщины пленки вторичных структур и обедненного поверхностного слоя, а также их механические характеристики. Таким образом, надо решать обратную задачу идентификации этих величин. В работах [60, 61] изложены основные принципы определения упругих свойств и толщины слоя по результатам индентирования.

В качестве примера рассмотрим результаты индентирования сплава, который содержит все элементы системы Al–Si–Cu–Sn–Pb (4 % Cu, 5 % Si, 6 % Sn и 2 % Pb). Результаты склерометрирования и триботехнических испытаний подтвердили принципиальную возможность использования этого сплава в качестве заменителя бронзы. Испытания проводились по схеме возвратно-поступательного движения, в комплекте «палец – диск» из сплава был изготовлен палец, из стали – контртело. Режим испытания – амплитуда 2,5 мм, частота 10 Гц, нагрузка 25 Н, время испытаний – 30 мин.

На рис. 3.49 представлены профили поверхности сплава до и после фрикционного воздействия, полученные на атомно-силовом микроскопе.

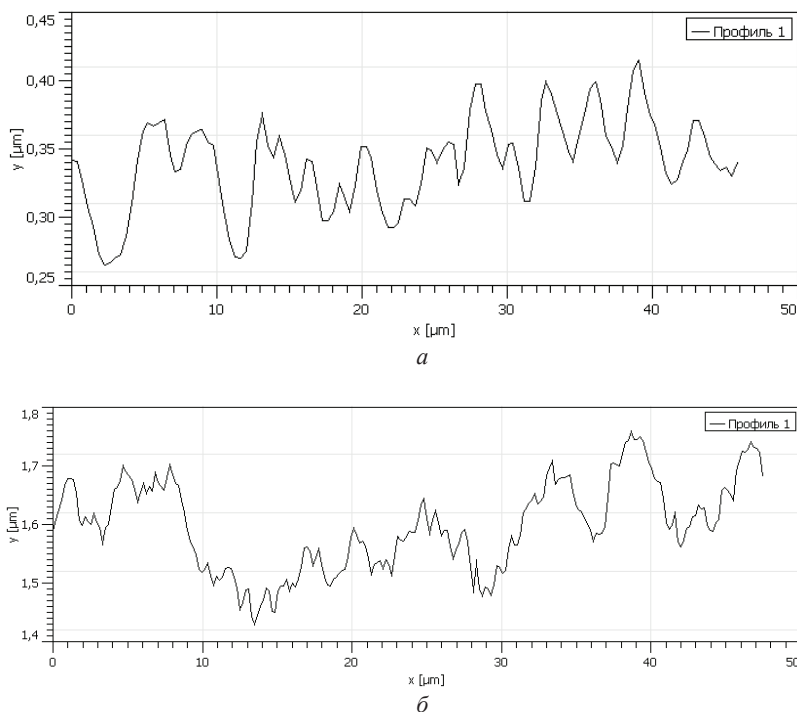


Рис. 3.49. Профили поверхности сплава до (а) и после (б) фрикционного воздействия

Следует отметить, что шероховатость на рис. 3.49, а и б существенно различается. Результаты расчета средних значений шероховатости, необходимых для определения параметров микрогеометрии в

периодической модели, показали, что для исходного профиля средний радиус неровности составил 9,05 мкм, средний период – 2,5 мкм, в то время как для поверхности после фрикционного испытания средний радиус неровности – 2,13 мкм, средний период – 1,04 мкм.

Были проведены эксперименты по индентированию исходного образца сплава и затем того же образца после триботехнических испытаний. В качестве контртела использовался шарик из корунда (модуль Юнга 600 ГПа, коэффициент Пуассона 0,18), диаметром 1,5 мм. Прилагаемая нагрузка – до 0,25 Н. В каждом случае были проведены серии экспериментов, усредненные результаты которых представлены на рис. 3.50 (кривые 1).

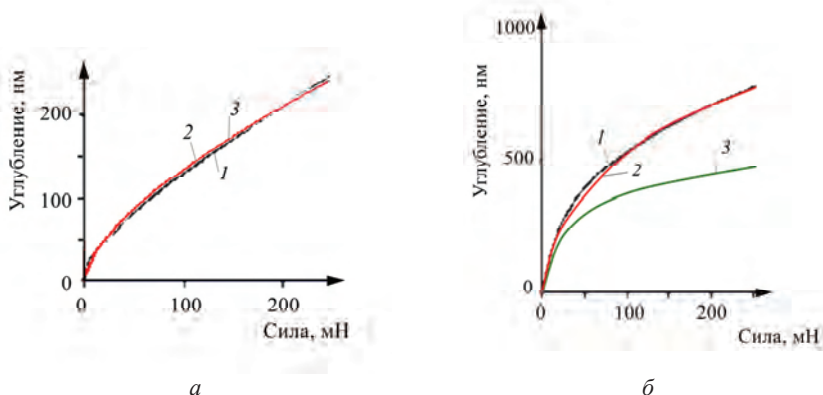


Рис. 3.50. Результаты индентирования сплава до (а) и после (б) фрикционного воздействия: 1 – результаты эксперимента; 2, 3 – результаты расчетов

Следует отметить, что во всех случаях в расчетах принималась во внимание шероховатость поверхности образцов. В случае образца до испытаний на трение упругие свойства поверхностного слоя полагались идентичными объемным. Расчетная кривая 2 (рис. 3.50, а) получена при модуле упругости 65 ГПа, коэффициент Пуассона для сплавов во всех случаях полагался равным 0,3. Кривая 3 на рис. 3.50, б – результат расчета зависимости глубины внедрения от нагрузки при шероховатости, представленной на рис. 3.49, б, и модуле упругости 65 ГПа. Значительное расхождение этой кривой с экспериментальной доказывает существование более податливого слоя на поверхности образца. Сложность расчета заключалась в том, что, помимо модуля упругости, неизвестной величиной являлась толщина этого слоя, причем результат можно считать достоверным только при соблюдении условия (3.24). Расчетная

кривая 2 на рис. 3.50, б получена при следующих значениях параметров: толщина поверхностного слоя 1,5 мкм, модуль упругости 32 ГПа, модуль упругости основного материала 65 ГПа.

Поскольку пленки вторичных структур на поверхности не сохранились, следует предположить, что появление податливого поверхностного слоя является результатом появления микропор после выделения мягкой фазы. Данный результат подтверждает полученный при расчетах по модели самосмазывания вывод о существовании обедненного слоя, из которого мягкая фаза полностью выделилась на поверхность (см. разд. 3.3). Расчетные результаты для распределения концентрации мягких структурных составляющих по глубине сплава (см. рис. 3.42) показывают, что концентрация мягкой фазы резко возрастает от нуля до почти первоначального значения на глубине, превосходящей глубину, на которой происходит пластическое течение матрицы при трении. Из этого следует, что заложенная в настоящую модель ступенчатая зависимость модуля упругости от глубины является адекватной для описания свойств сплава.

Полученная толщина обедненного слоя для данного случая (1,5 мкм) по порядку величины указывает на то, что образец испытывался в режиме относительно небольших нагрузок и температур, в котором пластическое течение матрицы происходит в очень тонком поверхностном слое, а выделение мягкой фазы на поверхность сплава определяется главным образом упругой деформацией матрицы. В этом режиме количество выделяющейся смазки относительно невелико и существенно зависит не только от концентрации, но и от химического состава включений мягкой структурной составляющей.

Заключение

1. Проведены сравнительные триботехнические испытания образцов бронзы БрО4Ц4С17 и ее потенциальных заменителей, выполненные по схеме «вал – вкладыш». Полученные результаты свидетельствуют о том, что в пределах статистического разброса экспериментальных данных полученные зависимости $I = f(P)$ для бронзы БрО4Ц4С17 и алюминиевых сплавов № 1.6 и 1.8 практически одинаковы. По результатам высокотемпературного эксперимента, выполненного по торцевой схеме, установлено, что в условиях сухого трения лучшими антифрикционными свойствами обладает бронза ($f \leq 0,17$), в то время как для испытуемых алюминиевых сплавов коэффициент трения $f = 0,25 \dots 0,38$.

Проведены испытания двух партий экспериментальных алюминиевых сплавов их на задиростойкость в условиях несовершенной

смазки. В качестве критериев задиристости использовались как контактное напряжение микрорезания $\sigma_{\text{мкр}}$, так и удельное сдвиговое сопротивление τ , более чувствительное к возможному наклепу поверхностных слоев. По этому критерию для дальнейших трибологических испытаний были отобраны образцы с минимальными соотношением τ/σ_s . Лучшим из них оказался сплав № 2.9, износостойкость которого примерно на порядок выше бронзового, остальные сплавы были сопоставимы с бронзовым. Показано, что при всех прочих равных условиях пригодность материала для работы в качестве подшипникового материала определяется не только его высокими механическими свойствами, но и хорошими антифрикционными характеристиками при несовершенной смазке.

2. На основании проведенного химического анализа исходных сплавов установлено, что основой всех экспериментальных сплавов является алюминиевая матрица. По границам зерен происходит выделение мягкой фазы, а также включений фазы Al_2Cu и кремниевой эвтектики. После термообработки (отжиг) во всех сплавах мягкая фаза сфероидизируется, т.е. принимает округлую форму. Термообработка 2-й группы сплавов (500°C) приводит к сфероидизации кремниевой фазы. При этом количество включений Θ -фазы становится меньше, чем в литом состоянии, что связано с их частичным растворением в алюминиевой матрице при отжиге.

Исследования образцов (1-я группа сплавов, $\text{ТО } 400^\circ\text{C}$) после трибологических испытаний показали, что на контактной 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 малой толщине 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. Для сплавов 2-й группы ($\text{ТО } 500^\circ\text{C}$) после трибологических испытаний обнаружено, что при малых значениях давления, на поверхности колодки, вследствие повышения температуры в зоне трения, происходит выделение мягкой фазовой составляющей. На поверхность стального ролика переносится материал колодки, образуя пленку вторичных структур. При значительном повышении давления на поверхности сплавов могут образовываться как крупные «оксидные нити» (жгутобразные включения с высоким содержанием кислорода), так и мелкие части-

цы подобного элементного состава, представляющие, очевидно, различные стадии образования и разрушения абразивных частиц.

Показано, что термообработка заметно изменяет трибологические свойства алюминиевых сплавов. Образцы 2-й группы не выдерживают нагрузок, при которых испытывались сплавы 1-й группы. Проведенные микроскопические исследования в сочетании с микроанализом демонстрируют происходящие при этом изменения поверхности. Так, для образцов, прошедших ТО 400 °С (остывание с печью), после трибологических испытаний на поверхности обнаружено значительно меньшее содержание кислорода и углерода, чем у образцов, прошедших ТО 500 °С (с последующей закалкой и старением). На поверхности последних в процессе трения происходят более интенсивные процессы образования абразивных твердых частиц, которые могут способствовать скорейшему появлению задира.

3. Построена модель выделения мягкой фазы на поверхность антифрикционного сплава, которая использована для исследования зависимости количества твердого смазочного материала, образующегося на поверхности сплава, от основных характеристик составляющих сплава. С помощью построенной модели проведен анализ влияния свойств матрицы и мягких структурных составляющих на количество выделяемой в зону трения мягкой фазы, обеспечивающей эффект самосмазывания в различных режимах трения. На основании проведенных расчетов можно сделать следующие выводы по структурному составу сплава и свойствам его компонент с точки зрения увеличения толщины выделяющейся смазочной пленки при трении.

3.1. В критических режимах работы антифрикционного сплава (при высоких значениях давления и температуры) самосмазывающиеся свойства сплава определяются главным образом пределом текучести алюминиевой матрицы, который связан с ее твердостью. Поэтому твердость матрицы не должна быть слишком высокой. Предел текучести матрицы должен быть таким, чтобы пластическая деформация матрицы распространялась на глубину не менее нескольких размеров включений. При высоких контактных нагрузках и температуре фазовый состав мягкой структурной составляющей оказывает незначительное влияние на объем выделяющейся смазки, который в этом случае зависит только от суммарной концентрации всех компонент мягкой фазы и возрастает с увеличением этой концентрации.

3.2. В режимах, когда пластическое течение матрицы не достигается или происходит только в очень тонком приповерхностном слое (при небольших нагрузках и температуре), средняя толщина выделившейся мягкой фазы существенно зависит от ее фазового состава и

концентрации каждой компоненты. Оптимальные значения концентрации каждой компоненты мягкой фазы можно подобрать, используя предложенную в разд. 3.4.2–3.4.4 модель расчета. В качестве компонент мягкой фазы наилучший результат дают обеспечивают материалы с наиболее низким пределом текучести, но одновременно достаточно высоким модулем упругости.

3.3. Самосмазывание тем эффективнее, чем ближе друг к другу размеры включений различных мягких фаз. При фиксированной суммарной концентрации мягкой фазы в композите толщина формирующейся пленки тем больше, чем меньше среднее расстояние между включениями.

4. Предложена модель, позволяющая учесть влияние шероховатости поверхностного слоя, свойства которого отличаются от объемных, на решение задачи о контакте гладкого индентора с двуслойным упругим полупространством. Эта модель использована для определения свойств поверхностных слоев алюминиевых сплавов до и после триботехнических испытаний.

Показано, что в результате фрикционного взаимодействия на поверхности образуется обедненный слой, податливость которого вдвое больше податливости основного материала. Предложенный метод позволяет определять толщину обедненного слоя, что с использованием результатов разд. 3.3 дает возможность судить о режиме самосмазывания, в котором находился исследуемый образец при трении: имело ли место пластическое течение матрицы на значительной глубине или выделение мягкой фазы происходило в основном в результате упругой деформации матрицы. Построенная модель позволяет также определять эффективный модуль упругости как основного материала, так и обедненного поверхностного слоя. Это особенно важно для многокомпонентных сплавов со сложной структурой как твердой, так и мягкой фазы, когда аналитический расчет эффективных характеристик затруднен.

Таким образом, теоретические модели, предложенные в разд. 3.3 и 3.4, позволяют предсказывать не только примерную толщину образующейся при трении поверхностной пленки вторичных структур, но и толщину и свойства обедненного приповерхностного слоя, возникающего после выдавливания из него мягкой фазы. Условием надежной работы сплава является сбалансированные скорости изнашивания и обеднения поверхностных слоев, обеспечивающие равномерное поступление мягкой фазы в зону фрикционного контакта.

Библиографический список

1. Хрущов, М.М. Основные положения к методам испытания на изнашивание [Текст] / М.М. Хрущов // Сб. «Трение и износ в машинах», – М. ; Л. : Изд-во АН СССР, 1939. – С. 297.
2. Зайцев, А.К. Методика лабораторного испытания материалов на износ (методы и машины) [Текст] / А.К. Зайцев // Сб. «Трение и износ в машинах». – М. ; Л. : Изд-во АН СССР, 1939. – С. 310.
3. Конвисаров, Д.В. Методика лабораторных испытаний металлов на износ трением и типы испытательных машин [Текст] / Д.В. Конвисаров // Сб. «Трение и износ в машинах. – М. ; Л. : Изд-во АН СССР, 1939. – С. 328.
4. Хрущов, М.М. Пластичные антифрикционные материалы [Текст] / М.М. Хрущов // Сб. «Трение и износ в машинах». – М. ; Л. : Изд-во АН СССР, 1939. – С. 239.
5. Миронов, А.Е. Сравнение задиростойкости новых антифрикционных алюминиевых сплавов и традиционных антифрикционных бронз [Текст] / А.Е. Миронов [и др.] // Трение и износ. – 2015. – Т. 36. – № 3. – С. 334–339.
6. Миронов, А.Е. Разработка новых марок литейных алюминиевых антифрикционных сплавов для замены бронз в узлах трения [Текст] / А.Е. Миронов, Е.Г. Котова // Изв. Самарского науч. центра РАН. – Т. 13. – № 4(3). – 2011. – С. 1136–1140.
7. Семенов, А.П. Метод оценки противозадирных свойств при трении без смазки [Текст] / А.П. Семенов // Методы испытаний на изнашивание. – М. : Изд-во АН СССР, 1962. – С. 63–71.
8. Михин, Н.М. Новый метод исследования фрикционных свойств подшипниковых материалов [Текст] / Н.М. Михин, К.С. Ляпин // Методы испытания и оценки служебных свойств материалов для подшипников скольжения. – М. : Наука, 1972. – С. 58–65.
9. Крагельский, И.В. Основы расчетов на трение и износ [Текст] / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов. – М. : Машиностроение, 1977. – 523 с.
10. Котова, Е.Г. Исследование микроструктуры и механических свойств экспериментальных антифрикционных сплавов (для монометаллических подшипников скольжения) [Текст] / Е.Г. Котова [и др.] // Цветные металлы и сплавы. – 2013. – № 5. – С. 66–72.
11. Курбаткин, И.И. Трибологические и структурные исследования новых антифрикционных материалов на основе алюминия

[Текст] / И.И. Курбаткин [и др.] // Трение и износ. – 2014. – Т. 35. – № 2. – С. 52–57.

12. Дриц, М.Х. Исследование антифрикционных сплавов на алюминиевой основе [Текст] / М.Х. Дриц. // Сб. «Трение и износ в машинах». – М. : Изд-во АН СССР, 1939. – Т. 1. – С. 209.

13. Хрущов, М.М. Трение, износ и микротвердость материалов : избранные работы к 120-летию со дня рождения [Текст] / М.М. Хрущов. М., 2011. – 510 с.

14. Григорович, В.К. Твердость и микротвердость металлов [Текст] / В.К. Григорович. – М. : Наука, 1976. – 230 с.

15. Богомолов, Н.Н. Исследование влияния наклепа на твердость царапанием [Текст] / Н.Н. Богомолов, Ю.В. Безюлок, И.И. Есикова // Сб. «Склорометрия». – М. : Наука, 1968. – 220 с.

16. Нейль, Г.О. Твердость металлов и ее измерение [Текст] / Г.О. Нейль. – М. ; Л. : Металлургиздат, 1940.

17. Давиденков, Н.Н. Некоторые проблемы механики материалов [Текст] / Н.Н. Давиденков. – Л. : Лениздат, 1943.

18. Рыбаков, Л.М. Структура и износостойкость металла [Текст] / Л.М. Рыбаков, Л.И. Куксенова. – М. : Машиностроение, 1982. – 212 с.

19. Кораблев, В.В. Методы анализа поверхностей [Текст] / В.В. Кораблев, Н.Н. Петров. – М. : Мир, 1979. – 582 с.

20. Миронов, В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии [Текст] / В.Л. Миронов. – М. : Техносфера, 2005. – 144 с.

21. Антоненко, С.В. Исследование пленок и наноструктур с помощью сканирующего зондового микроскопа [Текст] : лаб. практикум ; учеб. пособие / С.В. Антоненко. – М. : НИЯУ МИФИ, 2011. – 96 с.

22. Чеботарев, Н.Т. Приборы и методы физического металловедения [Текст] / Н.Т. Чеботарев. – М. : Мир, 1973. – 427 с.

23. Лаборатория металлографии [Текст] / Е.В. Панченко [и др.]. – М. : Металлургия, 1965. – 439 с.

24. Сканирующая электронная микроскопия и рентгено-спектральный микроанализ а примерах практического применения [Текст] / М.М. Криштал [и др.] ; под ред. М.М. Кришмана. – М. : Техносфера, 2009. – 208 с.

25. Эгертон, Р.Ф. Физические принципы электронной микроскопии [Текст] / Р.Ф. Эгертон. – М. : Техносфера, 2010. – 304 с.

26. Золоторевский, В.С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов [Текст] / В.С. Золоторевский, Н.А. Белов. – М. : МИСиС, 2005. – 376 с.

27. Белов, Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов [Текст] / Н.А. Белов. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. – 392 с.
28. Yuan, G.C. Study on crystallization and microstructure for new series of Al–Sn–Si alloys / G.C. Yuan, Z.J. Li , Y.X. Lou , X.M. Zhang // Materials Science and Engineering. – 2000. – A280. – P. 108–115.
29. Галушка, В.В. Снижение влияния артефактов при рентгено-спектральном микроанализе в электронной микроскопии [Текст] / В.В. Галушка, Д.И. Биленко // Вестн. Саратовского государственного технического университета. – 2010. – Т. 4. – № 3. – С. 20–25.
30. Буше, Н.А. Подшипники из алюминиевых сплавов [Текст] / Н.А. Буше [и др.]. – М. : Транспорт, 1974. – 225 с.
31. Буше, Н.А. Совместимость трущихся поверхностей [Текст] / Н.А.Буше, В.В. Копытько. – М. : Наука, 1981. – 127 с.
32. Alexeyev, N. Mechanics of friction in self-lubricating composite materials i: Mechanics of second-phase deformation and motion / N. Alexeyev, S. Jahanmir // Wear. – 1993. – Vol. 166. – P. 41–48.
33. Буше, Н.А. Контактное взаимодействие антифрикционных сплавов, содержащих мягкую фазу [Текст] / Н.А. Буше, И.Г. Горячева, Р.А. Корнеев // Изв. вузов. Северо-Кавказский регион. Технические науки : спецвыпуск. – 2001. – С. 35–39.
34. Буше, Н.А. Влияние фазового состава антифрикционных алюминиевых сплавов на их самосмазывание при трении [Текст] / Н.А. Буше, И.Г. Горячева, Ю.Ю. Маховская // Трение и износ. – 2002. – № 4. – С. 286 – 295.
35. Курбаткин, И.И. Влияние состава алюминиевых антифрикционных сплавов на процессы образования защитных пленок при их контактном взаимодействии [Текст] / И.И. Курбаткин [и др.] // Трение и износ. – 2006. – Т. 27. – № 4. – С. 355–360.
36. Song, J. A mechanical model for surface layer formation on self-lubricating ceramic composites / J. Song, M. Valefi, M.B. de Rooij, D.J. Schipper // Wear. – 2010. – Vol. 268 (9–10). – P. 1072–1079.
37. Valefi, M. Modelling of a thin soft layer on a self-lubricating ceramic composite / M. Valefi, M.B. de Rooij, M. Mokhtari, D.J. Schipper // Wear. – 2013. – Vol. 303 (1–2). – P. 178 – 184.
38. Dai, L.H. Explicit expressions for bounds for the effective moduli of multi-phased composites by the generalized self-consistent method / L.H. Dai, Z.P. Huang, R. Wang // Comp. Sci. TechIL, – 1999. – Vol. 59. – P. 1691–1699.

39. Дульнев, Г.Н. Теплопроводность смесей и композиционных материалов [Текст] / Г.Н. Дульнев, Ю.П. Заричняк. – Л. : Энергия, 1974. – 261 с.

40. Григорьев, И.С. Физические величины [Текст] : справ. // под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М. : Энергоатомиздат, 1991.

41. Горячева, И.Г. Контактные задачи в трибологии [Текст] / И.Г. Горячева, М.Н. Добычин. – М. : Машиностроение, 1988.

42. Джонсон, К. Механика контактного взаимодействия [Текст] / К. Джонсон. – М. : Мир, 1989.

43. Карслоу, Г. Теплопроводность твердых тел [Текст] / Г. Карслоу, Д. Егер. – М. : Наука, 1964.

44. Коровчинский, М.В. Основы теории термического контакта при локальном трении [Текст] / М.В. Коровчинский // Новое в теории трения. – М. : Наука, 1966. – С. 98–145.

45. Фридман, Я.Б. Механические свойства металлов [Текст] / Я.Б. Фридман. – М. : Машиностроение, 1974.

46. Марковец, М.П. Определение механических свойств металлов по твердости [Текст] / М.П. Марковец. – М. : Машиностроение, 1979.

47. Merchant, H.D. Hardness-temperature relationships in metals / H.D. Merchant, G.S. Marty, S.N. Bahadur, L.T. Dwivedi, Y. Mehrotra // Journal for Material Science. – 1973. – Vol. 8. – P. 437–442.

48. Савинцев, П.А. Некоторые свойства эвтектических сплавов и молекулярная концентрация [Текст] / П.А. Савинцев // Известия – ТПИ. – 1958. – Vol. 95. – С. 146–151.

49. Лурье, А.И. Пространственные задачи теории упругости [Текст] / А.И. Лурье. Москва, 1955.

50. Горячева, И.Г. Периодическая контактная задача для системы штампов и упругого слоя, сцепленного с упругим основанием [Текст] / И.Г. Горячева, Е.В. Торская // Трение и износ. – 1995. – Т. 17. – № 4.

51. Goryacheva, I.G. Stress and fracture analysis in periodic contact problem for coated bodies / I.G. Goryacheva, E.V. Torskaya // Fatigue and Fracture of Engng Materials and Structures. – 2003. – Vol. 26. – № 4.

52. Cole, S.J. A numerical model for the contact of layered elastic bodies with real rough surfaces / S.J. Cole, R.S. Sayles // Journal of Tribology. – 1991. – № 11.

53. Sainsot, Ph. Effect of surface coatings in a rough normally loaded contact / Ph. Sainsot, J.M. Leroy, B. Villechase // Mechanics of Coatings (Tribology Series 17). – 1990.

54. Cai, S. Three-dimensional sliding contact analysis of multilayered solids with rough surfaces / S. Cai, B. Bhushan // ASME Journal of Tribology. – 2007. – № 129.

55. Торская, Е.В. Моделирование фрикционного взаимодействия шероховатого индентора и двухслойного упругого полупространства [Текст] / Е.В. Торская // Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15. – № 2.

56. Nyqvist, J.T. Three-dimensional analysis of multilayered rough surface contact / J.T. Nyqvist, A. Kadiric, R.S. Sayles, E. Ioannides // World tribology congress (WTC2013) Proceedings. – 2013.

57. Горячева, И.Г. Механика фрикционного взаимодействия [Текст] / И.Г. Горячева. – М. : Наука, 2001. – 478 с.

58. Torskaya, E.V. The effect of interface imperfection and external loading on the axisymmetric contact with a coated solid / E.V. Torskaya, I.G. Goryacheva // Wear. – 2003. – Vol. 254. – № (5-6).

59. Torskaya, E. Study of roughness effect on elastic indentation of coated bodies / E. Torskaya // Journal of Mechanical Engineering Science. – 2016.

60. Горячева, И.Г. Моделирование фрикционного взаимодействия композиционных покрытий триботехнического назначения [Текст] / И.Г. Горячева [и др.] // Трение и износ. – 2012. – Т.33. – № 6. – С. 557–565.

61. Torskaya, E. The Method of Elastic Coatings Diagnostics from Indentation Data / E. Torskaya, S. Chizik, S. Siroezkin // CD-ROM Proceedings of CIST2008 & ITS-IFTtoMM 2008 Beijing, CHINA. – 2008. – P. 60.

Научное издание

Белов Николай Александрович
Гершман Евгений Иосифович
Гершман Иосиф Сергеевич
Горячева Ирина Георгиевна
Загорский Дмитрий Львович
Котова Елена Геннадьевна
Маховская Юлия Юрьевна
Мезрин Алексей Михайлович
Миронов Александр Евгеньевич
Муравьева Тамара Ивановна
Сачек Борис Ярославович
Столярова Ольга Олеговна
Торская Елена Владимировна

АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Монография

Редактор *Т.А. Кравченко*

Компьютерная верстка *А.В. Калинкина*

Подписано в печать 07.10.16

Формат 60 × 90 ¹/₁₆

Рег. № 040-м

Электронное
издание

Уч.-изд. л. 13,88

Заказ 5218

Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»,
119049, Москва, Ленинский пр-т, 4

Издательский Дом МИСиС,
119049, Москва, Ленинский пр-т, 4
Тел. (495) 638-45-22

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС
119049, Москва, Ленинский пр-т, 4
тел. (499) 236-76-17, тел./факс (499) 236-76-35

ISBN 978-5-906846-22-8



9 785906 846228