

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 элементным 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.

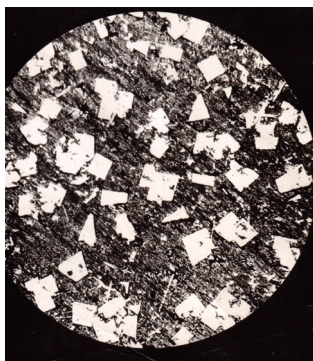


Рис. 1.1. Характерная структура классического баббита марки Б16.×100.
Темная составляющая – свинцовая матрица.
Светлые включения – интерметаллидная фаза SnSb

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	Основа	15,0-17,0	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 сопротивление $\sigma_{в}$, МПа (кгс/мм ²)	Относительное удлинение после разрыва $\delta_{с}$, %	Твердость по Бринеллю НВ, МПа (кгс/мм ²)
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, БрК3Мц, БрА9Ж4, БрА10Ж4Н4 и БрА10Мц2. Для данных бронз характерны высокий уровень прочности и твердости, что затрудняет их приработку 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
ЛЦ14К3С3	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 задиростойкости. 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. Хрущова [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 задиров 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.

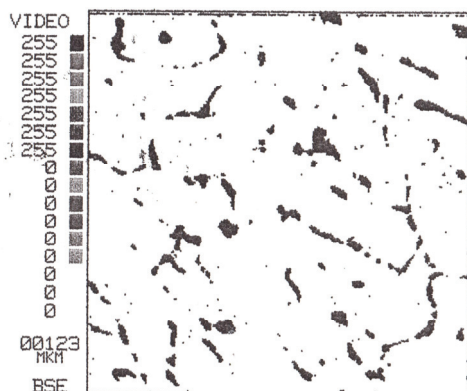


Рис. 1.3. Характерная структура сплава Al – 20 % Sn – 1 % Cu (AO20-1), изображение во вторичных электронах: светлое поле – алюминиевая матрица; темные включения – оловянная фаза

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 AO20-1 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 AO20-1. Это подтверждает вывод, сделанный в работе [39], что совместное введение олова и свинца в алюминий способствует равномерному распределению мягкой структурной составляющей в закристаллизовавшемся сплаве.