

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Уральский государственный лесотехнический университет»

На правах рукописи

ХРИСТОЛЮБОВ Александр Сергеевич

**СОЗДАНИЕ НОВЫХ КОМПОЗИТНЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ БРОНЗ,
АРМИРОВАННЫХ СТАЛЬНЫМИ ДЕНДРИТАМИ**

2.6.17 – Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор,
Потехин Борис Алексеевич

Екатеринбург – 2021

Содержание

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	10
1.1 Понятие и элементы теории трения.....	10
1.2 Требования к материалам узлов трения.....	12
1.3 Определение трибологических характеристик.....	14
1.4 Основные антифрикционные материалы.....	16
1.4.1 Антифрикционные сплавы на основе железа.....	17
1.4.2 Алюминиевые антифрикционные сплавы.....	18
1.4.3 Сплавы на основе цинка.....	19
1.4.4 Латунь.....	19
1.4.5 Баббиты.....	20
1.4.6 Алюминиевые бронзы.....	21
1.4.7 Оловянные бронзы.....	24
1.5 Сведения о патентных исследованиях перспективных антифрикционных материалов.....	29
1.6 Особенности формирования структуры и свойств бронз, содержащих Fe и Ni, Co.....	32
1.6.1 Двухкомпонентные системы Fe-Cu, Cu-Ni, Fe-Ni.....	32
1.6.2 Трехкомпонентная система Fe-Cu-Ni.....	36
1.7 Сварочные процессы при изготовлении и восстановлении биметаллических подшипников скольжения.....	39
1.8 Выводы по первой главе.....	40
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	43
2.1 Методика изготовления слитков.....	43
2.2 Методика литья вакуумным всасыванием.....	45
2.3 Методика переплава, наплавки.....	48
2.4 Изготовление образцов исследований и испытаний.....	48
2.5 Методика термической обработки.....	49
2.6 Методы исследования.....	50
2.6.1 Методики микроструктурного анализа.....	50
2.6.2 Методы измерения твердости.....	50
2.6.3 Методика электронной микроскопии и локального химического анализа.....	51
2.7 Методы испытаний.....	52
2.7.1 Методика механических испытаний.....	52
2.7.2 Методика триботехнических испытаний.....	53
2.8 Определение погрешности измерений.....	59
ГЛАВА 3. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БРОНЗЫ BrO10 В РЕЗУЛЬТАТЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Ni, Co.....	60
3.1 Структура оловянной бронзы BrO10, легированной Ni и/или Co.....	61
3.1.1 Влияние Ni на фазообразование в бронзе BrO10.....	61
3.1.2 Влияние Co на фазообразование в бронзе BrO10.....	63

3.1.3 Влияние комплексного легирования Ni и Co на фазообразование в бронзе БрО10.....	65
3.2 Трибологические свойства исследованных в разделе экспериментальных бронз.....	68
3.3 Выводы по третьей главе.....	70
ГЛАВА 4. Исследование структуры сплавов на медной основе, легированных Fe, Ni, Al, Co.....	71
4.1 Влияние Fe, Ni и Al на процессы формирования структуры в бронзах.....	72
4.2 Влияние содержания Fe, Ni, Al и Co на процессы формирования структуры в бронзах.....	81
4.3 Сравнение свойств экспериментальных сплавов типа БрЖНА и БрЖНКоА.....	96
4.4 Формирование структуры сплавов системы Cu-Fe-Ni-Cr-(Al, Si).....	102
4.5 Выводы по четвертой главе.....	110
ГЛАВА 5. Технологические, механические и служебные свойства исследуемых композитных бронз.....	112
5.1 Особенности структуры и трибологические свойства бронз БрЖНКоА после аргоно-дугового переплава.....	112
5.2 Особенности структуры и трибологические свойства бронз БрЖНА 12-7-1 и БрЖНХК 12-7-5-1, полученных вакуумным литьем и аргоно-дуговым переплавом.....	117
5.3 Наплавка бронзы БрЖНА 12-7-1 на оловосодержащую бронзу, чугунную и стальную основы.....	122
5.3.1 Особенности структуры, формирующиеся при наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на бронзу БрЖНОА 12-7-2-1.....	122
5.3.2 Особенность структуры, формирующиеся при наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на серый чугун марки СЧ-28.....	125
5.3.3 Особенности структуры и трибологические свойства покрытия, формирующиеся при наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на сталь.....	128
5.4 Механические свойства исследуемых бронз.....	133
5.5 Выводы по пятой главе.....	136
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	138
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	141
ПРИЛОЖЕНИЕ А.....	154
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	157

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Анализ, выполненный Международными комитетами по трибологии, показал, потери ресурса оборудования, транспортных средств во многом определяются трением и износом соответствующих узлов, механизмов, машин. Большой процент аварийных ремонтов тепловозов на всех железных дорогах России, например, обусловлен именно низкой долговечностью подшипников скольжения. [1-4]

Широко распространенный антифрикционный бронза для подшипников скольжения – оловянная бронза, несмотря на хорошие трибологические, имеет ряд недостатков (низкая пластичность, усталостная прочность, склонность к ликвации при литье) и уже не может в полной мере соответствовать растущим требованиям к узлам трения (скорость, нагрузка, КПД, износ и т.д.). Основная причина вышеозначенных недостатков – это наличие хрупких интерметаллидов $Cu_{31}Sn_8$ в структуре бронзы БрО10, отрицательно влияющих на механические и технологические свойства. Улучшение морфологии твердых включений в антифрикционных сплавах должно способствовать повышению пластичности, усталостной прочности сплава с сохранением высокого уровня служебных свойств.

В связи с этим создание композитных бронз, армированных стальными дендритами, которые заменяют хрупкие интерметаллиды в качестве опорной поверхности представляет собой актуальную задачу.

Степень разработанности темы

В последнее время проводится активная работа по изысканию сплавов и покрытий, обладающих улучшенными механическими, технологическими и трибологическими свойствами. Об этом говорит широкий «ассортимент» новых антифрикционных сплавов и покрытий, подтвержденных патентами. Разработка, исследование и изготовление антифрикционных сплавов является весьма трудоемкой задачей. Большинство современных антифрикционных материалов получают методами порошковой металлургии и плазменным напылением – это

порошковые сплавы на основе меди, железа, алюминия. Изменение свойств таких материалов достигается различными технологическими параметрами процесса изготовления. Порошковые, пористые материалы, как антифрикционные покрытия обладают хорошими трибологическими свойствами, однако имеют своеобразные, зачастую неудовлетворительные механические свойства в отличие от литых (монокристаллических).

Литые медно-железные сплавы, армированные железными дендритами, известны и используются как кондуктивные сплавы. В данном случае железо формирует дендриты, упрочняющие эти сплавы, что придает им повышенную прочность и уменьшает смятие электродов, например, при точечной сварке, повышает долговечность токопроводящих контактов.

Что касается литых антифрикционных бронз, армированных стальными дендритами с целью придания им особо высоких трибологических свойств, то информации о таких разработках в открытом доступе не существует, что подтвердил анализ, проведенный патентным отделом УГЛТУ.

Целью работы является создание композитных бронз на Cu-Fe-Ni основе, армированной стальными дендритами из сталей разных классов, обладающих повышенными механическими, технологическими и трибологическими свойствами.

В работе были поставлены и решены следующие **задачи**:

1. Исследовать возможности улучшения морфологии интерметаллидов $Cu_{31}Sn_8$ в бронзе БрО10 путем легирования её Ni, Co для повышения технологических свойств;

2. Определить концентрацию легирующих элементов: Fe, Ni, Al, Cr и др., обеспечивающих формирование дендритов из сталей разных классов (мартенситный, аустенитный), аустенитных нержавеющей;

3. Оценить влияние термической обработки, степень легирования Ni, Co, Cr на структуру композитных бронз, количество дендритов, массоперенос матрица-дендрит, интенсивность упрочнения дендритов при старении;

4. Установить влияние скорости охлаждения при кристаллизации композитных бронз (литье, переплав, наплавка, вакуумное литье) на дисперсность дендритной составляющей;

5. Определить уровень механических, технологических и трибологических свойств перспективных составов композитных бронз в зависимости от условий их производства и обработки.

Научная новизна работы:

1. Разработаны бронзы, армированные дендритами из мартенситно-старяющих, аустенитных и аустенитных нержавеющей сталей, представляющих собой композитные бронзы антифрикционного назначения;

2. Установлена роль диспергирования структуры экспериментальных композитных бронз (вакуумным литьем, переплавом) в формировании механических и трибологических свойств;

3. Показана целесообразность армирования композитных бронз дендритами из нержавеющей сталей, для обеспечения наиболее высокой износостойкости.

Теоретическая и практическая значимость работы.

Впервые обосновано легирование антифрикционных бронз, обеспечивающее формирование дендритов из мартенситно-старяющих и аустенитных нержавеющей сталей обладающих повышенными трибологическими свойствами.

Экспериментально подтверждена высокая эффективность нового подхода к формированию износостойкой опорной поверхности при трении – твердые оксидные пленки, не склонные к адгезионному взаимодействию с соответствующими контртелами.

По комплексу механических, технологических и служебных свойств композитные бронзы БрЖНА 12-7-1 (дендриты – мартенситно-старяющая сталь) и БрЖНХК 12-7-5-1 (дендриты – аустенитная нержавеющая сталь) превосходят по своим свойствам «классическую» антифрикционную бронзу БрО10.

Особенно эффективно применение композитных бронз для наплавки, напыления, при которых формируется ультрадисперсная объемная сетка

дендритов, обеспечивающая в 5-10 раз более высокую износостойкость, чем у бронзы БрО10.

Методология и методы исследования

Работа выполнена на современном оборудовании. Для оценки микроструктуры использовались микроскопы ПОЛАМ Р-312, Neophot 32, Carl Zeiss AxioObserver A1m, растровые электронные микроскопы Carl Zeiss EVO50 (при увеличениях до 10000 крат), Jeol LSM 6490-LV. Механические свойства определены на измерительном комплексе Instron 3382, микротвердомерах ПМТ-3М и 402MVD. Для определения массопереноса использованы растровые электронные микроскопы с приставками для микроанализа: Oxford Inca Dry Coll (разрешение 133 эВ, с площади диаметром ≤ 3 мкм), EDS X-Act (Oxford Instruments. Si-drift детектор 10 мм², анализ элементов В – U, разрешение по Mn K_α = 133 эВ). Для подготовки объектов исследования использовали вакуумное литье, наплавку, вакуумное травление, разнообразные виды термической обработки в печах SNOL 8,2/1100; SNOL 7,2/1300.

Положения, выносимые на защиту:

1. Новые композитные антифрикционные бронзы, в которых опорная поверхность при трении скольжении (правило Шарпи) заменена стальными дендритами из мартенситно-стареющих, аустенитных и аустенитных нержавеющей сталей, армирующих Cu-матрицу, что принципиально улучшает комплекс служебных, механических и технологических свойств.

2. Закономерности формирования структуры, трибологических и механических свойств композитных бронз в зависимости от их базового (Fe, Ni) и дополнительного (Al, Co, Cr, Si) легирования; режимов термической обработки и способов производства.

3. Роль диспергирования структуры экспериментальных композитных бронз (вакуумным литьем, наплавкой) в формировании механических, технологических и служебных свойств.

4. Высокие трибологические свойства бронз с аустенитными нержавеющей дендритами обеспечиваются самовосстанавливающимися нано-пленками твердых

окислов типа $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_2$, не склонных к адгезионному взаимодействию в условиях трения со смазкой.

Степень достоверности результатов подтверждается использованием современных и стандартизованных методов исследования, аттестованных приборов и аппаратуры, воспроизводимостью результатов и их проверкой независимыми исследованиями в лабораториях: УрФУ, Новосибирского государственного технического университета, Института машиноведения УрО РАН, ЦЗЛ Уралмашзавода.

Апробация результатов работы:

Основные результаты и положения диссертационной работы были доложены и обсуждены на XLVII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (г. Нижний Новгород, 2008); Seminario de Jóvenes Científicos Rusos “La Ingeniería y Tecnológicas Rusas: Perspectivas de Desarrollo” (Santiago, Chile, 2010); CIM 2011 – VI Congreso Internacional del Materiales (Bogotá, Colombia, 2011); НТК «Наука – образование – производство: Опыт и перспектива развития» (г. Нижний Тагил, 2011); X Всероссийская НТК «Проблемы и достижения автотранспортного комплекса» (г. Екатеринбург, 2012); IX международная НТК «Лесные технопарки – дорожная карта инновационного лесного комплекса: социально-экономические и экологические проблемы лесного комплекса» (г. Екатеринбург, 2013); X International scientific and practical conference «Modern european» (Sheffield, UK, 2014); форум «Сварка и диагностика» (г. Екатеринбург, 2016); XXIV International scientific conference Trans & Motauto 16 (Varna, Bulgaria, 2016); LIX Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (г. Тольятти, 2017); VII International conference on science and technology of composite materials (COMAT 2018) (Bahia Blanca, Argentina, 2018); XXIV Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (г. Магнитогорск, 2018); 17th LACCEI International Multi-Conference for Engineering, Education, and Technology, LACCEI 2019; Montego Bay; Jamaica; 24 July 2019 до 26 July 2019.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 18 научных трудов, из них 8 статей в рецензируемых научных журналах из списка ВАК РФ, из которых 5 проиндексированы в базах Scopus и Web of Science, и 1 патент РФ на полезную модель.

Работы выполнялись в рамках:

1) НИР «Закономерности формирования особо высокой удельной мощности трения сплавов скольжения». Регистрационный номер НИР: 08963 от 01.02.06;

2) НИР «Создание и совершенствование антифрикционных материалов и сплавов для узлов трения в лесном машиностроении и ремонте» (4ИАТТС/2015). Сроки 01.01.2015-31.12.2020

3) НИОКР по теме: «Анализ свойств антифрикционных покрытий» договор № 15/2020 /752-000-0650 от 13.04.2020.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка цитируемой литературы из 131 источника. Работа изложена на 157 страницах, содержит 62 рисунков, 41 таблицы и 2 приложений.

Личный вклад автора

Заключается в изготовлении экспериментальных антифрикционных бронз как объектов исследования, планировании и проведении исследований всего спектра необходимых свойств в кооперации с коллегами других НИИ и предприятий. Непосредственное участие автора в обработке, анализе полученных результатов, формулировании итогов и выводов по работе.

ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1.1 Понятие и элементы теории трения

В России стандартизованы термины и определения, относящиеся к трению, изнашиванию и смазке. Так согласно ГОСТу, внешним трением называют явления сопротивления относительному перемещению, возникающего между двумя телами в зонах соприкосновения поверхностей по касательным к ним. [5]

В тоже время, в современной механике под трением понимается обширный круг явлений, вызываемых взаимодействием соприкасающихся поверхностей твердых тел при относительном перемещении, а также внутренним движением в средах при их деформации. Процесс диссипации энергии, по мнению ряда исследователей [6, 7, 8 и др.], это неотъемлемая сторона трения.

Первоначальное развитие получило изучение внешнего трения как силы сопротивления относительному движению соприкасающихся тел при трогании с места, скольжении, качении, верчении, при смазке в гидродинамическом режиме, образовании на поверхностях тонких слоев в несколько молекул (трение со смазкой) либо в отсутствие смазки (сухое трение). Внутреннее трение в твердых, жидких и газообразных средах подробно изучено в аэро- и гидродинамике и связано с необратимым рассеянием механической энергии, т.е. ее преобразованием во внутреннюю энергию [8]. Трение, как источник деформационных, тепловых, электрических, адгезионных, акустических, и других процессов, определяет долговечность узлов трения машин.

Наука о трении охватывает теоретические и экспериментальные исследования физических (механических, электрических, магнитных, тепловых), химических, биологических и других явлений, связанных с трением, изнашиванием и смазкой. Основы теории трения и изнашивания разработаны советскими учеными П. А. Ребиндером, В. Д. Кузнецовым, Л. К. Зайцевым, И. В. Крагельским, М. М. Хрущевым, Б. И. Костецким.

Первичной проблемой при изучении трения является особенность

контактирования соприкасающихся поверхностей. Под термином «контактирование» в трибологии понимается взаимодействие поверхностей твердых тел при относительном перемещении, микро- (трение покоя) либо макро- (трение движения), под действием нагрузки, с учетом отклонения их геометрии от идеальной формы и влияния среды (газы и смазочные материалы), присутствующей в зоне контакта [7, 8].

Сила трения (F_{mp}) как равнодействующую сил тангенциальных сопротивлений, возникающих на реальных пятнах контакта при скольжении одного тела по поверхности другого, принята для количественной оценки трения [8, 9]. Наиболее широко для оценки трения применяют коэффициент трения (f_{mp}), - безразмерную величину равную отношению силы трения (F_{mp}) к нормальной силе (N), прижимающей эти тела друг к другу.

В течение многих лет выдвигались и обосновывались различные гипотезы и модели трения. Первой наиболее точно и логично описывающей этот процесс стала модель дискретного контактирования твердых тел при трении и гипотеза о двойственной природе фрикционного контакта твердых тел, впервые сформулированные в России выдающимся трибологом XX века И.В. Крагельским и развитые его учениками [8]. Он представил процесс трения в виде последовательных этапов: взаимодействие поверхностей с учетом влияния среды - изменение поверхностных слоев в результате взаимодействия с учетом влияния окружающей среды - разрушение поверхностей вследствие двух предыдущих этапов.

Эти этапы лежат в основе молекулярно-механической теории трения и изнашивания (ММТТ). Согласно этой теории, в результате молекулярного взаимодействия между поверхностями образуются адгезионные мостики на участках непосредственного контакта. При этом в зонах непосредственного контакта процесс трения также представляет собой деформирование тонких поверхностных слоев соприкасающихся тел, что сопровождается образованием и разрывом адгезионных связей или, если прочность такого контакта больше прочности нижележащего слоя, то разрушением основного материала. Такой контакт также характеризуется наличием между трущимися материалами какого-

либо промежуточного слоя: окисла, пленки смазки, пленку разрушенного основного материала. Эта прослойка имеет меньшее сдвиговое сопротивление, чем основные материалы.

Преодоление молекулярного взаимодействия и деформирование поверхностного слоя являются энергиями, расходуемыми на трение.

ММТТ лежит в основе многих последующих моделей дополняющих общую картину трения. В эволюции теории трения происходит постепенное изменение взгляда на механизм трения, начиная от преимущественно деформационного, на начальном этапе развития учения о трении и износе, к молекулярному - на современном. Описание свойств и характеристик трущихся тел с использованием закономерностей взаимодействия молекулярных сил и наномеханики сдерживается пока сложностью описания сил взаимодействия между атомами, ионами и молекулами, составляющими твердые тела с дефектностью структуры, а также рядом других свойств, характерных для реальных тел. Достижения физики, химии и ряда других фундаментальных наук позволяют для простых моделей с достаточной достоверностью описать механические свойства, топографию поверхности, поверхностные силы и тепловые процессы, происходящие в трущихся телах, и с их помощью принимать необходимые решения по совершенствованию узлов трения машин и оборудования. Это следует учитывать при рассмотрении задач трения, изнашивания, смазки и теплообразования.

1.2 Требования к материалам узлов трения

Все пары трения, как правило, должны обладать «антифрикционностью», то есть способностью материала обеспечивать низкие потери на трения и высокую износостойкость. Общий комплекс свойств, которым должен удовлетворять подшипниковый материал достаточно широк – это статическая и динамическая прочность при повышенных температурах; способность образовывать прочный граничный слой смазочного материала; низкий коэффициент трения; высокие теплопроводность, теплоемкость, прирабатываемость; хорошая износостойкость;

высокая технологичность [10-15]. Подшипниковых материалов, удовлетворяющим всем этим требованиям, по сути, нет. Каждый из подшипниковых материалов антифрикционен в определенных пределах режимов трения. [7]

При разработке подшипникового материала широкое распространение получило требование, сформулированное Жоржем Шарпи еще в 1897 году (принцип Шарпи): «Все сплавы, употребляемые в качестве антифрикционных, имеют один общий характер: они состоят из твердых зерен, распределенных среди пластичной массы. Такое строение, его мы находим почти во всех сплавах, признанных практически наилучшими, вполне отвечает тем двум условиям, которым должны удовлетворять сплавы для подшипников: давление передается на твердые зерна, дающие невысокий коэффициент трения и не имеющие способности к задиру шейки вала, пластичность связующей матрицы позволяет подшипнику принять форму вала, уничтожая возможность появления местных избытков давления, что представляет главную причину порчи подшипников» (в переводе Хрущева М.М.). [16]

Таким образом антифрикционные материалы должны состоять из мягкой и пластичной матрицы с равномерно распределенными в ней твердыми включениями. При эксплуатации таких подшипниковых материалов в условиях трения и износа матрица изнашивается быстрее формируя микрорельеф с выступающими твердыми частицами. Дискретное касание по выступающим отдельным зернам снижает возможность схватывания на больших участках (задиры, вырывы), а каналы в матрице способствуют полному распределению смазочного материала. К.В. Савицкий [16] указывает на желательность скелетообразного расположение твердых структурных составляющих.

На антифрикционность пары трения в условиях граничного трения влияет смазочный материал в сочетании с определённой шероховатостью и/или пористостью (микрорельеф поверхности), способствующие удержанию смазочного материала в углублениях, а также способность антифрикционного материала обеспечивать минимальный износ сопрягаемой детали и длительно работать после выключения подачи смазки. [8, 17]

Антифрикционность в условиях сухого трения обеспечивается наличием в материале твердых смазочных компонентов, которые присутствуя на поверхности

трения, обеспечивают своим смазочным действием низкое трение (к таким компонентам можно отнести: графит, дисульфид молибдена и др.).

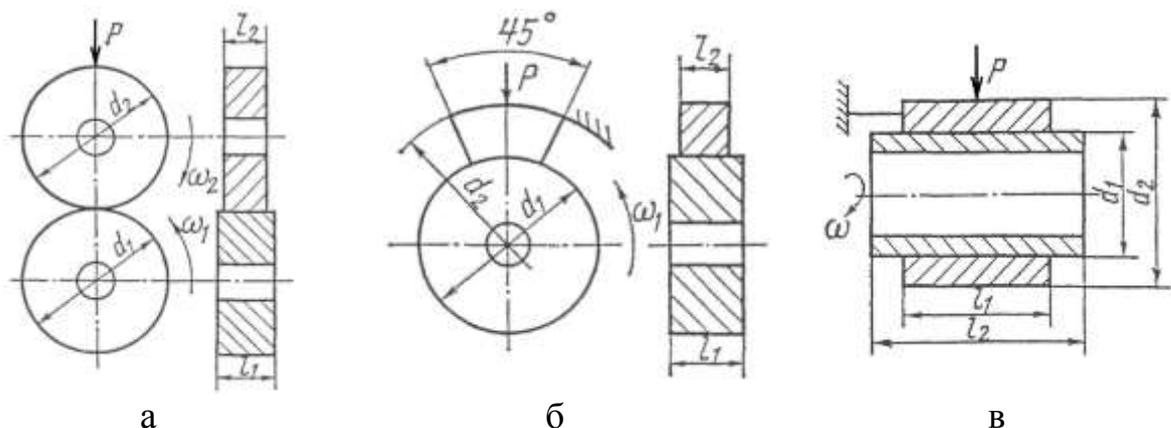
Антифрикционность пары трения определяется коэффициентом трения $f_{тр}$ давлением в зоне трения p , скоростью скольжения v , а также удельной мощностью трения ($p \cdot v$). [18]

Выбор антифрикционного материала производится с учетом конструктивных, режимных и эксплуатационных характеристик узла трения. Сведения по подшипниковым материалам приведены в различных технических справочниках по машиностроению, например. [11, 12, 19]

1.3 Определение трибологических характеристик

Разработка и проектирование новых узлов и конструкций трибосопряжений сталкивается не только с выбором необходимых материалов, но и с вопросами влияния значительных переменных факторов, которые и определяют поведение реального объекта. Такие «трибологические задачи» успешно решаются физическим моделированием на установках трения. [20]

Для такого моделирования существует восемь различных кинематических схем испытания (см. рисунок 1.1). Для реализации этих схем применяют более тридцати моделей машин трения. [21]



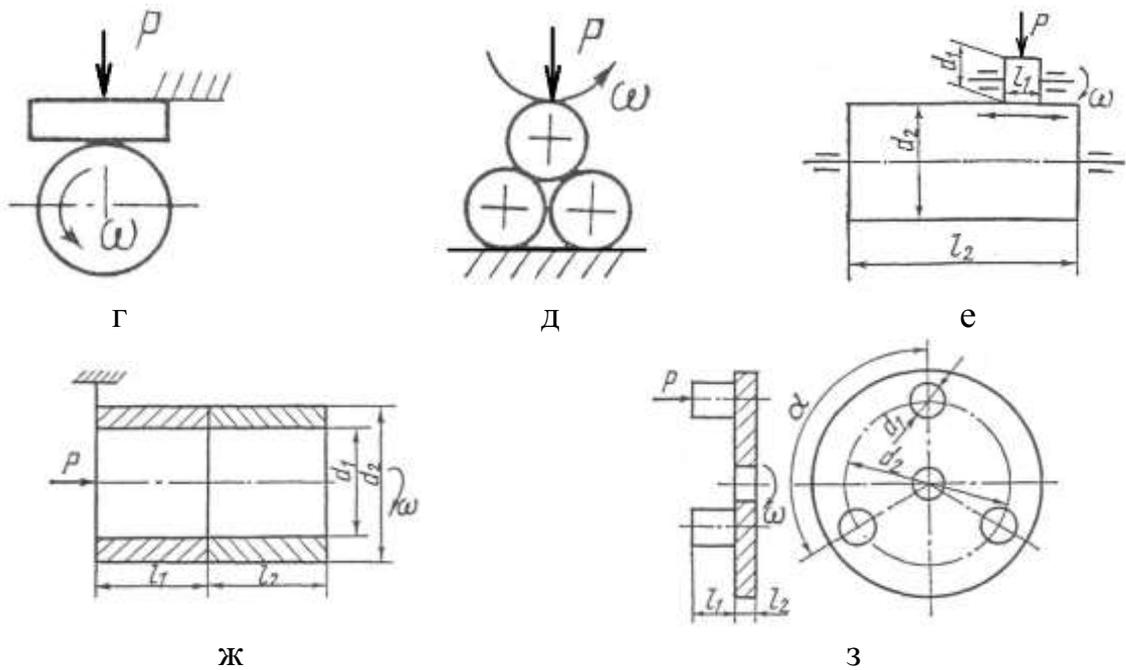


Рисунок 1.1 – Кинематические схемы испытаний на машинах трения: а) диск-диск; б) диск-колодка; в) вал-втулка; г) диск-плоскость; д) четырехшариковая; е) ролик-барaban; ж) кольцо-кольцо; з) диск-палец

Внутри каждой группы различают еще по две подгруппы в зависимости от коэффициента взаимного перекрытия: а) $K_{вз} \rightarrow 1$; б) $K_{вз} \rightarrow 0$.

Такое подразделение необходимо для реального моделирования режимов и физико-химических процессов работы узлов трения. При этом результаты испытаний, которые были получены на разных испытательных установках, существенно различаются, это затрудняет анализ и сравнение. К факторам, влияющим на разброс результатов, можно отнести коэффициент взаимного перекрытия, уровень вибраций самой испытательной установки и ряд других причин. Например, при изменении коэффициента взаимного перекрытия можно на несколько порядков изменить, так как контакт пары трения в условиях граничной смазки по плоскости, а также линейный или точечный контакты дают различный эффект, тем самым изменяя условия образования и разрушения пленок смазки. [9]

Для оценки повторяемости был проведен сравнительный эксперимент по испытаниям одних и тех же антифрикционных материалов (меди, латуни, бронзы и

стали) в 21 лаборатории 12 стран мира. Материалы для испытаний были идентичны для всех лабораторий, были назначены одинаковые: нагрузка, скорость скольжения, шероховатость и способ очистки образцов. Не было ограничений только на выбор схемы испытания и испытательного оборудования. Анализ результатов, полученных в разных центрах показал, что данные по износу различаются почти в 20 раз. [22]

Таким образом, сравнительные оценки трибологических характеристик целесообразно выполнять на однотипных стендах и, лучше всего на одной машине, стенде. Только в этом случае можно надежно проводить сравнение материалов пары трения.

1.4 Основные антифрикционные материалы

Основными антифрикционными материалами, используемые для подшипников скольжения являются сплавы на медной, цинковой, алюминиевой, оловянной, свинцовой и кадмиевой основах. Реже применяют антифрикционные чугуны с графитными включениями и «медистые» стали. [10, 23, 24]

Оптимальная пара трения должна состоять из разнородных металлов, так как металлы, обладающие химическим сродством, близостью строения и значений параметров кристаллических решеток наиболее склонны к схватыванию при трении-скольжении. Металлические антифрикционные материалы применяют, как правило, для работы в режиме жидкостного трения, сочетающемся в реальных условиях эксплуатации с режимом граничной смазки.

Металлические антифрикционные материалы по своей структуре подразделяются на два типа сплавов: 1) сплавы с мягкой матрицей и твердыми включениями; 2) сплавы с твердой матрицей и мягкими включениями. [5, 25]

К сплавам первого типа относятся баббиты и большинство сплавов на основе меди – бронзы и латуни. Мягкая матрица в них обеспечивает не только защитную реакцию подшипникового материала на усиление трения и хорошую прирабатываемость, но и особый микрорельеф поверхности, улучшающий снабжение смазочным материалом участков трения и теплоотвод с них. Твердые

включения, на которые опирается вал, обеспечивают высокую износостойкость антифрикционного материала.

В сплавах второго типа функцию мягкой составляющей выполняют включения свинца, олова (свинцовистая бронза, алюминиевые сплавы с оловом). Антифрикционные свойства сплавов второго типа достаточно высокие, особенно у алюминиевых сплавов. При граничном трении на поверхность вала переносится тонкая пленка мягких легкоплавких металлов, защищая шейку стального вала от повреждения. Из-за хорошей теплопроводности граничный слой смазочного материала на этих сплавах сохраняется при больших скоростях скольжения и высоком давлении.

1.4.1 Антифрикционные сплавы на основе железа

Серые чугуны относятся к сплавам второго типа, роль мягкой составляющей в них выполняют включения графита. Для работы при низких давлениях и малых скоростях скольжения используют серые СЧ 15, СЧ 20 и легированные антифрикционные чугуны: серые АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3; высокопрочные АЧВ-1, АЧВ-2; ковкие АЧК-1, АЧК-2 (ГОСТ 1585-79). Для снижения износа сопряженной детали марку чугуна выбирают так, чтобы его твердость была ниже твердости стальной цапфы. Среди достоинств чугунов можно выделить их невысокую стоимость, а к недостаткам отнести плохую прирабатываемость, чувствительность к наличию смазочного материала между сопрягаемыми деталями и пониженную стойкость к воздействию ударной нагрузки [25]. Чугуны используют в качестве зубчатых колес, втулок, шарнирных соединений, для нагруженных коленчатых валов, цапф и др. [15]

Стали как антифрикционные материалы используют при небольших удельных давлениях и невысоких скоростях скольжения. В виду того, что стали являются твердыми и имеют высокую температуру плавления они плохо прирабатываются, при недостаточности смазочного материала между сталью и поверхностью цапфы легко схватываются с образованием задиров. На практике

обычно используют так называемые «медистые стали», содержащие малое количество углерода и меди до 35 % или «графитизированные стали», имеющие в структуре включения свободного графита. [11]

1.4.2 Алюминиевые антифрикционные сплавы

Антифрикционные сплавы на основе алюминия получили широкое распространение, в современном двигателестроении [26]. Алюминиевые сплавы обладают сравнительно высокой прочностью, коррозионной стойкостью, дешевы и недефицитны, имеют низкую плотность и высокую теплопроводность. Среди недостатков алюминиевых подшипниковых материалов следует отметить более худшую прирабатываемость по сравнению с баббитами, меньшую способность "поглощать" твёрдые частицы и несколько сильнее изнашивают сопряжённый стальной вал. [27]

Легирующими элементами в алюминиевых сплавах являются олово, медь, никель, кадмий, кремний, железо, марганец, титан и другие элементы. При нарушении режима гидродинамической смазки и возникновении металлического контакта, как на поверхности вкладыша, так и цапфы образуется защитная пленка мягкой фазы - олова, внутри которой и локализируются сдвиговые деформации. В автомобилестроении наиболее распространены алюминиево-оловянистые сплавы с содержанием олова до 22,5 %. Наибольшее распространение получил сплав А020-1 (1 %-Са, 20 % - Sn, 0,02 - 0,1 Ti, остальное - Al) с микроструктурой, полученной в результате пластического деформирования и отжига. Сплавы с твёрдостью менее 350 НВ применяют для производства путём совместной прокатки со сталью биметаллических лент или полос, из которых в последующем штампуют вкладыши подшипников. Сплавы с более высокой твёрдостью 450 НВ применяют для изготовления подшипников дизелей. Алюминиевый сплав А09-2 применяют для отливки монометаллических вкладышей. Алюминиевые антифрикционные сплавы в России стандартизованы ГОСТ 14113-78. [28]

1.4.3 Сплавы на основе цинка

В качестве подшипниковых материалов успешно применяются цинковые сплавы с легирующими элементами в виде меди, алюминия, магния. Низкая температура плавления (400 °С) и повышенная размягчаемость обеспечивают хорошую прирабатываемость. Цинковые сплавы служат заменителями бронзы, например, сплавы ЦАМ10-5 и ЦАМ 9-1,5 применяется как для изготовления вкладышей, втулок, так и для заливки по стали; известен также метод плакирования стали этим сплавом при производстве биметаллической ленты прокаткой. [29]

Цинковые сплавы в качестве антифрикционных материалов больше всего используют в нашей стране на железнодорожном транспорте. В других странах цинковые сплавы используют в сравнительно небольших количествах. [30]

1.4.4 Латунни

Латунни – это сплавы на основе меди и цинка. По химическому составу они подразделяются на простые (только медь и цинк) и специальные (наряду с медью и цинком содержат Pb, Fe, Al, Sn и другие элементы). Химический состав латуней определен в ГОСТ 15527-2004.

Из простых латуней производится прокат всех видов. Все простые латунни имеют хорошие литейные свойства и могут использоваться для производства отливок. Антифрикционными свойствами простые латунни, также, как и медь, не обладают.

Специальные латунни обладают большей прочностью, лучшей коррозионной стойкостью к большому числу сред по сравнению с простыми латунями. Большинство специальных латуней имеют хорошие антифрикционные свойства (ЛС59-1, ЛКС65-1.5-3, ЛО90-1, ЛЖМц59-1-1) и применяются в подшипниках скольжения, работающих при невысоких удельных давлениях и высоких скоростях. [25]

1.4.5 Баббиты

Баббитовые сплавы разделены на две группы: 1) оловянные и свинцовые баббиты марок Б83, Б88, Б83С, Б16, БН и БС6) - ГОСТ 1320-74 [31]; 2) кальциевые баббиты марок БКА, БК2 и БК2Ш) - ГОСТ 1209-90. [32]

Свойства и составы оловянных и свинцовых баббитов стандартизованы международными организациями ISO, ASTM, DIN, JIS, BSI и других.

Баббиты обладают низкой твердостью (13...32 НВ), имеют невысокую температуру плавления (240...320 °С), повышенную размягчаемость (9...24 НВ при 100 °С), отлично прирабатываются и обладают высокими антифрикционными свойствами. В то же время они обладают низкой усталостной прочностью, что сказывается на работоспособности подшипников. [11, 33-35]

Наилучшим комплексом антифрикционных свойств обладают оловянные баббиты, которые используют преимущественно для подшипников ответственного назначения, применяемых в паровых турбинах, дизелях, распределительных валах маломощных двигателей и компрессорах, работающих при больших скоростях и нагрузках. [11, 36, 37]

Структура оловянных баббитов (см. рисунок 1.2) состоит из мягкой матрицы – представляющей собой α -фазу (твёрдый раствор сурьмы и меди в олове), с равномерно распределенными в ней твердыми включениями η -фазы (Cu_6Sn_5) [38, 39 и др.], либо ϵ -фазой (Cu_3Sn) [10, 11, 15, 40 и др.] и β -фазой (SnSb).

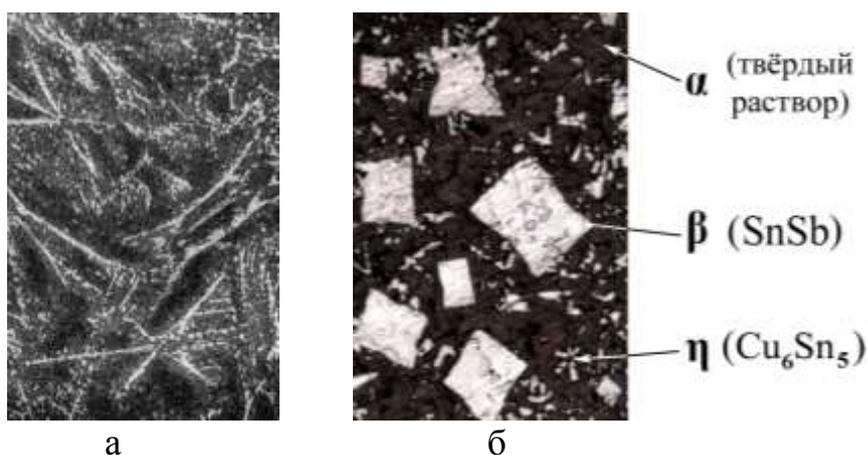


Рисунок 1.2 – Микроструктура баббита (x100): а) Б89; б) Б83

Структура баббита Б83 образована тремя фазами (рисунок 1.2, б): твердым раствором на основе олова (α_{Sn}) и кристаллами η (Cu_6Sn_5) и β' (SnSb).

Никель в сплаве Б88 также самостоятельных избыточных фаз не образует, так как полностью находится в α_{Sn} -растворе. Добавка кадмия (1 %) в сплаве Б88 идет на образование твердой составляющей CdSb [39]. В итоге, сплав Б88 помимо кристаллов α_{Sn} , содержит фазы η (Cu_6Sn_5), β' (SnSb) и, возможно, CdSb .

1.4.6 Алюминиевые бронзы

Наибольшее распространение из группы медных антифрикционных материалов получили бронзы (оловянные и безоловянные).

С целью уменьшения содержания дорогостоящего олова оловянные бронзы заменяются безоловянными подшипниковыми бронзами: БрСуСФ6-12-0,3 и БрСуНЦСФ-3-3-3-20-0,2 (взамен БрОС8-12, БрОС10-10) для золотников, скользунов и других деталей, работающих при высоких скоростях скольжения, а также для изготовления подшипников, соприкасающихся с морской, пресной водой и другими агрессивными жидкостями; БрКМц3-1 (взамен БрОЦ10-2 и БрОЦС5-5-5) для пружин, втулок и фасонных отливок. В тяжело нагруженных подшипниковых узлах применяют алюминиевые бронзы: БрАМц9-2, БрАМц10-2, БрАЖМц10-3-1,5, БрАЖН11-6-6 и др [12]. По распространенности в промышленности алюминиевые бронзы занимают одно из первых мест среди медных сплавов.

Оптимальными механическими свойствами обладают алюминиевые бронзы, с содержанием 5...8% Al. Структура алюминиевых бронз представлена на рисунке 1.3.

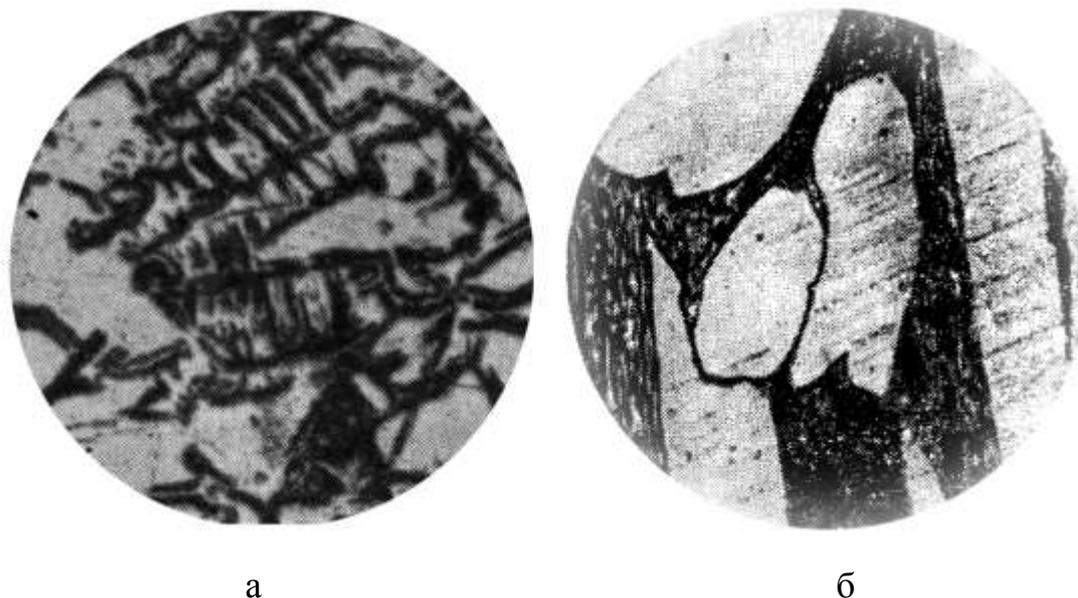


Рисунок 1.3 – Структура алюминиевых бронз с содержанием алюминия:
а) 5% Al; б) 10% Al.

Однофазная деформируемая бронза БрА5, содержащая 5% Al, отличается высокой коррозионной стойкостью. Бронзы, содержащие алюминий от 8 до 11 %, могут подвергаться термической обработке (закалке). Если доэвтектоидную алюминиевую бронзу БрА10 (Al 10-11%), нагреть до температуры, при которой в структуре образуется β -фаза, и после нагрева быстро охладить, то произойдет бездиффузионный переход β -фазы в структуру мартенситного типа. Особенности Cu-Al сплавов, в которых существенную роль играют мартенситное превращение, рассмотрены в работах. [41-48]

Недостатки двойных алюминиевых бронз: окисляемость и газонасыщение при плавке, образование крупнокристаллической столбчатой структуры, затрудненность наплавки и пайки. Эти недостатки можно устранить дополнительным легированием алюминиевых бронз Fe, Ni, Mg, Pb, Si.

Железо и никель улучшают прочностные свойства алюминиевых бронз упрочняющей термической обработкой. [12]

Добавление в бронзу железа приводит к образованию богатых железом выделений в β -фазе, которые препятствуют росту зерен. Это одно из главных преимуществ легированной железом бронзы. Никель редко добавляется в

алюминиевые бронзы, если там нет железа. Наиболее общеупотребительная бронза содержит и железо, и никель и, будучи чувствительной к мартенситному превращению, имеет состав: 10% вес. Al, 5% вес. Fe, 5% вес. Ni и ост Cu. В этом четверном сплаве появляется ОЦК фаза, обозначаемая «x», которая, вероятно, относится к богатой железом фазе системы Cu - Al - Fe и к NiAl в системе Cu - Al - Ni. Эта x-фаза существенно влияет на механические свойства бронзы. При закалке сплава такого типа из β -области образуется β -мартенсит, содержащий большое количество малых, богатых железом выделений. При отпуске возникают дисперсные частицы α -, x- и γ_2 -фаз. При медленном охлаждении этих сплавов в высокотемпературной β -области образуются большие доли α -, x- и β -фаз. Механические свойства бронз сложного состава существенно зависят от микро-структуры.

Материалы, содержащие большие доли мартенсита, обладают высокой прочностью на растяжение и низкой пластичностью. Когда доля мартенсита уменьшается с соответствующим увеличением количества α -фазы, прочность на растяжение понижается, а пластичность возрастает. В общем случае, бронзы, содержащие очень высокий процент мартенсита, не обладают нужными свойствами для большинства технических задач из-за низкой их пластичности и вязкости. [12, 27]

При легировании титаном увеличивается плотность и прочность отливок. Титан является дегазатором и модификатором, измельчающим зерно.

Цинк существенно снижает антифрикционные и технологические свойства алюминиевых бронз и поэтому является нежелательной примесью.

Алюминиевые бронзы БрАМц10-2; БрАЖН11-6-6; БрАЖС7-1,5-1,5 применяются только как литейные, бронзы БрА5, БрА7 только как деформируемые. При этом группа бронз БрАМц9-2; БрАЖ9-4; БрАЖМц10-3-1,5; БрАЖН10-4-4 применяется и как литейные, и как деформируемые.

Бронза БрА5 наиболее пластичная и наименее прочная бронза, она легко деформируется всеми видами обработки давлением. Бронзы БрА7 и БрАМц9-2 обладают достаточно высокой обрабатываемостью давлением, предназначены для

изготовления прутков, листов и лент.

Бронзы БрАЖ9-4; БрАЖМц10-3-1,5; БрАЖН10-4-4 с деформируются только в горячем состоянии, так как в их структуре много эвтектоида, но благодаря эвтектоиду и железистым включениям антифрикционные свойства и прочность этих бронз выше, чем у перечисленных выше сплавов. Из алюминиево-железоникелевых бронз изготавливают детали (части насосов и турбин, шестерни и др.), которые работают при температурах 400-500 °С в тяжелых условиях износа. Вместо никеля алюминиево-железные бронзы часто легируют более дешевым марганцем (БрАЖМц10-3-1,5).

Алюминиевые бронзы хорошо отличаются высокими механическими, антикоррозионными и антифрикционными свойствами. Преимущество перед оловянными бронзами это их меньшая стоимость и более высокие механические свойства.

Химический состав, свойства и применяемость безоловянных литейных [11] и деформируемых [23] бронз стандартизованы.

1.4.7 Оловянные бронзы

Наибольшее распространение для изготовления подшипниковых узлов получили литейные оловянные бронзы БрО10, БрО12 (реже), БрО10Ф1, БрО10Ц2, БрО5Ц5С5, БрО3Ц7С5Н1, БрО10С10 и деформируемые оловянные сплавы БрО4Ц4С2,5, БрО4Ц4С4. [8, 15, 49-52]

Легирующие оловянных бронз фосфором повышает жидкотекучесть, износостойкость, предел прочности, предел упругости и выносливость бронз, но ухудшает пластичность. В бронзах с небольшим количеством Sn фосфор повышает сопротивление износу из-за появления в структуре твердых частичек фосфида меди Si_3P , однако ухудшает технологическую пластичность, поэтому в деформируемые сплавы вводят не более 0,5% P. [39]

Оловянные бронзы также часто легируют цинком, свинцом, никелем. Для экономии олова в бронзы добавляют от 2 до 15 % Zn. В таких оловянных бронзах

цинк улучшает технологические и механические свойства, жидкотекучесть, плотность отливок, способность к сварке и пайке. Свинец улучшает обрабатываемость резанием и антифрикционные свойства, но существенно снижает механические свойства. Никель повышает механические свойства и коррозионную стойкость оловянных бронз.

Фазовый состав оловянных бронз соответствует диаграмме Cu – Sn, представленной на рисунок 1.4.

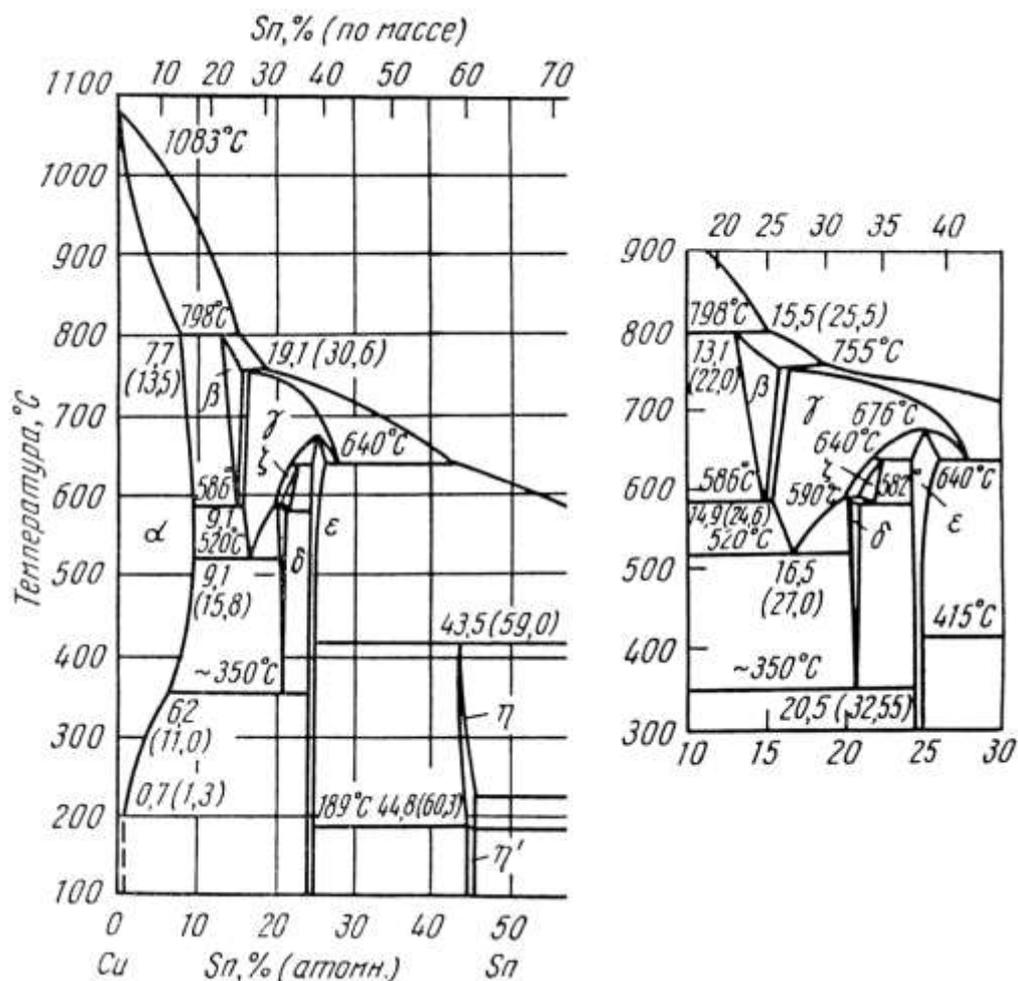


Рисунок 1.4 – Фрагмент диаграммы состояния Cu-Sn

В оловянных бронзах, которые применяется как антифрикционные бронзы, существуют следующие фазы: α – твердый раствор олова в меди (ГЦК), ϵ – электронное соединение Cu_3Sn (с гексагональной решеткой) и эвтектоид $\alpha+\epsilon$, образующийся из δ – электронного соединения $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ при температуре 350 °С. [53, 54]

В соответствии с диаграммой равновесия Cu-Sn (рисунок 4) бронза БрО10 с 10 % Sn (по массе) должна затвердевать в виде однофазного сплава и при дальнейшем охлаждении из твердого раствора α должна выделяться ϵ -фаза. Но для сплавов системы Cu – Sn характерна склонность к неравновесной кристаллизации вследствие малой скорости диффузии олова в меди [25, 54]. В реальных условиях охлаждения область α – твердого раствора значительно сужается, с понижением температуры концентрация которого практически не изменяется, при этом не происходит эвтектоидного превращения δ -фазы. В бронзах с содержанием олова более 5 %, в структуре сплавов присутствует эвтектоид $\alpha+\delta$ (рисунок 1.5, а). [39, 53, 54]

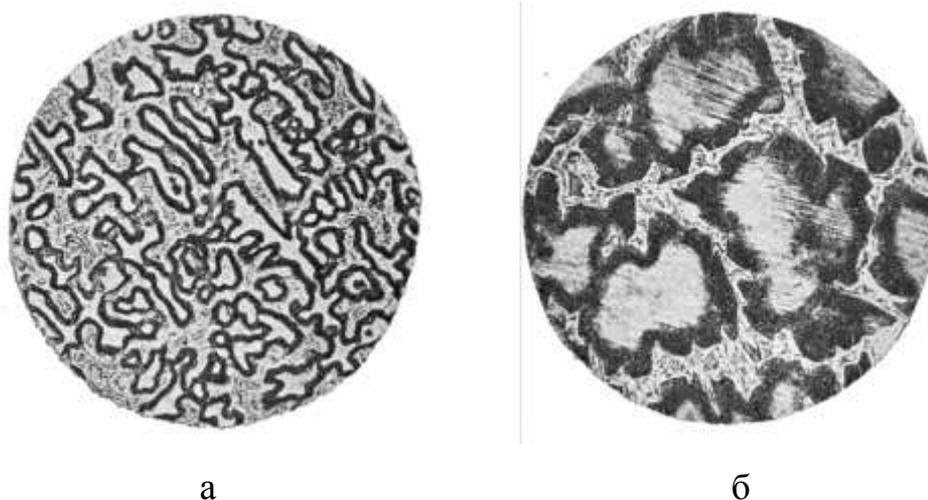


Рисунок 1.5 – Микроструктура бронзы БрО10 (отливка): а) x200; б) x400 [11]

Оси дендритов представляют собой α -фазу, обогащенную медью, (светлые участки). Граница зерен α -фазы обогащена оловом (темные участки) и в местах наибольшего обогащения оловом расположены колонии эвтектоида $\alpha + \delta$ (см. рисунок 1.5, б). Формирование контуров эвтектоидных колоний $\alpha + \delta$ идет в ходе перитектического превращения $\alpha_{\text{Cu}} + \text{Ж} \leftrightarrow \beta (\text{Cu}_5\text{Sn})$ при температуре ниже 798 °С, когда образовывается β -фаза [68]. При этом эвтектоидный распад $\beta (\text{Cu}_5\text{Sn}) \rightarrow \alpha_{\text{Cu}} + \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha_{\text{Cu}} + \delta (\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8)$ приводит к образованию структурной составляющей $\alpha + \delta$. Длительным отжигом при температуре 800 °С колонии эвтектоида $\alpha + \delta$

растворяются и сплав становится однофазным. [54-56]

Оловянная бронза БрО10 отличается хорошими антифрикционными, коррозионными и литейными свойствами. Большое расстояние между линиями ликвидус и солидус дает наименьшую усадку среди всех известных в настоящее время бронз [57]. Высокая коррозионная стойкость в атмосферных условиях, пресной и морской воде способствует наиболее широкому применению бронзы БрО10 для пароводяной аппаратуры, работающей под давлением и фасонных отливок ответственного назначения.

Наличие твердого и хрупкого электронного соединения $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ (δ -фаза), в структуре литой бронзы БрО10 существенно снижает её вязкость и пластичность [25]. Поэтому бронза БрО10 не прокатывается, не куется и ее применяют, главным образом, для изготовления отливок, что сужает область ее эффективного применения.

Хорошие антифрикционные свойства бронзе БрО10 придает двухфазная структура, состоящая из мягкой матрицы α -фаза и эвтектоид $\alpha + \delta$ твердой структурной составляющей (опорная поверхность при трении). Повышению износостойкости и прирабатываемости БрО10 способствует добавка 1 % фосфора благодаря появлению твердых включений фосфида меди CuP_3 [55, 58]. Также добавка фосфора повышает жидкотекучесть, временное сопротивление, предел упругости и выносливость [25]. Сплав БрО10Ф1 стандартизован ГОСТ 613-79. [49]

Бронзы БрО10Ф1, БрО10Ц2, БрО3Ц12С5, Бр04Ц4С17 по своей структуре полностью удовлетворяют требованиям, предъявляемым к структуре антифрикционных сплавов.

Химический состав, свойства и рекомендуемые области применения литейных оловянных и деформируемых бронз стандартизованы [49-52]. В ответственных случаях используют бронзы с содержанием олова более 10 % (БрО12, БрО19, БрО16С5 и др.) регламентированные по ведомственным техническим условиям.

Свойства применяемых в России антифрикционных материалов представлены в таблице 1.

Триботехнические свойства антифрикционных сплавов [7, 9]

Материал	НВ, кгс/мм ²	Коэффициент трения по стали		Допустимый режим работы		
		граничное трение	жидкостное трение	p , МПа	v , м/с	$p \cdot v$, МПа·м/с
Баббиты						
Б83	30	0,07–0,12	0,004–0,006	15	50	75
Б16	30			10	30	3
БК2	32			15	15	6
Бронзы						
Бр010Ф1	100	0,1–0,2	0,004–0,009	15	10	15
Бр05Ц5С5	60			8	3	12
БрС30	25			25	12	30
БрАСМ	29	-	0,008	15	8	5
БрА2Н6	35	-		25	15	100
Латуни						
ЛЦ16К4	100	0,15–0,24	0,009–0,016	12	2	10
ЛЦ38Мц2С 2	80			11	1	10
Алюминиевые сплавы						
А09–2	31	0,1–0,15	0,008	25	20	100
Антифрикционные чугуны						
АЧС–1	220	0,12–0,23	0,008	2,5	5	10.0
АЧС–3	160		0,016	6,0	0,75	4,5

Широко распространенные антифрикционные сплавы для подшипников скольжения - оловянные баббиты и бронзы, несмотря на многие их достоинства, имеют ряд недостатков (низкие пластичность, усталостная прочность, склонность к ликвации при литье) и уже не могут в полной мере соответствовать растущим требованиям к узлам трения (скорость, нагрузка, КПД, износ и т.д.). Основная причина вышеозначенных недостатков – это наличие хрупких интерметаллидов SnSb в структуре баббита Б83 и эвтектоида $\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ в бронзе Бр010. Эти структурные составляющие имеют остроугольную форму, что отрицательно влияет на механические свойства, как баббитов, так и бронзы. Возможность изменения морфологии твердых включений антифрикционных сплавов с остроугольной, кубической на глобулярную [59, 60] может способствовать повышению

пластичности, усталостной прочности сплава с сохранением высокого уровня служебных свойств. [61, 62]

Исследование факторов, определяющих формирование структуры, позволит не только контролировать, но и прогнозировать свойства материалов и осуществлять рациональный выбор антифрикционных сплавов в зависимости от условий работы конкретного узла. Такие сплавы должны иметь возможность регулирования всего комплекса своих свойств в широком диапазоне, иметь глобулярную форму твердых включений, упрочнятся термической обработкой и в процессе трения, обладать высокой удельной мощностью трения.

Создание сплавов, в том числе и скольжения в металловедении, как правило, строится на теоретической оптимизации состава, структуры, свойств, с одной стороны, и на экстремальных соотношениях, например, зависимость прочности сплава от концентрации компонента или зависимость коэффициента трения сплава от размера отдельных фаз. Такие экстремальные зависимости далеко не всегда можно прогнозировать. Опыт многих материаловедческих школ показывает, что аналитические, математические методы в нашем случае не эффективны. К тому же, например, теория износа еще не позволяет оценивать долговечность деталей с необходимой точностью с учетом условий эксплуатации. [63]

Поэтому экспериментальные данные важнее, объективнее теоретических прогнозов, вследствие чего подобные задачи требуют всегда обоснованных, хорошо взвешенных экспериментов.

1.5 Сведения о патентных исследованиях перспективных антифрикционных материалов

Большинство запатентованных за последние два десятилетия сплавов скольжения - это порошковые сплавы на основе меди [64-65], железа [66-68], алюминия [69, 70] и никеля [71, 72] в которых увеличение износостойкости достигнуто, как правило, путем увеличения твердости материала.

Значительную часть новых антифрикционных материалов получают методами порошковой металлургии и плазменным напылением. Это, в настоящее время, наиболее универсальные и перспективные методы изготовления покрытий, так как позволяют в широких пределах изменять состав, дисперсность фаз и, соответственно, свойства самого материала [65, 68, 72]. Варьируя технологическими параметрами процесса изготовления, изменяют свойства покрытия [73, 74]. В патентах приводятся сведения о повышенной износостойкости таких покрытий. [75, 76]

В ряде случаев улучшения антифрикционных свойств добиваются модифицированием известных материалов твердыми смазками (графит, бисульфид молибдена, свинец и др.) и разного рода твердыми включениями (алмазный порошок, нитрид титана и др.). Так, например, в патенте [74] описан вкладыш подшипника скольжения турбоагрегата, имеющий антифрикционный слой из баббита Б83 модифицированного бисульфид молибдена. Показано увеличение износостойкости и понижение коэффициента трения такого материала относительно прототипов.

Наибольшее распространение при изготовлении подшипников скольжения методами порошковой металлургии и плазменным напылением получили материалы на основе: меди и бронзы с добавлением олова, свинца, цинка, алюминия, железа, дисульфида молибдена, графита, силикатов, интерметаллидов и других компонентов; на основе алюминия с добавлением железа, бисульфида молибдена, графита, кремния, магния, никеля; на основе железа с добавлением меди, графита.

Роль компонентов и фаз в спеченных материалах распределяются следующим образом: свинец (Pb), графит (C), дисульфид молибдена (MoS_2) – твердая смазка для уменьшения износа и коэффициента трения; цинк (Zn) – формирование мелкозернистой структуры матрицы; силикаты – упрочнение металлической матрицы, увеличение износостойкости; алюминий (Al) – уменьшение коэффициента трения, повышение износостойкости, но уменьшение стойкости к схватыванию; железо (Fe) – увеличение износостойкости, но повышение коэффициента трения; олово (Sn) – уменьшение коэффициента трения

и увеличение стойкости к схватыванию. Эти покрытия имеют общее для всех антифрикционных материалов строение двух типов: с мягкой матрицей и твердыми включениями; с твердой матрицей и мягкими включениями.

Повышение износостойкости материала достигается двумя путями: 1) увеличением твердости трущихся поверхностей, для снижения пластической деформации и исключения микрорезания на поверхностях трения; 2) снижением прочности адгезионной связи, для исключения схватывания поверхностей.

Антифрикционные покрытия, полученные методами порошковой металлургии и плазменным напылением, обладают хорошими трибологическими свойствами [77], однако имеют своеобразные, зачастую неудовлетворительные механические и прочностные свойства, что существенно ограничивает область их применения.

Анализ патентов показал, что направление создания антифрикционных медных сплавов, получаемых методами литья, необоснованно обделено. В это же время широк ассортимент патентов литых медных сплавов с повышенными технологическими, прочностными и эксплуатационными свойствами, в том числе упрочняемых. [78, 79]

На основании вышесказанного интерес представляет разработка упрочняемого антифрикционного сплава на основе меди, получаемого методом литья. К числу таких сплавов можно отнести медно-железный сплав, который сочетает повышенные прочность, электро- и теплопроводность [80], с введением легирующих элементов появляется возможность упрочнения как железной, так и медной основы [81], а также получение высоких антифрикционных свойств. На структуру железной фазы может значительно влиять перитектическая реакция в этой системе, которая позволяет, при соответствующей термической обработке, получить сферические включения этой железной фазы. [82]

1.6 Особенности формирования структуры и свойств бронз, содержащих Fe и Ni, Co

Перспективные материалы очень часто состоят из нескольких компонентов и имеют сложную структуру, и с термодинамической точки зрения не идеальны. Взаимная диффузия и межфазные реакции играют важную роль при обработке многих функциональных материалов и ограничивают их продолжительность применения. Понимание этих процессов имеет фундаментальное практическое применение.

Благодаря особенностям фазового и структурного состояния сплавы системы Cu-Fe-Ni-Co могут обладать экстремально высокой прочностью, пластичностью, уникальными упругими свойствами. Несмотря на распространение и большой объем работ, посвященных изучению термодинамических и физических свойств указанной системы, полноформатных исследований не обнаружено.

Исследования свойств синтезированных сплавов в различных структурных состояниях позволят выявить из широкого спектра разработанных составов сплавы с уникальными свойствами. Для большего понимания рассмотрим три двухкомпонентные системы: Fe–Cu, Fe–Ni и Cu–Ni.

1.6.1. Двухкомпонентные системы Fe–Cu, Cu–Ni, Fe–Ni

В системе Fe–Cu в жидком состоянии для переохлажденного состояния (при степени переохлаждения в 100° и больше) имеет место расслаивание, в то время как для обычного охлаждения расслаивания в жидком состоянии не наблюдается. Исходя из диаграммы состояния железо–медь (рисунке 1.6) в системе происходит три первичные кристаллизации фаз ϵ , γ и δ , а также двух перитектических и одного эвтектоидного превращения при температурах 1485 , 1096 и 850° по реакциям: $ж$ (89,7 вес. % Fe) + δ (93,2 вес.% Fe) \leftrightarrow γ (92,6 вес. % Fe); $ж$ (2,8 вес.% Fe) + γ (92,0 вес. % Fe) \leftrightarrow ϵ (4,0 вес. % Fe); γ (97,9 вес. % Fe) \leftrightarrow α (98,6 вес. % Fe) + ϵ (1,3 вес. % Fe) [83].

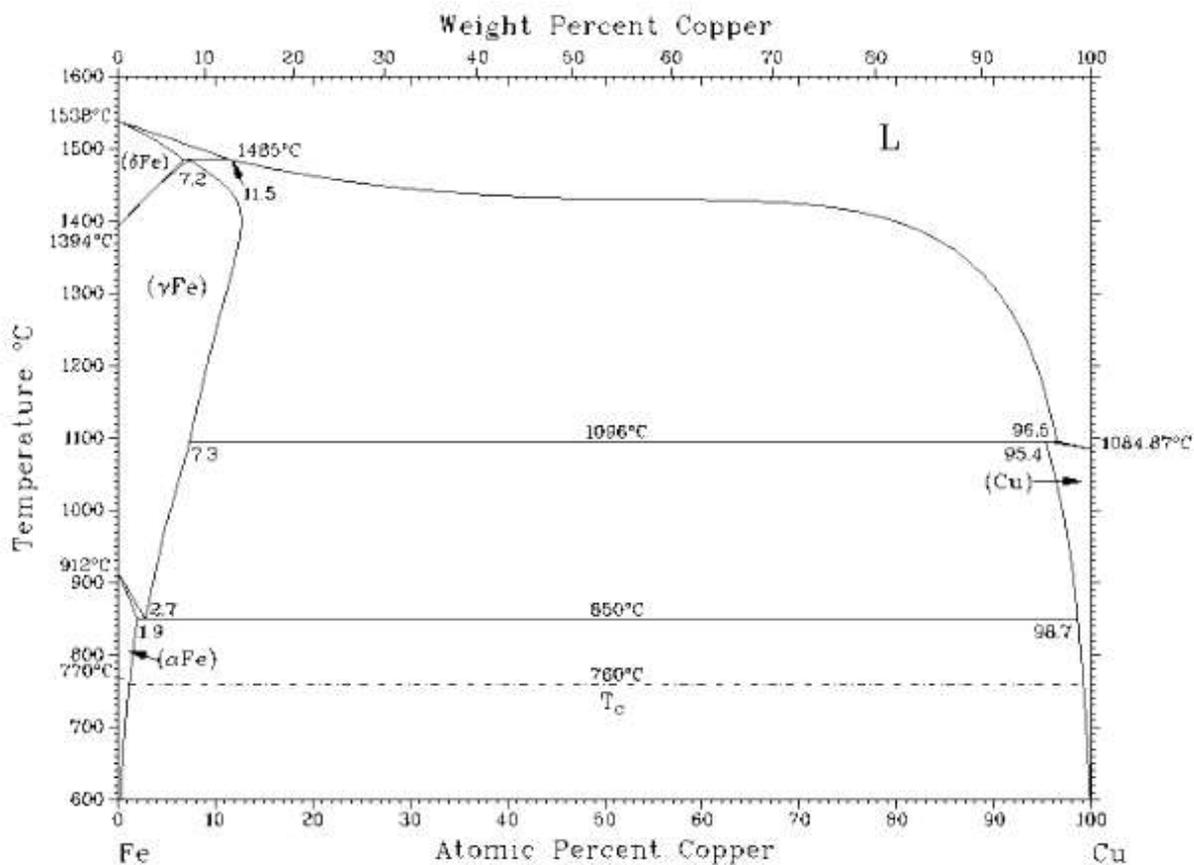


Рисунок 1.6 – Диаграмма состояния системы Fe-Cu

Растворимость Fe в Cu при 1025, 900, 800 и 700° составляет 2,5; 1,5; 0,9 и 0,5 вес. % Fe соответственно. [84]

Диаграмма состояния Cu–Ni представляет систему, в которой медь и никель образуют непрерывный ряд твердых растворов (рисунок 1.7). Все сплавы имеют г.ц.к. решетку компонентов. Максимальное сжатие решетки составляет 0,11% при ~34 ат. % Ni. Точки Кюри лежат на прямой линии, пересекающей комнатную температуру при ~70,2 ат. (68,5 вес.) % Ni и достигающей абсолютного нуля при ~43,5 ат. (41,5 вес.) % Ni. По магнитным изменениям между 47 ат. % и 52 ат. % Ni имеется область разрыва растворимости. [84]

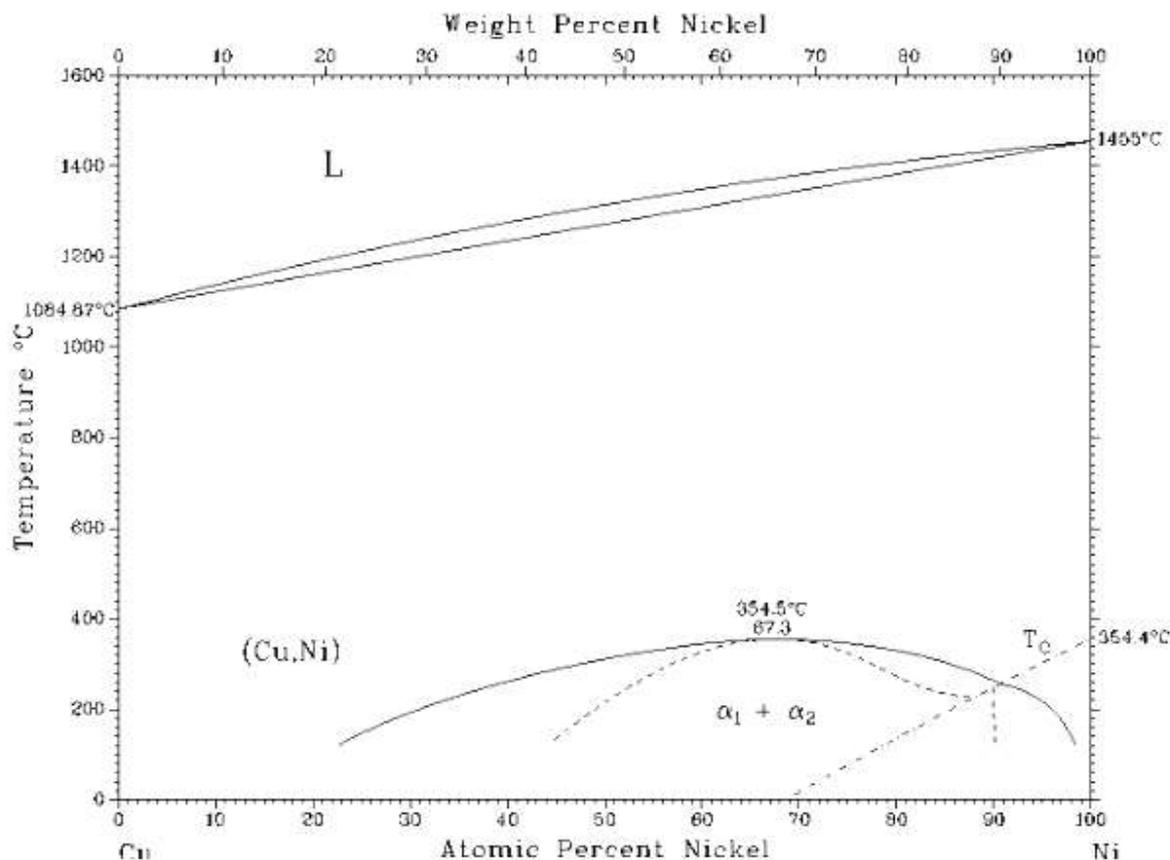


Рисунок 1.7 – Диаграмма состояния системы Cu–Ni

Не гомогенность сплавов доказывается тем, что обнаружены температуры Кюри для сплавов 37 ат. и 42 ат. % Ni, которые в равновесном состоянии, до предельно низких температур, парамагнитны.

В системе Fe–Ni γ -Fe и никель образуют между собой непрерывный ряд твердых растворов (рисунок 1.8). Никель, растворяясь в железе, повышает температуру $\gamma \leftrightarrow \delta$ превращения от 1394 до 1514°C при которой протекает перитектическая реакция $\delta + \text{ж} \leftrightarrow \gamma$. Максимальное содержание никеля в δ -Fe составляет 3,24% (ат.).

Сплавы системы кристаллизуются в узком интервале температур. Кривые ликвидус и солидус для сплавов с содержанием 5,9-100% (ат.) Ni имеют минимум при содержания 68 ат. % Ni – температура 1440°C.

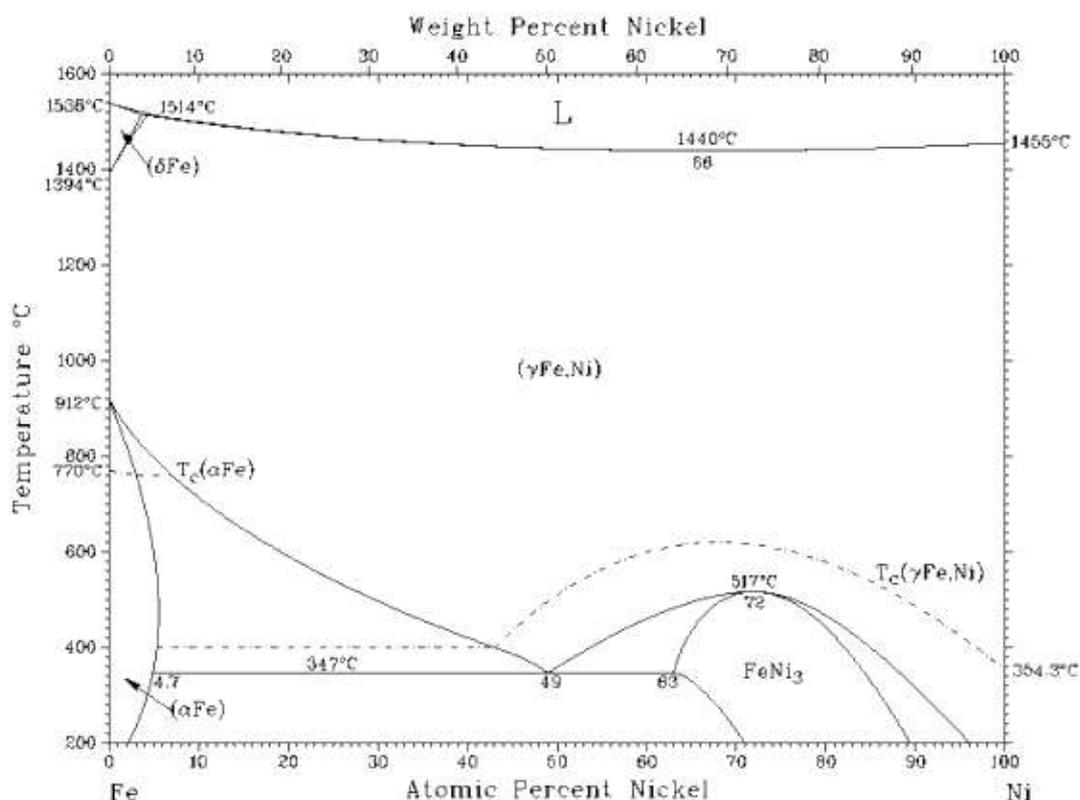


Рисунок 1.8 – Диаграмма состояния системы Fe–Ni

Равновесная концентрация никеля в α -твердом растворе на основе железа при 450 °C достигает ~6,5 % (ат.) [84]. Эвтектоидная реакция: $\gamma \leftrightarrow \alpha + \text{FeNi}_3$ протекает при 49 % (ат.) Ni и температуре 347 °C. Твердый раствор на основе соединения FeNi₃ обладает большой областью гомогенности (≈ 20 ат. % при температуре 300 °C).

Равновесное фазовое состояние сплавов, соответствующее диаграмме, приведенной на рисунке 10, как правило, не реализуется в производственных условиях быстрого охлаждения. [83]

Диаграмма метастабильного состояния сплавов системы для области, богатой железом, изображена на рисунке 1.9. Исследование выполняли измерением электросопротивления при скорости нагрева и охлаждения 5 °C/мин.

Штриховые линии отвечают равновесным границам областей $\alpha/(\alpha + \gamma)$ и $\gamma/(\alpha + \gamma)$. Кривые Mn и An отвечают соответственно началу образования мартенсита при

охлаждении и аустенита при нагреве. Сплавы с 6—25 % (ат.) Ni после быстрого охлаждения имеют мартенситную структуру; в сплавах, содержащих свыше 30 % (ат.) Ni, мартенсит при быстром охлаждении, как правило, не образуется и фиксируется γ -твердый раствор, который при нагреве распадается на смесь ($\alpha + \gamma$) - фаз. [83]

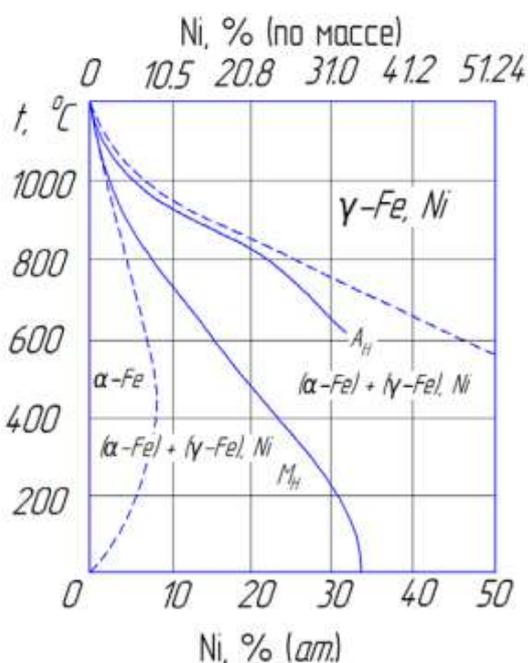


Рисунок 1.9 – Диаграмма метастабильного состояния системы Fe-Ni [83]

Кристаллическая структура сплавов системы железо-никель характеризуется тремя основными типами структур: α -твердый раствор на основе α -Fe (ОЦК); γ -твердый раствор на основе γ -Fe (ГЦК) и фаза FeNi_3 с кубической структурой типа Cu_3Au .

1.6.2 Трехкомпонентная система Fe-Cu-Ni

В системе Fe-Cu-Ni присутствует широкая область твердых растворов с ГЦК решеткой (γ), которая распространяется от чистого никеля к стороне железо—медь.

На рисунке 1.10 приведена проекция поверхности ликвидус системы на концентрационный треугольник. Линия P_1P_2 соответствует моновариантному

перитектическому превращению $ж+\delta\leftrightarrow\gamma$, линия P_3K_1 — моновариантному перитектическому превращению $ж+\gamma\leftrightarrow\varepsilon$.

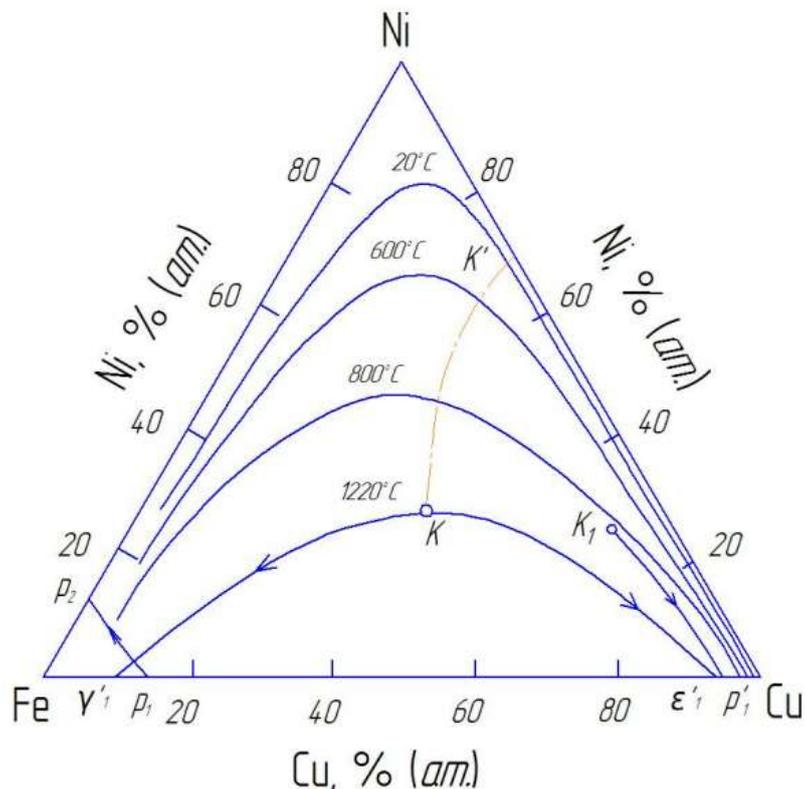


Рисунок 1.10 – Поверхность ликвидус системы Fe-Cu-Ni

Линия $\varepsilon_1-\gamma_1$ ограничивает трехфазную область $ж+\gamma+\varepsilon$ и одновременно является линией максимальной растворимости железа и меди в твердом растворе с ГЦК решеткой. Точка K - критическая точка взаимного перехода твердых растворов на основе меди и γ -Fe. Линия KK' показывает положение критических точек на поверхности, ограничивающей твердый раствор с ГЦК решеткой.

На рисунке 1.11 приведено фазовое строение сплавов системы при комнатной температуре, полученное при медленном охлаждении от 900 °С. Штриховыми линиями обозначена область, в которой имелись признаки распада твердого раствора с ГЦК решеткой. При 900 °С в твердой меди с 5% Ni растворяется 3 вес. % Fe и 4,5 % Fe при 20 % Ni. [83]

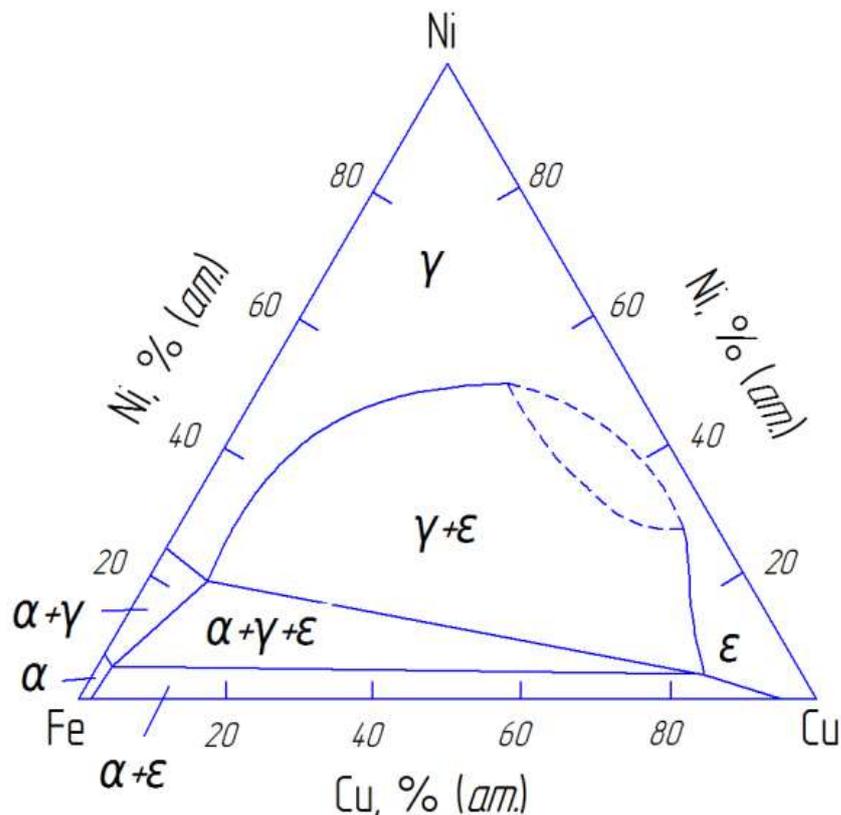


Рисунок 1.11 – Фазовое строение сплавов системы Fe–Cu–Ni при медленном охлаждении до комнатной температуры с 900° С [83]

По данным [85] в сплавах системы Cu-Fe в жидком состоянии присутствует не смешиваемость компонентов, что распространяется и на сплавы системы Cu-Fe-Ni. В системе образуются $\delta(\text{Fe})$ -фаза (высокотемпературный ОЦК-раствор на основе железа); $\gamma(\text{Cu, Fe, Ni})$ -фаза (ГЦК-раствор на основе чистых компонентов), которая в результате расслоения образует $\gamma(\text{Fe})$ -фазу (ГЦК-раствор на основе Fe) и $\gamma(\text{Cu})$ -фазу (ГЦК-раствор на основе меди); $\alpha(\text{Fe})$ -фаза (низкотемпературный ОЦК раствор на основе железа).

Расплавы Fe-Cu-Ni находятся в равновесии с $\gamma(\text{Cu, Fe, Ni})$ -фазой, при этом образуются двухфазные области $\text{Ж} + \gamma(\text{Fe})$, $\text{Ж} + \gamma(\text{Cu})$ и узкая трехфазная область – $\text{Ж} + \gamma(\text{Fe}) + \gamma(\text{Cu})$, которая появляется в результате расслоения $\gamma(\text{Cu, Fe, Ni})$ -фазы [86-87].

Согласно [88] в тройной системе образуется двухфазная область $\alpha(\text{Fe}) + \gamma(\text{Fe})$, заметная концентрационная протяженность которой вступает в противоречие с таковой для двухкомпонентных систем Cu–Fe [89] и Fe–Ni. [90]

Сплавы медь-никель и никель- γFe образуют непрерывные ряды твердых растворов, сплавы медь-железо имеют в твердом состоянии ограниченную растворимость, которая распространяется на тронные сплавы Cu-Fe-Ni. Область твердых растворов от добавки никеля уменьшается и исчезает в случае добавки 28% никеля при 1220 °С, а при 82% никеля уже при комнатной температуре.

1.7 Сварочные процессы при изготовлении и восстановлении биметаллических подшипников скольжения

Наплавка является эффективным методом создания биметаллических изделий, особенно крупногабаритных, с рабочим слоем из бронзы, восстановления изношенных деталей.

Наиболее распространенные способы наплавки – это аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом, электродуговая наплавка под флюсом, плазменная наплавка с применением присадочных проволок или порошков, газовая и лазерная наплавки.

При наплавке медных сплавов на сталь наблюдаются как технологические, так и металлургические трудности, такие как: межкристаллитные проникновения бронзы в сталь, вероятность легирования наплавленного металла элементами основы, склонность к образованию пористости. При использовании наплавки под флюсом существенное влияние оказывает сам флюс.

Применение высокооловянной бронзы БрО10 в процессах наплавки затруднительно из-за высокого содержания олова, которое оказывает отрицательное влияние на свариваемость, из-за низкой пластичности невозможно изготовить сварочную проволоку малых диаметров. Электроды для сварки оловянных бронз, согласно ГОСТ 16130-90 изготавливают из литых прутков диаметром 6-8 мм из бронз марок БрОФ 6,5-0,15 и БрОЦ 4-3. Применение таких электродов не позволяет

получить наплавленного металла с высоким содержанием олова. Для сварки, наплавки бронз с содержанием олова более 8% практически отсутствуют отечественные электродные материалы и широко применяются импортные. [91]

Применение оловянных бронз при наплавке на сталь сопровождается межкристаллитным проникновением бронзы в сталь. При этом оловосодержащие бронзы имеют высокую склонность к образованию таких дефектов по сравнению с другими сплавами на основе меди. [92, 93]

Применение при сварке-наплавке высокооловянных бронз может приводить к ликвации олова в наплавленном слое с связи с большим температурным интервалом кристаллизации. При этом наличие при сварке паров олова оказывает крайне негативное экологическое воздействие на окружающую среду.

Для наплавки оловянных бронз широкое распространение получил плазменный способ [91]. Данный способ позволяет получать тонкие рабочие слои (в сравнении с наплавкой). Присадочным материалом могут служить проволока либо порошок. Плазменно-порошковый способ позволяет применять очень широкую номенклатуру материалов.

Наибольшее распространение при сварке, наплавке медных сплавов получил способ сварки в среде защитных газов плавящимся и неплавящимся электродом. Этот способ отличается универсальностью и простотой защиты сварочной ванны от атмосферы. В качестве присадочного материала могут быть использованы проволоки из деформируемых бронз либо порошковые проволоки. Повсеместному применению электродуговой сварки и наплавки оловянных бронз препятствуют трудности, сопряженные с изготовлением сварочных проволок.

1.8 Выводы по первой главе

Представленный литературный анализ, посвященный антифрикционным материалам и их свойствам, показал, что, несмотря на широкий ассортимент антифрикционных материалов на различных основах: медной, оловянной, алюминиевой, железной и т.д., широкое распространение имеет «классическая»

бронза БрО10, которую применяют в разнообразных узлах и, зачастую, необоснованно. Применение этой бронзы ограничивает её низкие технологические свойства – БрО10 имеет низкую пластичность, не сваривается, изменяет свою структуру при термическом воздействии, что существенно ограничивает область её применения.

Основная причина этих недостатков – это наличие хрупкого эвтектоида $\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ в бронзе БрО10, имеющего остроугольную форму, что отрицательно влияет на механические и технологические свойства (деформируемость, свариваемость).

С другой стороны, в сплавах системы Cu-Fe было установлено формирование Fe-дендритов в расплаве [94, 95] и их рост в процессе кристаллизации. Это явление согласуется с мнением Савицкого К.В. о целесообразности получения твердых составляющих в антифрикционных сплавах (опорная поверхность при трении-скольжении) «скелетообразной» формы. [16]

Таким образом возникают предпосылки замены хрупких интерметаллидов железными дендритами. Выполненное исследование обосновывает целесообразность создания композитных бронз, армированных стальными дендритами взамен оловянных бронз. Состав которых легированием можно довести до мартенситной, мартенситно-старяющей, аустенитной, аустенитно-ферритной нержавеющей стали, свойствами которых можно управлять в широких пределах.

Бронзы, армированные стальными дендритами, наряду с удовлетворительными технологическими и механическими свойствами должны иметь и очень высокие трибологические свойства, особенно износостойкость (основа долговечности узлов трения-скольжения), что со всех сторон целесообразно и перспективно.

Такие бронзы, в отличии от недеформируемых литых бронз БрО10, БрО12, могут быть получены в виде отливок, проката, прессовок, восстановительной наплавкой, что расширяет возможности эффективного применения бронз, как сплавов скольжения, что позволит при этом снизить номенклатуру существующих бронз.

Полный патентный анализ [96], проведенный патентным отделом УГЛТУ, позволяет оценить предложенное решение, как имеющее мировую новизну и открывающее новое направление в создании и совершенствовании сплавов на основе меди (бронз).

ГЛАВА 2

Материалы и методы исследования

Объектами исследований являлись сплавы скольжения на основе меди – бронзы систем: Cu-Sn-Ni, Cu-Sn-Co, Cu-Sn-Ni-Co, Cu-Fe, Cu-Fe-Ni, Cu-Fe-Ni-Sn, Cu-Fe-Ni-Al, Cu-Fe-Ni-Co-Al, Cu-Fe-Ni-Cr-(Si, Al). В ходе работы отливали исследуемые сплавы и исследовали взаимосвязь химического состава, термической обработки со структурой, механическими и трибологическими свойствами этих сплавов.

2.1 Методика изготовления слитков

Для изготовления слитков использовали чистые шихтовые материалы: медь марки М1 (ГОСТ 859-2001), олово О1пч (ГОСТ 860-75), никель электролитический Н1 (ГОСТ 849-97), кобальт К0 (ГОСТ 123-98), малоуглеродистая сталь 10 (ГОСТ 1050-88), алюминий А999 (ГОСТ 11069-74).

Взвешивание шихтуемых компонентов сплава проводили на прецизионных весах Zaklady Mechaniki Precyzyjnej Typ – WA-21, с точностью 0,01 гр.

На первом этапе исследований были выплавлены слитки весом до 500 гр. в тиглях как показано на рис. 2.1. При этом часто наблюдались усадочные раковины (см. рис. 2.1 а). В слитках весом до 2 кг, кроме того имела место осевая усадка. В дальнейшем, во избежание вышеотмеченных дефектов, мы получали слитки методом сплавления, следующим способом:

- 1) в графитовый нагреватель (см. рис. 2.1 б, поз. 2), обеспечивающий восстановительную атмосферу, высокотемпературной установки типа Таммана 1674ПО на основание из порошкового электрокорунда 25А (F54) №32 (ГОСТ р52381-2005) устанавливали алундовый тигель (см. рис 1 б, поз. 1) производства Богдановичское ОАО «Огнеупоры»;

- 2) в пространство между нагревателем и тиглем насыпали эл. корунд 25А

(F70) № 20 (ГОСТ р52381-2005) (см. рис 2.1 б, поз. 3) для обеспечения устойчивости тигля от наклонов при перемешивании жидкого металла, разрушения его в процессе плавки.

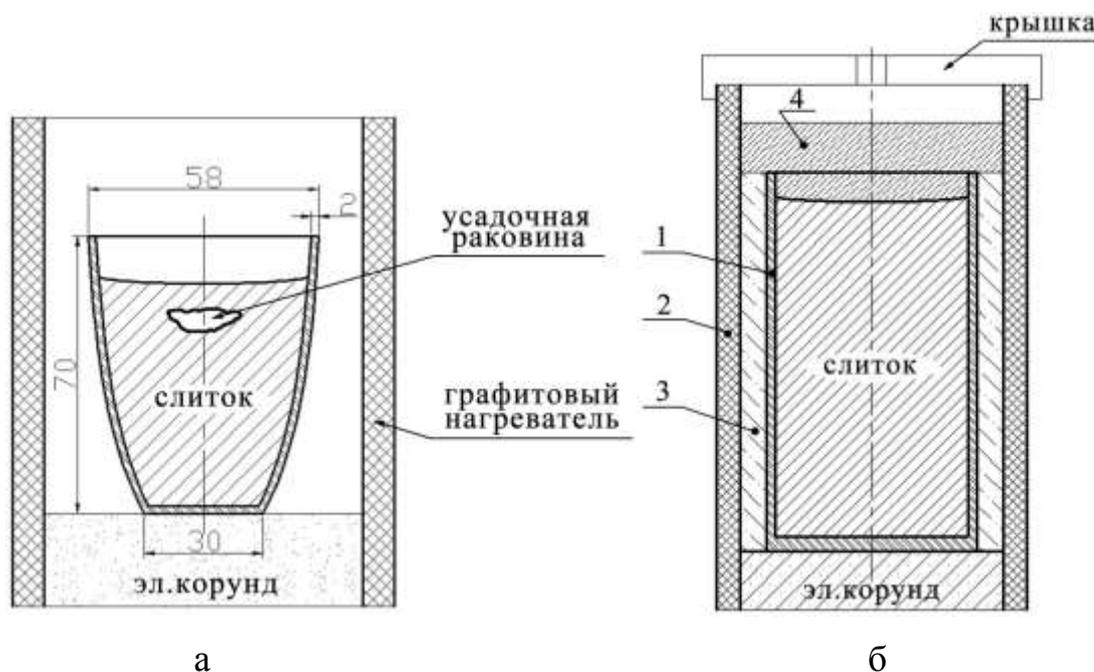


Рисунок 2.1 – Форма тиглей и их установка в нагревателе печи, где: 1 – алундовый тигель; 2 – графитовый нагреватель; 3 – удерживающая обсыпка электрокорундом; 4 – терморегулирующая засыпка электрокорундом

плавки, а также для уменьшения скорости охлаждения кристаллизующегося металла;

3) в тигель закладывали расчетное количество тугоплавких компонентов сплава (таких как Fe, Ni, Co). Графитовый нагреватель закрывали огнеупорной крышкой и проводили нагрев печи до полного расплавления этих компонентов;

4) Далее закладывали частями Cu, чтобы избежать «захолаживания» расплавленного металла. После добавления первой части Cu, и её расплавления, расплав раскисляли Al (в количестве 10% от общей массы Al);

5) После загрузки всех частей Cu и полного расплавления всех компонентов в расплаве добавляли оставшийся Al (в количестве 90% от общей массы Al);

6) После начала кристаллизации тигель с расплавом засыпали электрокорундом слоем толщиной 15-20 мм (рис. 2.1, б. поз. 4), для уменьшения

скорости кристаллизации и предотвращения образования усадочных раковин и осевой пористости.

Для пробных слитков (весом 500 гр.) мы, в основном, ориентировались на расчетный состав, имея в виду, что восстановительная атмосфера печи не приводит к заметному окислению компонентов сплава. При этом наличие в расплаве Fe, которое хорошо взаимодействует с углеродсодержащей средой в печи, адсорбция углерода не наблюдается, так как основные компоненты сплава, такие как Cu, Ni, Co, Al – являются графитизаторами, т.е. не взаимодействуют с углеродом.

2.2 Методика литья вакуумным всасыванием

Сущность процесса литья вакуумным всасыванием состоит в том, что расплав под действием разряжения, создаваемого в полости формы, заполняет ее и затвердевает, образуя отливку. Схема процесса представлена на рисунке 2.2.

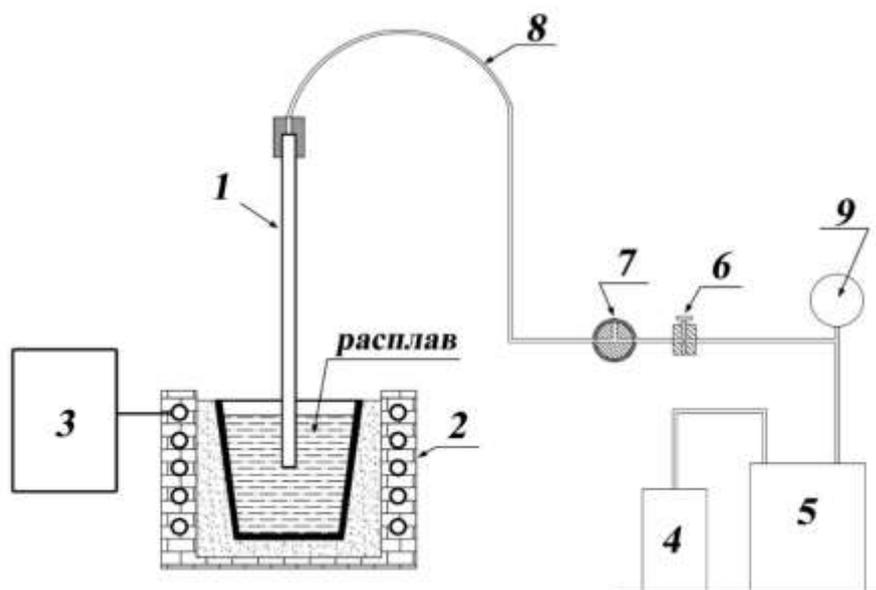


Рисунок 2.2 – Схема литья вакуумным всасыванием:

где: 1 – кристаллизатор – кварцевая трубка; 2 – индукционная печь (ИПП-25); 3 – трансформатор (РЭПТЭК, частота тока 10 кГц); 4 – вакуумный насос; 5 – вакуумный ресивер; 6 – натекающий; 7 – распределительный кран; 8 – гибкий вакуум провод; 9 – манометр.

Бронзу готовили, как и в предыдущих случаях (см. раздел 2.1.1). Плавку проводили в индукционной печи при частоте тока 10 кГц, 14,8 кВт и 84,7 А.

Далее, носок кварцевого кристаллизатора (в виде трубок длиной 700 мм, диаметрами рабочей полости 3 и 7 мм), погружали в расплав, находящийся в тигле раздаточной индукционной печи.

Разряжение в системе создавали вакуумом-насосом (2НВР-5ДМ) и регулировали натекателем до 10^{-3} мм.рт.ст. Рабочая полость кристаллизатора, образующая отливку, соединялась вакуумом-проводом через распределительный кран с вакуумным ресивером. Поворотом распределительного крана в полости кристаллизатора создавали разрежение, и расплав всасывался внутрь трубчатого кристаллизатора, поднимаясь на высоту, пропорциональную разрежению $h_{рт}$ и обратно пропорционально ее плотности. Жидкий металл от 1350 °С быстро затвердевал в кварцевой трубке (кристаллизатор), время кристаллизации и охлаждения металла до 500...600 °С (потемнение до густо вишневого цвета) было менее 1 сек. и, соответственно, скорость охлаждения была более 700 °С/сек. После затвердевания отливки кристаллизатор извлекали из расплава. Поворотом крана, рабочую полость соединяли с атмосферой и отсоединяли кристаллизатора от вакуум провода.

В результате реализации данной технологии, мы получили стержни диаметром 3 и 7 мм, которые использовали как готовые электродные материалы для сварки и наплавки в среде аргона. На стержнях диаметром 7 мм проводили механические испытания на растяжение по методике, описанной в разделе 2.3.2.

Данные работы проводились в литейной лаборатории УрФУ под руководством д.т.н., проф. Фурмана Е.Л.

Выплавленные составы экспериментальных бронз, использованных в работе, представлены в табл. 2.1, 2.2, 2.3.

Таблица 2.1

Химический состав олово содержащих бронз (основа – медь)

Группа	№ п/п	Маркировка сплава	Химический состав, вес. %				
			Fe	Ni	Co	Sn	Al
1	1	БрОН 10-5	-	5,78	-	10,91	-
	2	БрОН 10-10	-	10,29	-	9,65	-
	3	БрОН 10-15	-	15,14	-	10,82	-
	4	БрОНК 10-7-3	-	7,13	3,40	8,57	-
	5	БрОКН 10-8-2	-	2,57	8,95	10,18	-
	6	БрОК 10-10	-	-	9,95	10,13	-

Таблица 2.2

Химический состав железо содержащих бронз (основа – медь)

Группа	№ п/п	Маркировка сплава	Химический состав, вес. %				
			Fe	Ni	Co	Sn	Al
2	7	БрЖН 12-6	12,20	5,94	-	-	-
	8	БрЖНА 12-7-1	12,88	5,98	-	-	1,04
	9	БрЖНА 12-7-1 (в. л)	11,85	7,43	-	-	0,48
	10	БрЖНОА 14-7-2-1	13,50	7,00	-	1,6	0,98
	11	БрЖНКоА 9-4-1-1	8,64	3,92	1,08	-	0,82
	12	БрЖНКоА 18-8-2-1	17,18	7,70	2,00	-	1,00
	13	БрЖНКоА 23-8-3-1	22,90	8,18	2,75	-	1,04

Таблица 2.3

Химический состав хром содержащих бронз (основа – медь)

Группа	№ п/п	Маркировка сплава	Химический состав, вес. %				
			Fe	Ni	Cr	Si	Al
3	14	БрЖНХК 12-7-5-1	13,35	7,46	3,97	1,15	-
	15	БрЖНХК 12-7-5-1 (в. л.)	13,35	7,17	5,77	1,01	-
	16	БрЖНХА 12-7-5-1	13,07	9,74	2,34	-	1,07

Примечание: 1) Суммарное содержание примесей Mn, Si, Cr и р. не превышает 0,5 %; 2) На стадии предварительных исследований в тексте, для некоторых сплавов приведен только расчетный состав – стандартное для бронз обозначение; 3) Обозначение (в. л) – литье вакуумным всасыванием.

2.3 Методика переплава, наплавки

Кроме отливок часть образцов из экспериментальных сплавов, номера 8, 11, 12 и 13 (см. табл. 2.2) была изготовлена методом переплава. Из слитков изготавливали заготовки затем поверхность переплавляли в аргоне вольфрамовым электродом $\varnothing 3$ мм при токе 0,3 кА, 45 В горелкой модели АГНИ-17, на глубину до 2,5 мм. Переплавленный металл не имел видимых дефектов.

Наплавку бронзы БрЖНА 12-7-1 на сталь проводили в полуавтоматическом режиме в защитной атмосфере Ar при токе 120А, 20В. Использовалась порошковая проволока диаметром 1,2 мм.

2.4 Изготовление образцов исследований и испытаний

Для проведения исследований, из экспериментальных сплавов изготавливались образцы для металлографического анализа, дюротрии, электронной микроскопии, механических испытаний, оценки адгезионной прочности, триботехнических исследований.

При изготовлении образцов использовали вертикально-фрезерный станок 6Р10 с торцевой фрезерной головкой; горизонтально-фрезерный станок 6Р80Г с дисковыми фрезами различных типоразмеров; а также токарно-винторезный станок 1И611П. Схемы раскроя отливок представлены на рисунках 2.3, 2.4.

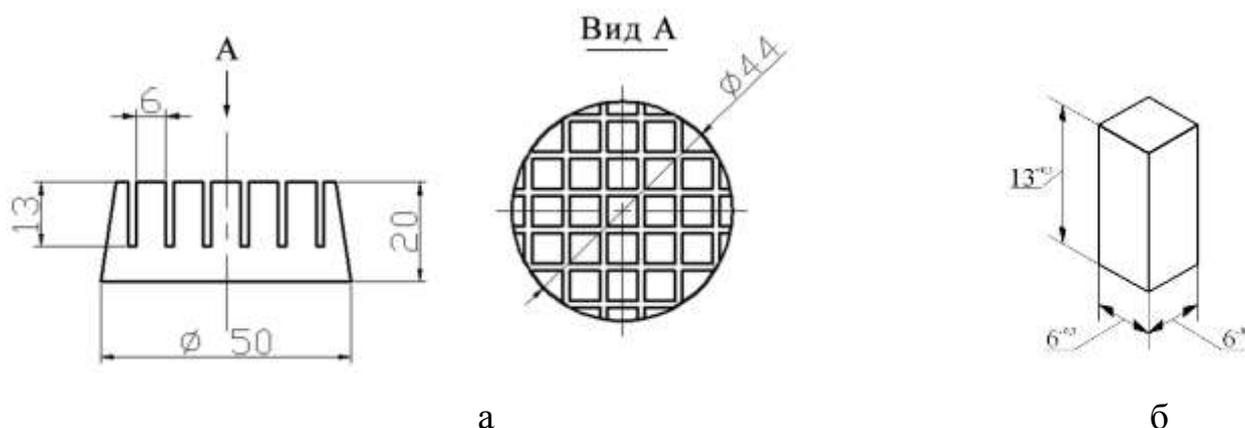


Рисунок 2.3 – Схема раскроя слитков и изготовление образцов для структурных и триботехнических исследований: а – схема разрезки; б - образец

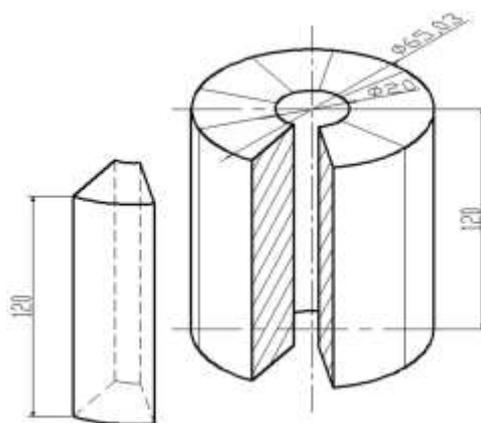


Рисунок 2.4 – Схема «раскроя» слитка для изготовления образцов на механические испытания

Образцы для дюрометрии соответствовали требованиям ГОСТ 9012-59, ГОСТ 2999-75, ГОСТ 9013-59 и ГОСТ 9450-76.

Образцы для металлографии, химического анализа и электронной микроскопии собирались в «сборки» (см. рис. 2.5) залитые оловом.

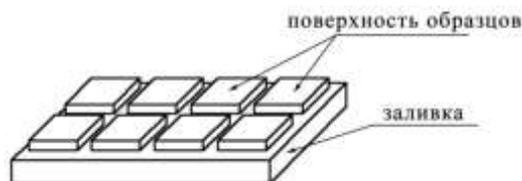


Рисунок 2.5 – Схема «сборки» образцов для металлографии и химического анализа

2.5 Методика термической обработки

Термическую обработку образцов проводили в печах SNOL 8,2/1100; SNOL 7,2/1300. Режимы термообработки определялись задачами исследования и включали закалку от температур в интервале 780 – 950 °С, выдержке при этой температуре от 30 минут до 4 часов, с охлаждением в воде, отпуск (старение) в температурных интервалах 400 – 500 °С, выдержке при этой температуре 2-4 часа и охлаждением с печью. Отклонение температуры от заданной не превышало ± 5 °С. Для уменьшения окислительных процессов образцы защищались слоем электрокорунда и порошком графита.

2.6. Методы исследования

2.6.1. Методики микроструктурного анализа

Поверхности образцов для микроструктурного анализа обрабатывали на шлифовально-полировальной установке модели NERIS 3E881 шлифовальными шкурками с разной зернистостью либо алмазными пастами марок НОМ 60/40 (ГОСТ 25593-83); НОМ 3/10 (ТУ-7-037-506-85), полировали на мягком фетре с использованием пасты ГОИ № 2 (ТУ 6-18-36-85).

Микроструктуру бронзы выявляли методами химического, вакуумного травления. Вакуумное травление проводилось в печи СШВЭ – 1,2/25 – И2 при температурах 500 °С, время выдержки 30 минут и степени разряжения 10^{-5} мм. рт. ст.

В случае химического травления, полированные образцы обрабатывали пятипроцентным раствором хлорного железа (ГОСТ 4147-74) в этиловом техническом спирте (ГОСТ 18300-77).

Шлифы исследовали в отраженном свете на металлографических микроскопах ПОЛАМ Р-312, МИМ-7, Neophot 32, Carl Zeiss AxioObserver A1m и растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50. Микроструктуру фотографировали цифровыми камерами Lumenera LU375C, AxioCam MRc5 и Sony DSC-H5.

Абсолютные размеры фаз определяли с помощью окуляров со шкалами и объект-микрометра. Для определения структурного объемного состава сплава использовали линейный метод А. Розиваля.

2.6.2. Методы измерения твердости

Методы измерения твердости позволяют судить о многих физических свойствах материалов, а также сопоставить твердость исследуемых сплавов со справочными данными. Для определения твердости применяли методы Виккерса

ГОСТ 2999-59, Бринелля ГОСТ 9012-59 и метод микротвердости ГОСТ 9450-60.

Измерение твердости методом Виккерса – на твердомере ТП-7р-1 при нагрузке 20 МН, методом Бринелля – на твердомере марки ТШ-2М. Микротвердость (HV_{50}) измеряли при нагрузке 0,5 Н на приборах ПМТ-3М и 402MVD. Твердомеры были предварительно проверены при помощи эталонов, погрешность измерений не превышала 4 % от измеряемой величины. На каждом образце измеряли твердость в 6 точках, а затем подсчитывали средние значения. Измерение отпечатков проводили на микроскопе ПОЛАМ Р-312 и ПМТ-3М.

2.6.3 Методика электронной микроскопии и локального химического анализа

Общий и локальный химический анализ структурных составляющих определяли на растровом электронном микроскопе Jeol LSM 6490-LV с приставкой для микроанализа Oxford Inca Dry Coll (разрешение 133 эВ, с площади диаметром ≤ 3 мкм) и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 (ускоряющее напряжение 0,2-30 кВ, детекторы вторичных и обратных рассеянных электронов) с приставкой для микроанализа EDS X-Act (Oxford Instruments. Si-drift детектор 10 мм², анализ элементов В – U, разрешение по Mn $K_{\alpha} = 133$ эВ).

На микроскопе возможно определение состава поверхности (глубина 1-10 мкм, локальность 0,05-10 мкм), получение интегральных значений концентрации по различным фазовым выделениям, проведение качественного и количественного металлографического анализа сплавов, определение состава фазовых составляющих методом рентгеновского локального микроанализа.

Общий химический анализ сплавов, при использовании вышеупомянутых приставок для микроанализа, определяли с площади 1...3 мм², усредняя результаты трех измерений с различных участков. Средний состав дендрита, матрицы определялся с максимальной возможной площади фазы, а неоднородность дендрита, матрицы определялись с участков 3мкм.

2.7 Методы испытаний

За сравнительный прототип была выбрана широко применяемая антифрикционная бронза БрО10 (отливка).

2.7.1 Методика механических испытаний

Механические характеристики сплавов определяли по результатам испытания на растяжения стандартных пятикратных образцов (тип III, ГОСТ 1497-84) с диаметром рабочей части 5 мм при комнатной температуре на машине Instron 3382. Последующая компьютерная обработка данных позволила получить результаты испытаний в виде графиков и в табличном виде с указанием всех параметров испытаний.

Дополнительно к механическим испытаниям выполнена оценка пластичности исследуемых сплавов деформацией изгибом специальных клиновидных образцов (см. рис. 2.6 а) на цилиндрической оправке.

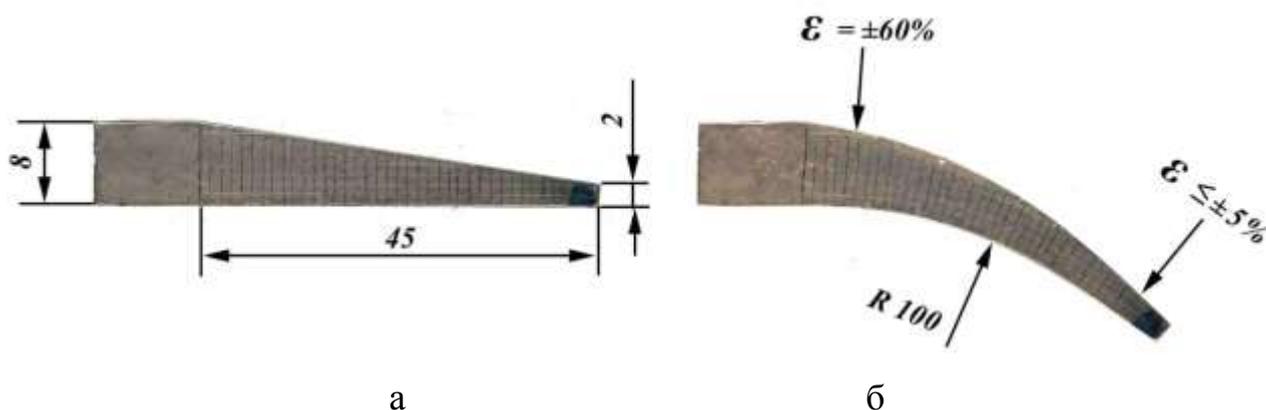


Рисунок 2.6 – Схема оценки деформируемости при изгибе (растяжение-сжатие):
а - до деформации; б - после деформации изгибом

При деформации изгибом на одном образце получали значение деформации растяжением или сжатием от 0 до 60%. При этом на полированной торцевой поверхности после деформации наблюдали формирование линий скольжения и зарождение трещин.

Выполненный эксперимент позволил установить минимальную степень деформации растяжением, сжатием при которой начинается зарождение трещин.

2.7.2 Методика триботехнических испытаний

Для определения триботехнических характеристик – коэффициента трения ($f_{тр}$) и интенсивности изнашивания (I), спроектирована и изготовлена специальная машина трения. Методика триботехнических испытаний разработана совместно с Илюшиным В.В. на базе методики используемой в работе. [77]

В качестве наиболее оптимального был выбран сравнительный характер испытаний, т. е. оценку триботехнических свойств исследуемого материала проводили путем сравнения с интересующим нас базовым материалом бронзой БрО10 в литом состоянии.

Испытание образцов проводили по схеме "диск – палец" (рис. 2.7).

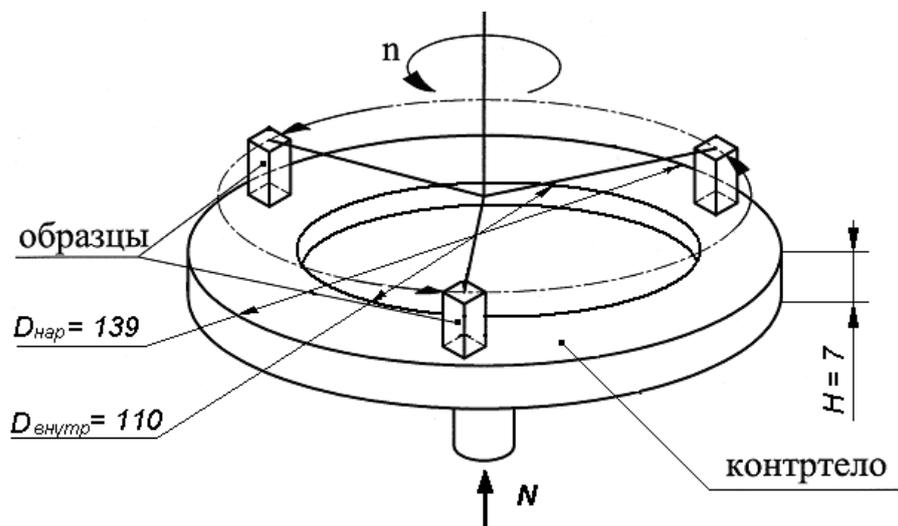


Рисунок 2.7 – Принципиальная схема триботехнических испытаний

Данная схема является наиболее оптимальной т. к. благодаря небольшой площади поверхности трения образцов достигается значительное удельное давлений в зоне трения. Схема универсальна с точки зрения изготовления образцов различными методами литья, газопламенной наплавкой, плазменным напылением, спеканием порошков и др.

Машина трения изготовлена на базе универсально-фрезерного станка с ЧПУ модели 6Б72ПФ2. Структурная схема машины представлена на рисунке 2.8.

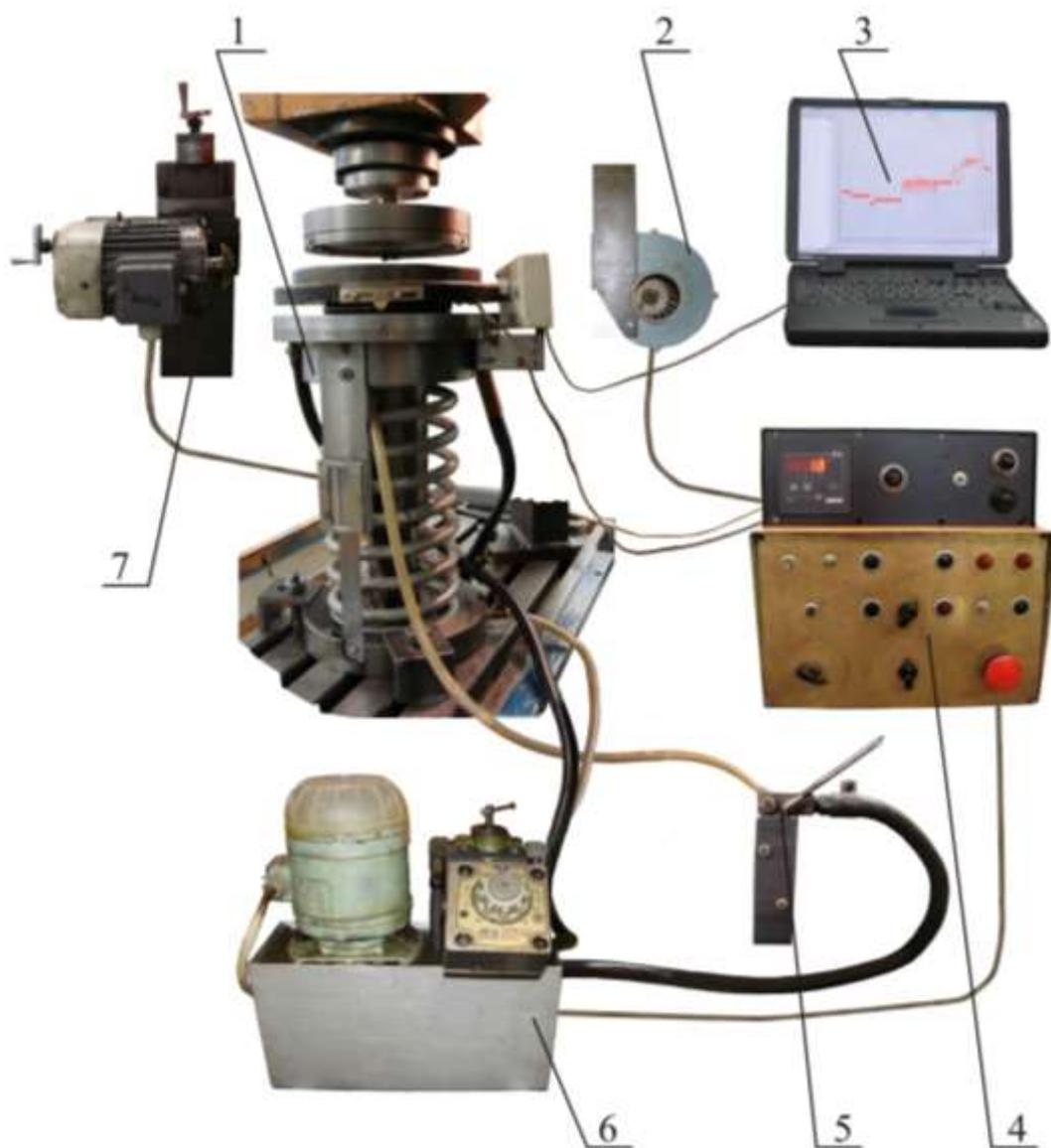


Рисунок 2.8 – Структурная схема машины трения: 1 – установка трения; 2 – блок охлаждения; 3 – измерительная система; 4 – пуль управления; 5 – регулятор подачи смазки; 6 – насосная станция; 7 – блок обработки образцов

В установке трения 1 оправка с образцами закреплена в шпинделе станка, а нагрузочно-измерительный блок с контртелом на столе станка. Нагрузка в зоне трения создается сжатием специальной тарированной пружины. Величина сжатия задается вертикальным перемещением стола станка.

Испытание заключалось в трении трех образцов по контртелу, прижатому к ним с силой N . В процессе движения образцы, под действием возникающего момента трения, «стремятся увлечь» за собой контртело. Сопротивление моменту трения оказывает сила упругости специально изготовленной и тарированной пружины кручения.

Образцы для испытаний по форме и размерам соответствовали $6 \times 6 \times 14$ мм. Материал контртела – ШХ15, твердость 45 HRC.

Смазывание трущихся поверхностей осуществляется циркулирующим смазочным маслом, которое из насосной станции 6, через фильтр тонкой очистки, по системе трубок подается на контртело и соответственно в зону трения. После чего масло сливалось в отстойник, где проходило очистку.

Блок 7 окончательной обработки образцов применяется для обеспечения параллельности рабочих поверхностей образцов к поверхности контртела.

Для контроля температуры в зоне трения применяли измеритель-регулятор ОВЕН ТРМ-1, который управляет вентилятором 2, позволяющим охлаждать детали установки и, соответственно, зону трения, потоком воздуха.

Работа всей машины трения задается и управляется с пульта управления 4. Персональный компьютер 3 для снятия и записи показаний позволяет получать диаграммы изменения момента трения во времени.

Подготовка к испытаниям заключалась в следующем:

1) Полировали поверхность трения кольца-контртела до устранения следов предыдущих испытаний и создания шероховатости $Ra_{cp} = 0,4$ мкм.

2) Испытуемые образцы устанавливали в оправку. Оправку закрепляли в шпинделе станка. Для устранения погрешностей установки и закрепления, создания общей плоскости трения, проводили предварительную обработку образцов специальным приспособлением (узел 7 на рисунке 2.8). Окончательная обработка заключалась в шлифовании поверхностей трения образцов наждачной бумагой 858 Л 251 СМ 40 ГОСТ 10054-82 закрепленной на плоском диске.

3) Для определения интенсивности изнашивания на поверхности исследуемого антифрикционного материала создавали искусственную базу путем

вдавливания твердосплавной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине 136° на прессе Виккерса.

4) Образцы в оправке последовательно промывали бензином, ацетоном и спиртом, затем высушивали на воздухе.

5) Измеряли контурную площадь A поверхности трения образцов (для корректировки нагрузки на образцы) и диагонали отпечатка квадратной пирамиды.

6) Приработку образцов и контртела для определения коэффициента трения проводили при скорости скольжения 3,3 м/с. Удельное давление p в зоне трения ступенчато повышали от 0,5 МПа до 2,5 МПа. Время приработки для каждого ступени представлено в таблице 2.4.

Таблица 2.4

Режимы приработки

удельное давление, МПа	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5	итого
время испытания	1 ч	2 ч	2 ч	2 ч	1 ч	8 ч

Приработку для определения интенсивности изнашивания проводили при скорости скольжения 3,3 м/с. Удельное давление p в зоне трения ступенчато повышали от 0,5 МПа до 1,0 МПа.

Испытание на трение состояли из нескольких этапов, проводимых при различных нагрузках. Удельное давление в зоне трения на каждой скорости скольжения ступенчато повышали от 0,5 МПа до запланированного значения с шагом 0,5 МПа, режимы испытания на трение представлены в таблице 2.5.

Таблица 2.5

Режимы испытания на трение

удельное давление, МПа	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0	3,5	4,0	4,5	5,0
время испытания	30м	1ч 30 м	1 ч	1ч 30 м	1 ч	1ч 30 м	40м	1 ч	40м	1 ч

В ходе испытаний постоянно контролировали угол закручивания (α , град) диска с контртелом, определяющий величину момента трения $M_{тр}$.

Испытания повторяли не менее трех раз для каждого материала с заменой образцов и обновлением поверхности контртела.

Этап испытания считалось законченными либо прекращался при наступлении одного из следующих условий:

- макротемпература в зоне трения превышает 100 °С;
- показания не изменяются в течение 60 мин;
- существенные колебания показаний, являющиеся проявлением скачкообразного движения при трении;
- схватывание испытуемого материала с контртелом;
- показания момента трения имеют предельное значение.

Обработка результатов заключалась в переводе задаваемых и контролируемых величин: величины сжатия пружины h , мм; контурной площади поверхности трения образцов A , мм²; числа оборотов шпинделя с оправкой n , об/мин; угла поворота (α , град) диска с контртелом в интересующие нас показатели - нагрузку зоне трения N , Н; давление p , МПа, в зоне трения; скорость скольжения v , м/с; и коэффициент трения $f_{тр}$.

Необходимую нагрузку N (Н), в зоне трения, определяли по контурной площади A , (мм²) поверхности образцов и запланированному удельному давлению p (МПа):

$$N = p \cdot A, \quad (1)$$

По нагрузке определяли требуемую величину сжатия пружины h , мм, для создания запланированного удельного давления на материал:

$$h = \frac{N}{k_h}, \quad (2)$$

где $k_h=11,4$ - тарировочный коэффициент.

Скорость скольжения v , м/с:

$$v = \frac{\pi \cdot d \cdot n}{60 \cdot 1000}, \quad (3)$$

где: $d=0,125$ – средний диаметр трения, м.

Момент трения M_{mp} , Н·м, определяется углом закручивания диска α :

$$M_{mp} = k_M \cdot \alpha, \quad (4)$$

где k_M – тарировочный коэффициент.

Коэффициент трения f_{mp} вычисляется по формуле:

$$f_{mp} = \frac{2 \cdot M_{mp}}{N \cdot d} \quad (5)$$

Испытание на износ проводили при скорости скольжения 3,3 м/с и давлении 1 МПа на пути трения 100 км, время испытаний на износ составляет 8 часов 30 минут.

Перед испытанием на поверхности трения образцов с помощью твердомера Виккерса (нагрузка $P = 196,1$ Н, $t = 30$ сек) наносятся отпечатки. Для снятия наплывов, образующихся после вдавливания алмазной пирамиды, проводится приработка при давлении 1 МПа в течении 1 часа 30 минут.

Измерение диагоналей отпечатков перед и после испытаний проводятся на микроскопе ПОЛАМ Р-312 (точность измерения 0,009 мм).

Величину линейного износа для отпечатка квадратной пирамиды на плоской поверхности рассчитывали по формуле [43]:

$$\Delta b = \frac{d_1 - d_2}{7}, \quad (6)$$

где d_1 и d_2 – длина диагонали до и после испытания.

Интенсивность изнашивания (I , мкм/км) определяли, как отношение значения износа к пути, на котором происходило трение.

2.8 Определение погрешности измерений

В исследовании интересующие параметры и величины определяли методами прямых измерений (показания установки трения, твердость и т.д.) и косвенных (коэффициент трения, твердость HB, HV и т.д.).

Статистическую обработку результатов прямых измерений проводили согласно требованиям ГОСТ 8.207-76:

1. Исключали известные систематические погрешности из результатов наблюдений.
2. Исправляли результаты наблюдений путем выявления и исключения грубых погрешностей (промахов).
3. Вычисляли результат измерения и оценку его среднего квадратического отклонения (СКО).
4. Вычисляли границы погрешности результата измерения.

Большинство проводимых измерений (коэффициент трения, усталость и т.д.) носили относительный характер. Учитывая, что постоянная систематическая погрешность не может быть найдена методами совместной обработки результатов и она не искажает показатели точности измерений, характеризующие случайную погрешность, то постоянную составляющую систематической погрешности считали равной нулю. Величину переменной составляющей систематической погрешности определяют в результате специальных теоретических исследований, которые не являлись целью проводимой работы.

ГЛАВА 3

Формирование структуры и трибологических свойств бронзы БрО10 в результате дополнительного легирования Ni и Co

Важнейшим параметром, определяющим механические и технологические свойства бронз, баббитов является морфология интерметаллидов типа Cu_3Sn , SnSb , $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$. Кубическая форма SnSb в баббите Б83 или остроугольная форма эвтектоида из α -твердого раствора замещения Sn в Cu и интерметаллида $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ в бронзе БрО10 весьма неблагоприятны.

Именно эти твердые структурные составляющие, вследствие своей неблагоприятной остроугольной формы, являются концентраторами напряжений, на гранях и углах которых начинают формироваться трещины в матрице даже при незначительной деформации сплава в холодном состоянии.

Когда эти твердые структурные составляющие переводятся, например, интерметаллид SnSb в баббите Б83 методом турбулентного литья [59], в глобулярную форму, сплав деформируется без трещин при 20 °С, вплоть до деформации сжатием 46%, что ещё раз показывает определяющую роль морфологии в формировании механических свойств баббитов и бронз. [60]

Бронза БрО10 используется исключительно в виде фасонных отливок, не производится в виде проката из-за неудовлетворительной деформируемости как в холодном, так и в горячем состояниях. Мы полагаем, что если удастся каким-либо способом изменить морфологию интерметаллида $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, а именно «глобулизовать» его, то это может повысить пластические свойства этой бронзы.

Анализ возможности применения турбулентного способа литья [61], примененного для глобулизации интерметаллида SnSb в баббите Б83, показал следующее:

- заливка бронзы БрО10 при температуре ≥ 1200 °С турбулентным способом затруднительна или даже невозможна из-за того, что в центробежной машине [59] используются упругие элементы, пружины, которые надежно работают при

температурах до 500 °С. Для баббита Б83 (температура заливки 420 °С) это приемлемо, в то время как для бронзы БрО10 – это недопустимо;

- турбулентная заливка предполагает изготовление только биметаллических втулок, а не слитков для последующего получения проката, поковок.

Данные обстоятельства не позволяют использовать метод турбулентной заливки для улучшения морфологии твердых включений в бронзе БрО10.

В связи с этим мы рассмотрели возможность улучшения морфологии интерметаллидов (их глобулизации) в бронзе БрО10 легированием её никелем и/или кобальтом.

3.1 Структура оловянной бронзы БрО10, легированной Ni и/или Co

Данный раздел работы посвящен изучению фазовых превращений в оловянной бронзе БрО10, легированной Ni и/или Co с различным их процентным соотношением как основы для создания подшипниковых сплавов скольжения.

Для исследования были изготовлены шесть сплавов: БрОН 10-5, БрОН 10-10, БрОН 10-15; БрОК 10-10; БрОНК 10-7-3; БрОКН 10-8-2. Бронза БрО10 являлась «базовым» (прототипом) сплавом, с которым проводили сравнение экспериментальных сплавов.

Металлографическим и рентгеноспектральными методами была исследована морфология и химический состав фаз в вышеуказанных бронзах.

3.1.1 Влияние Ni на фазообразование в бронзе БрО10

Изучение теоретических материалов по системе Cu-Sn-Ni, в частности, показали, что согласно данным [97, 98] под влиянием никеля предельная растворимость Sn в Cu смещается в сторону медного угла и в гетерогенной области при медленном затвердевании должна появиться новая фаза θ (интерметаллическое соединение Ni_4Sn) в виде округлых включений. С целью получения фазы

(интерметаллида) округлой формы бронзу БрО10 легировали никелем. При этом легирование никелем оловянных бронз может улучшить их пластичность. [99]

Выплавленные сплавы с содержанием никеля от 5 до 15 вес. % (БрОН 10-5; БрОН 10-10; БрОН 10-15) не привели к образованию фазы θ округлой формы как следует из рисунка 3.1. Форма фаз так же не претерпела существенных изменений по сравнению с БрО10, то есть, глобулизовать интерметаллидную фазу не удалось.

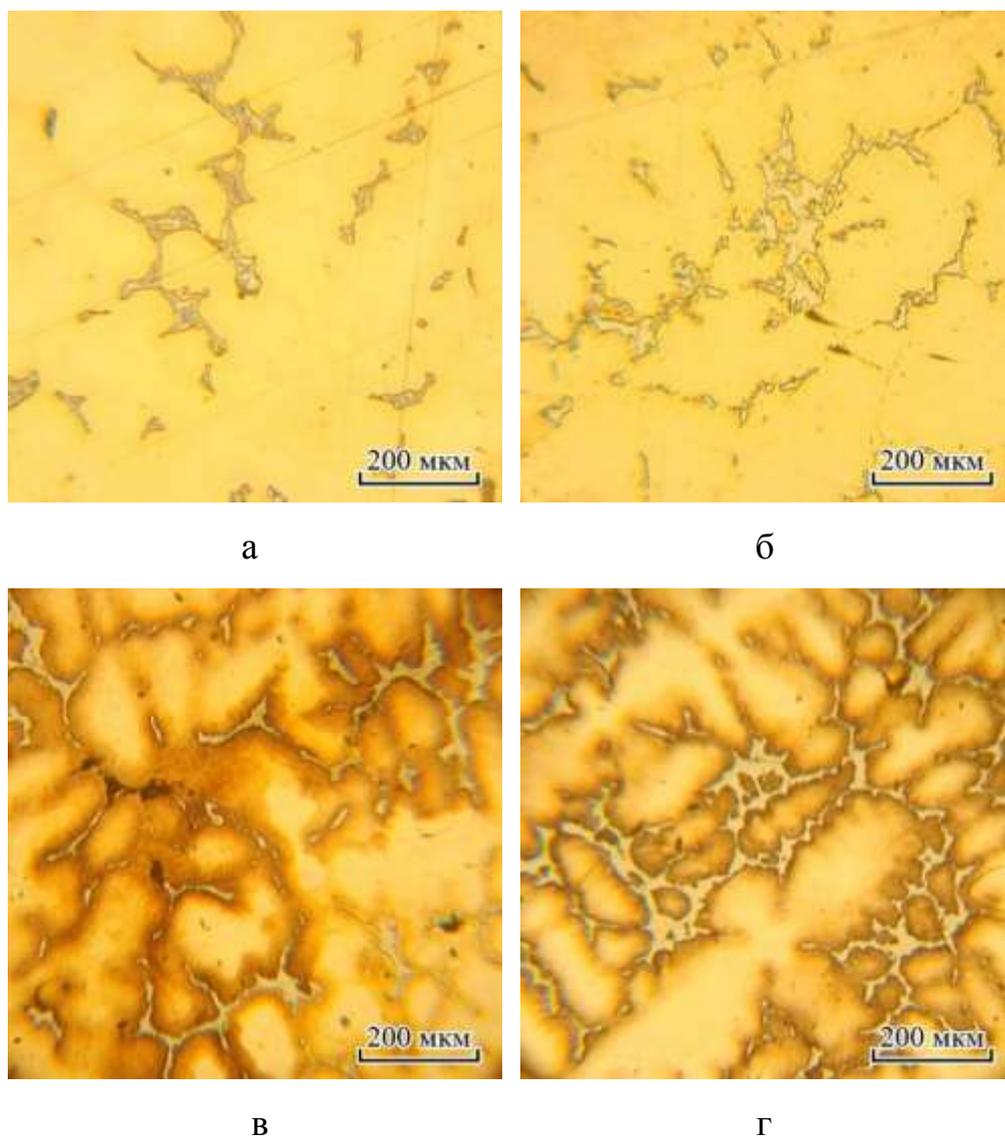


Рисунок 3.1 – Микроструктура бронзы БрО10 легированной никелем (литое состояние): а) БрО10; б) БрОН 10-5; в) БрОН 10-10; г) БрОН 10-15.

Таким образом, легирование бронзы БрО10 никелем в количествах от 5 до 15 % не изменило морфологию интерметаллидов и их микротвердость. Химический

состав интерметаллидов существенно изменился: никель вошел в состав интерметаллидов при этом содержание олова в них повысилось до 39-41%. Матрица обеднилась оловом, при этом содержание никеля в матрице соответствует его процентному содержанию в сплаве. С увеличением содержания никеля в матрице повышается как микротвердость самой матрицы, так и общая твердость сплава - твердорастворное упрочнение. Химический состав фаз, их твердость в сплавах системы Cu-Sn-Ni и общая твердость сплавов представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1

Химический состав фаз, их твердость в сплавах системы Cu-Sn-Ni

Бронза	Фаза	Содержание хим. элемента, % вес.			HV ₅₀	НВ
		Cu	Sn	Ni		
БрО10	интерм.	70	30	-	401	81
	матрица	90	10	-	176	
БрОН 10-5	интерм.	52	39	9	404	80
	матрица	90	5	5	171	
БрОН 10-10	интерм.	38	41	21	404	127
	матрица	83	6	11	191	
БрОН 10-15	интерм.	32	40	27	404	136
	матрица	77	8	15	240	

Фактически никель замещает в интерметаллидах медь, при этом их суммарное количество (Cu+Ni) остается постоянным. Легирование никелем оловянной бронзы БрО10 оказалось бесперспективным с точки зрения изменения морфологии интерметаллидной фазы бронзы БрО10.

3.1.2 Влияние Со на фазообразование в бронзе БрО10

Легирование бронзы БрО10 кобальтом в количестве 10% (бронза БрОК 10-10) выявило образование дополнительной фазы $\epsilon(\text{Co})$ [53], в которой «растворено» до 10% Cu (см. рисунок 3.2 и таблицу 3.2), что перспективно для лучшей

деформируемости сплава в целом, но при этом сохранились включения (интерметаллид $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$), характерные для стандартной бронзы БрО10.

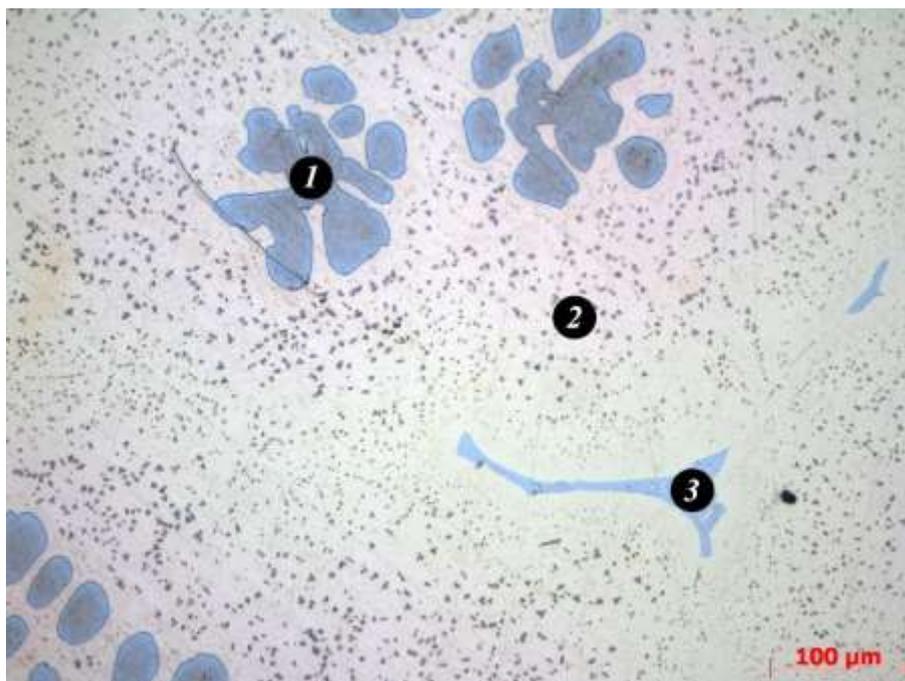


Рисунок 3.2 – Морфология фаз в сплаве БрОК 10-10.

Химический анализ и твердость фаз представлены в таблице 3.2

Таблица 3.2

Состав и микротвердость структурных составляющих сплава БрОК 10-10

Участок, на рис. 3.2	Элементы, % вес.			Твердость, HV_{50}
	Cu	Sn	Co	
1	10	-	90	301
2	84	14	2	206
3	65	33	0,5	394

Легирование кобальтом показало, что в бронзе БрО10 возможно получение глобулярных фаз, благоприятных с точки зрения деформируемости всего сплава, но в тоже время, наличие интерметаллидной фазы остроугольной формы как в бронзе БрО10 не позволяет считать сплав БрОК 10-10 деформируемым. Мы полагаем, что дополнительное комплексное легирование никелем и кобальтом позволит создать глобулярные фазы.

3.1.3 Влияние комплексного легирования Ni и Co на фазообразование в бронзе БрО10

Комплексное легирование бронзы БрО10 никелем в количестве 7% и кобальтом в количестве 3% (бронза БрОНК 10-7-3) привело к образованию фазы, характерной для бронз типа БрОН. В тоже время в структуре отсутствует «округлая» фаза как в бронзе БрОК 10-10. Микроструктура бронзы БрОНК 10-7-3 представлена на рисунке 3.3.

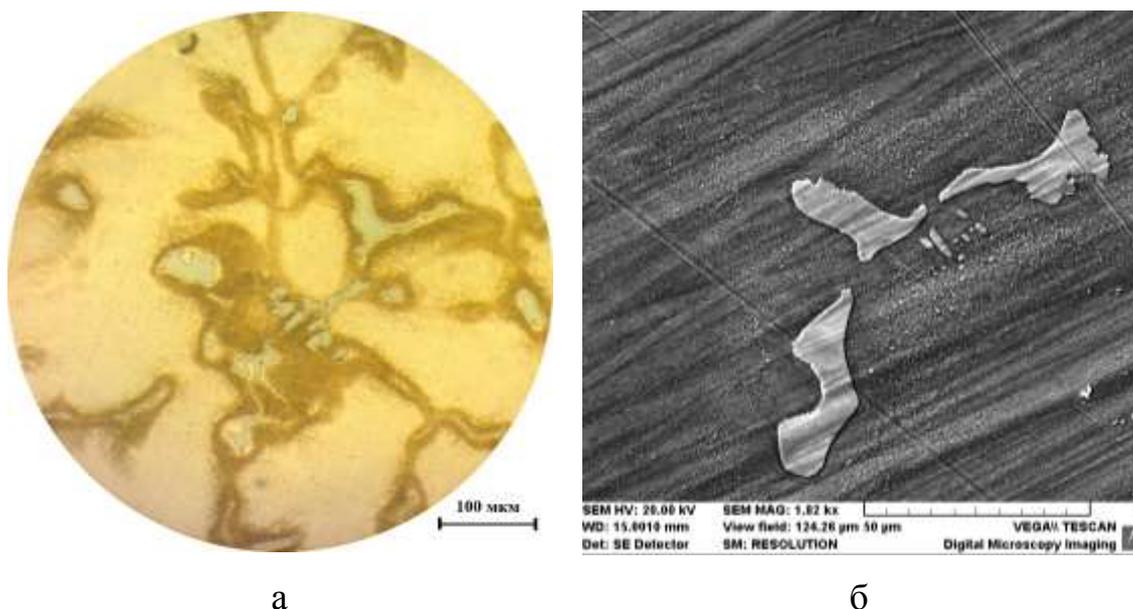


Рисунок 3.3 – Микроструктуры БрОНК 10-7-3 в литом состоянии:
а) оптическая металлография; б) электронная металлография

Результаты локального химического анализа, микротвердость структурных составляющих и общая твердость сплава БрОНК 10-7-3 представлены в таблице 3.3.

Таблица 3.3

Состав и микротвердость фаз сплава БрОНК 10-7-3

Фаза	Среднее содержание хим. элемента, % вес.				HV ₅₀	НВ
	Cu	Sn	Ni	Co		
Матрица	79,69	8,87	8,59	2,85	219	131,2
Интерметаллид	41,12	41,52	15,47	0,89	513	

Химические составы фаз по Cu, Sn, Ni примерно идентичны составу фаз сплава БрОН 10-10 (см. таблицы 3.1 и 3.3). Рядом с интерметаллидом присутствует область (темные участки, рисунок 3.3) обогащенная Sn на 3-4 % больше, чем основная матрица. Присутствие кобальта, распределенного как в интерметаллидах, так в матрице привело к увеличению микротвердости структурных составляющих, по сравнению со сплавом БрОН 10-10 также в большей степени упрочнился интерметаллид ($\Delta HV = 109$).

Особое внимание уделяли степени деформации, при которой начинается зарождение трещин в структуре (матрице) и степени деформации, при которой трещины появляются на поверхности. Установлено, что трещина на поверхности образца бронзы БрОНК 10-7-3 появляется при его деформации 34 %.

Комплексное легирование бронзы БрО10 никелем и кобальтом в количестве 7% и 3%, соответственно, не позволило существенно изменить морфологию интерметаллидной фазы, вероятно низкое содержание кобальта (до 3%) не приводит к формированию «глобулярной» кобальтосодержащей фазы, характерной для сплава БрОК 10-10 (рисунок 3.2), поэтому в следующем сплаве мы увеличили содержание кобальта до 8% с одновременным снижением никеля до 2 % для исключения образования фаз характерных для сплавов типа БрОН (рисунок 3.1).

Легирование бронзы БрО10 кобальтом и никелем в количестве 8% и 2% (бронза БрОКН 10-8-2) выявило наличие двух фаз (кроме матрицы), одна из которой «округлой формы», при этом в структуре такого сплава не наблюдаются характерные для бронз БрО10 и БрОН интерметаллиды. Микроструктура бронзы и химический состав фаз представлены на рисунке 3.4 и в таблице 3.4. Условно, на начальном этапе анализа результатов исследования, принято следующее обозначение фаз сплава: матрица, темно-серая составляющая - 1, светло-серая составляющая - 2.

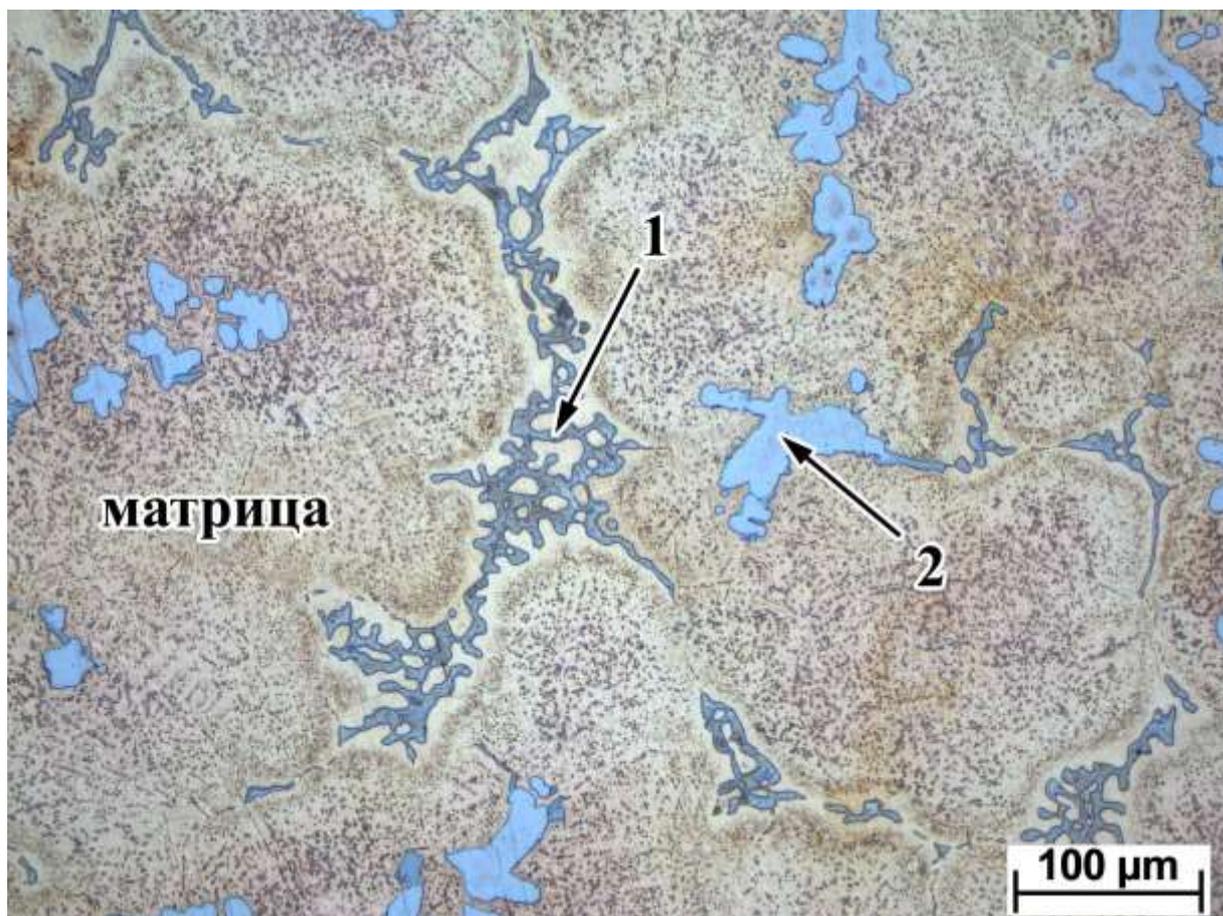


Рисунок 3.4 – Микроструктура сплава БрОКН 10-8-2

Таблица 3.4

Химический состав и микротвердость фаз сплава БрОКН 10-8-2

Фаза	Среднее содержание хим. элемента, % вес.				Микротвердость фаз при термических обработках, HV ₅₀		
	Cu	Sn	Co	Ni	без ТО	500 °С, 30'	750 °С, 3ч
Матрица	82,15	13,68	2,23	1,94	237	141	132
1	48,5	38,2	5,1	8,2	311	308	317
2	10,6	-	82,2	6,7	384	399	407

Примечание: Обозначение фаз условное.

Анализ фазового состава сплава БрОКН 10-8-2 дал следующие результаты [100, 101]:

- матрица сплава состоит из трех элементов сплава, т.е. Cu, Ni, Sn с дисперсными включениями металлического Co. На основании анализа химического состава, диаграмм состояния и данных рентгеноструктурного анализа

можно заключить, что матрица является твердым раствором замещения Sn и Ni в меди.

- 1 фаза, так же, как и матрица представлена системой на основе Cu. Проанализировав химический состав фазы, диаграммы и данные рентгеноструктурного анализа можно утверждать, что в основе фазы лежит мех. смесь $Cu_{31}Sn_8$ с $Ni_{17}Sn_3$ и $CoCu_2Sn$.

- 2 фаза представляет собой систему на основе Co. На основании имеющихся данных можно заключить, что 2 фаза – это механическая смесь на основе кобальта металлического и твердого раствора замещения Cu-Ni.

Микротвердость 1 и 2 фазы при термических обработках (вакуумный отжиг при 500 °С, 30' и отжиг при 750 °С, 3ч) практически не меняется, что характерно для интерметаллидных соединений.

В литом состоянии твердость 1 фазы составляет $\sim 300 HV_{50}$, что в полтора раза выше твердости матрицы ($\sim 200 HV_{50}$), а твердость 2 фазы $\sim 400 HV_{50}$ что два раза превышает твердость матрицы, т.е. такое соотношение твердостей структурных составляющих позволяет утверждать, что строение сплава БрОКН 10-8-2 соответствует принципу Шарпи, описывающему строение антифрикционных сплавов, когда в пластичной основе (матрице) равномерно распределены твердые включения несущие основную нагрузку от контртела.

Деформируемость бронзы БрОКН 10-8-2 составляет 47% до начала разрушения. Таким образом, путем легирования мы получили бронзу имеющую более высокую деформируемость, чем бронза БрО10.

3.2 Трибологические свойства исследованных в разделе экспериментальных бронз

Определение трибологических свойств бронз, исследованных в данном разделе, показало (см. рисунок 3.5 и таблицу 3.5), что по комплексу свойств (коэффициент трения – $f_{тр}$, интенсивность изнашивания – I) все экспериментальные бронзы уступают широкоприменяемой бронзе БрО10.

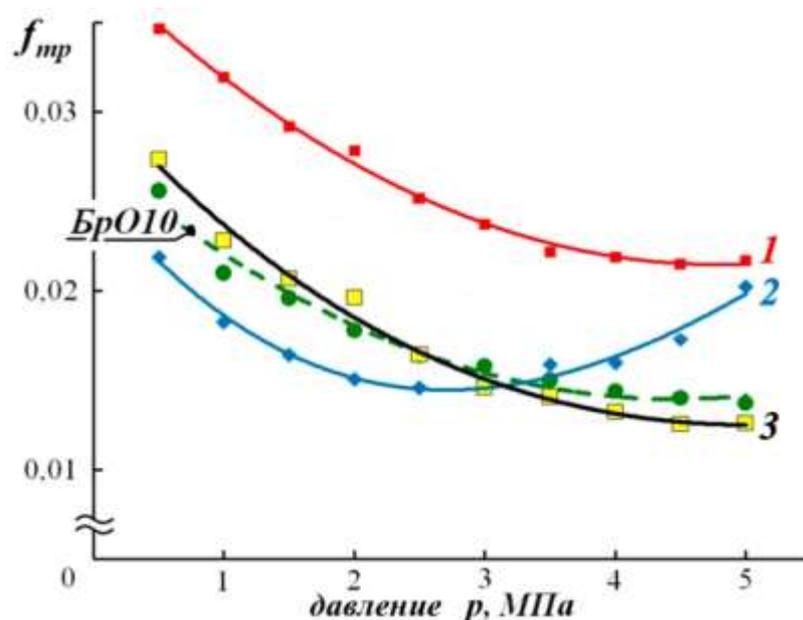


Рисунок 3.5 – Зависимость коэффициента трения от давления:

1) БрОН 10-10; 2) БрОНК 10-7-3; 3) БрОКН 10-8-2

Как следует из рисунка 3.5, коэффициент трения сплава БрОКН 10-8-2 наиболее близок к коэффициенту трения классической антифрикционной бронзы БрО10. Самым высоким коэффициентом трения, из рассмотренных бронз, обладает бронза БрОН 10-10, но интенсивность изнашивания этой бронзы близка к интенсивности изнашивания бронзы БрО10 (таблица 3.5).

Таблица 3.5

Коэффициент трения ($f_{тр}$) и интенсивность изнашивания (I)
экспериментальных сплавов в сравнении с БрО10

№ на рисунке 3.5	Сплав	$f_{тр}$, при $P=3$ МПа	I , мкм/км
-	БрО10	0,0158	0,025
1	БрОН 10-10	0,0250	0,024
2	БрОНК 10-7-3	0,0145	0,100
3	БрОКН 10-8-2	0,0146	0,051

Сплав БрОНК 10-7-3, при давлении в зоне трения до 3 МПа, имеет наименьший $f_{тр}$ среди исследованных сплавов, но с увеличением давления в зоне трения более 3 МПа происходит резкое увеличение коэффициента трения.

Интенсивность изнашивания сплава БрОНК 10-7-3 максимальная среди сплавов этой группы (таблица 3.5).

3.3 Выводы по третьей главе

Полученные экспериментальные результаты показывают, что хрупкие интерметаллиды типа Cu_3Sn , всегда снижают деформируемость бронзы, комплексное легирование позволяет повысить ее деформируемость, но по комплексу трибологических свойств такие бронзы остаются ниже, чем БрО10 (см. табл. 3.5).

Поэтому, целесообразно заменить эти интерметаллиды, выполняющие роль опорной поверхности при трении-скольжении на мартенситно-стареющую сталь, например, что позволит управлять механическими, технологическими и служебными свойствами таких бронз.

Возможность получения дендритов в Cu-Fe сплавах показана в работах [53, 102-104], а именно в сплавах Cu-Fe, Cu-Fe-Ni получены железные или Fe-Ni дендриты.

Если определить соотношение легирующих элементов Fe, Ni и долегиловать дендриты Al, Ti, то есть все предпосылки получить дендриты из мартенситно-стареющей стали, свойствами которых можно управлять в широких пределах.

ГЛАВА 4

**Исследование структуры сплавов на медной основе,
легированных Fe, Ni, Al, Co**

Эффект первоначального зарождения железной фазы в виде дендритов подтверждается рядом исследований системы Cu-Fe. [94]

Сплав Cu с 20% Fe был выбран с целью проверки получения дендритной фазы в структуре сплава соответствующему «псевдосплавам» (Fe-15-25%Cu), отличающихся хорошей пластичностью и термостойкостью (применяются для изготовления контактных токоприемников электротранспорта). [95]

Размеры дендритов существенно зависят от температуры перегрева и скорости охлаждения. Поэтому для получения стабильной структуры сплав Cu+20%Fe кристаллизовался при охлаждении от температуры 1650 °С в тигле в печи Таммана (см. раздел 2). Микроструктура сплава представлена на рис. 4.1. Общий и локальный химический анализ фаз и их микротвердость представлены в табл. 4.1

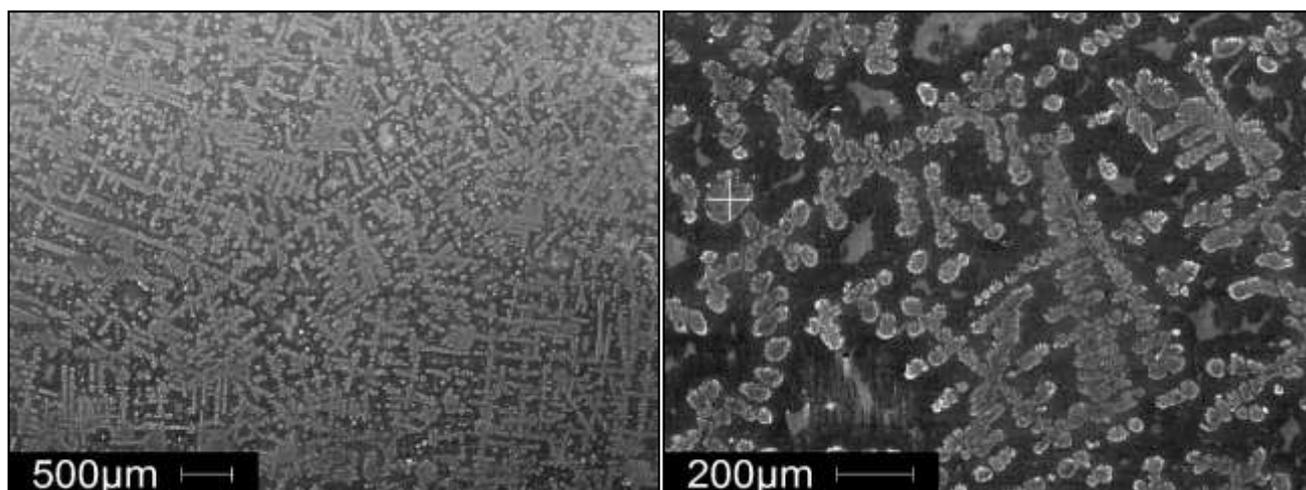


Рисунок 4.1 – Микроструктура сплава Cu+20%Fe в отливке

Химический состав фаз и их микротвердость в сплаве Cu+20%Fe

Фазы	Среднее содержание хим. элемента, % вес.		Микротвердость, HV ₅₀
	Cu	Fe	
Общий хим. состав	80,5	19,3	-
матрица	97,9	2,1	93
дендрит	13,4	86,6	200

Таким образом структура сплава Cu + 20% Fe состоит из Cu-матрицы и армирующей её дендритной α -Fe составляющей. Твердость матрицы в два раза ниже твердости дендритов,

Легирование Cu-Fe сплава никелем, который имеет неограниченную растворимость как в меди, так и в железе позволит создать Fe-Ni стальные дендриты.

4.1 Влияние Fe, Ni и Al на процессы формирования структуры в бронзах

Никель, хотя и образует в системе Cu-Ni ряд непрерывных твердых растворов, имеет большее сродство к железу, чем к меди, поэтому в процессе кристаллизации и охлаждения Ni вместе с Fe формируют стальные дендриты. [65, 105]

Принимая во внимание то, что вклад Ni во взаимодействиях системы Cu-Fe-Ni является небольшим [106] состав сплава для получения (формирования) дендритов Fe-Ni можно определить исходя из данных двойных граничных систем Fe-Ni и Fe-Cu (системой Cu-Ni в данном случае можно пренебречь).

На основе двойных диаграмм: Cu-Fe, Fe-Ni мы определили состав тройного сплава Cu-Fe-Ni в котором железные дендриты содержат 15-20% Ni, а средний химический состав сплава (бронзы) при этом соответствовал Cu + 12% Fe + 6% Ni (БрЖН 12-6) (рис. 4.2 и табл. 4.2).

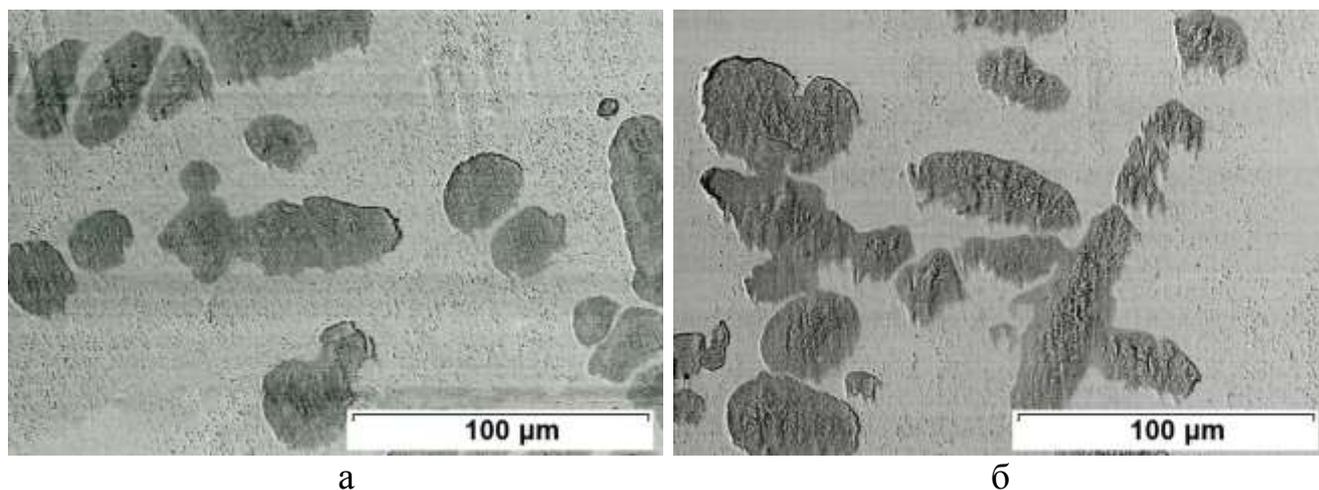


Рисунок 4.2 – Структура бронзы БрЖН 12-6:

а – литое состояние; б – после закалки от 950 °С, 1 час, вода

Химический состав фаз представлен в табл. 4.2

Таблица 4.2

Химический состав фаз бронзы Cu+12%Fe+6%Ni

	Среднее содержание хим. элемента, % вес.		
	Cu	Fe	Ni
Общий хим. состав	82,15	12,20	5,94
матрица	84,27	9,28	6,45
дендрит	23,71	59,38	16,91

Структура дендрита в литом состоянии и после термических обработок представлена на рисунке 4.3.

5

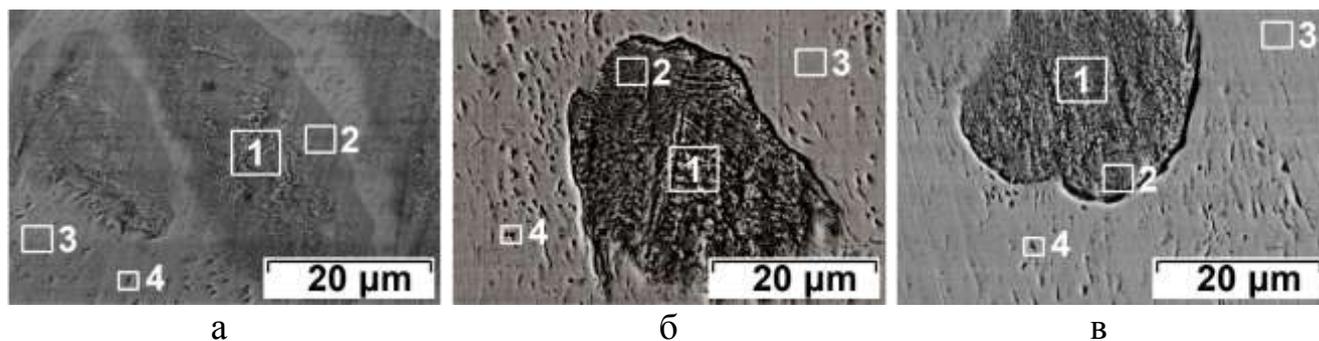


Рисунок 4.3 – Микроструктура дендрита в сплаве БрЖН 12-6:

а – литое состояние; б – после закалки от 950 °С; в – после закалки от 950 °С и старения при 450 °С, 2 часа

Состав, микротвердость (HV_{50}) дендрита и прилегающей к нему зоне в
бронзе БрЖН 12-6

Зона химического анализа		Среднее содержание хим. элемента, % вес.			Микротвердость, HV_{50}
		Cu	Fe	Ni	
литое состояние (рис. 4.3, а)					
1	дендрит	25,61	59,13	15,26	275
2		21,80	59,63	18,57	
3	матрица	84,27	9,28	6,45	116
4		78,47	13,29	8,25	
после закалки от 950 °С (рис. 4.3, б)					
1	дендрит	23,98	60,13	15,89	184
2		22,91	61,27	15,82	
3	матрица	91,52	4,86	3,62	106
4		89,88	5,95	4,17	
после закалки и старения при 450 °С, 2 часа (рис. 4.3, в)					
1	дендрит	22,33	60,42	17,25	181
2		21,39	61,14	17,47	
3	матрица	93,02	3,55	3,43	112
4		89,61	6,22	4,17	

Структура дендрита в литом состоянии состоит из двух областей (см. рис. 4.3, зона 1 и 2). Зона 2, в отличие от зоны 1, характеризуется большим содержанием никеля и меньшим меди, такая зональность сформировалась в процессе формирования Fe-Ni дендрита.

В стальных дендритах присутствует Cu в количестве 21-23% в виде высокодисперсных обособленных включений [95]. Более подробно о выделении меди в Fe-Ni дендритах будет рассмотрено ниже.

Нагрев под закалку БрЖН 12-6 до 950 °С выравнивает химический состав дендрита по содержанию меди и никеля, уменьшают структурную неоднородность, характерную для литого состояния (см. рис. 4.3, б). Зоны 3 и 4 (рис. 4.3, б) после закалки обедняются Fe и Ni, это объясняется диффузией атомов из этих зон в направлении дендритов (табл. 4.3), причем обеднение Fe происходит более интенсивно чем Ni. Этим эффектом также объясняется повышение концентрации

Fe в дендрите.

Нагрев предварительно закаленной бронзы БрЖН 12-6 на 450 °С и выдержке при этой температуре в течении 2х часов не привел к каким-либо структурным изменениям дендрита и прилегающих к нему зон по сравнению с закаленной структурой (см. рис. 4.3, б, в). В процессе нагрева до 450 °С концентрация основных легирующих элементов как в дендрите, так и в прилегающих к нему зонах практически не изменилась (см. табл. 4.3).

Микротвердость (HV_{50}) дендритной фазы бронзы БрЖН 12-6 после закалки от 500 °С, 800 °С, 950 °С составляет 264, 217, 184 HV_{50} соответственно. Таким образом, получены дендриты состава Fe + 17% Ni, что соответствует безуглеродистой стали мартенситного класса, при этом следует полагать, что этот мартенсит пластичен, не упрочняется нагревом до 450 °С.

Получить упрочняемые дендриты в сплаве такого состава можно дополнительным легированием элементами, создающими интерметаллидные соединения. Как известно легирование таких сталей Al, Ti обеспечивает, после соответствующих термических обработок, дисперсионное твердение вследствие выделения интерметаллидов типа NiTi, Ni₃Al, NiAl, Fe₃Al. В связи с этим мы дополнительно легировали бронзу БрЖН 12-6 алюминием в количестве 1% (% вес).

При легировании бронзы БрЖН 12-6 алюминием получена бронза, армированную стальными дендритами, состав которых соответствует мартенситно-стареющей стали 00Н19Ю1.

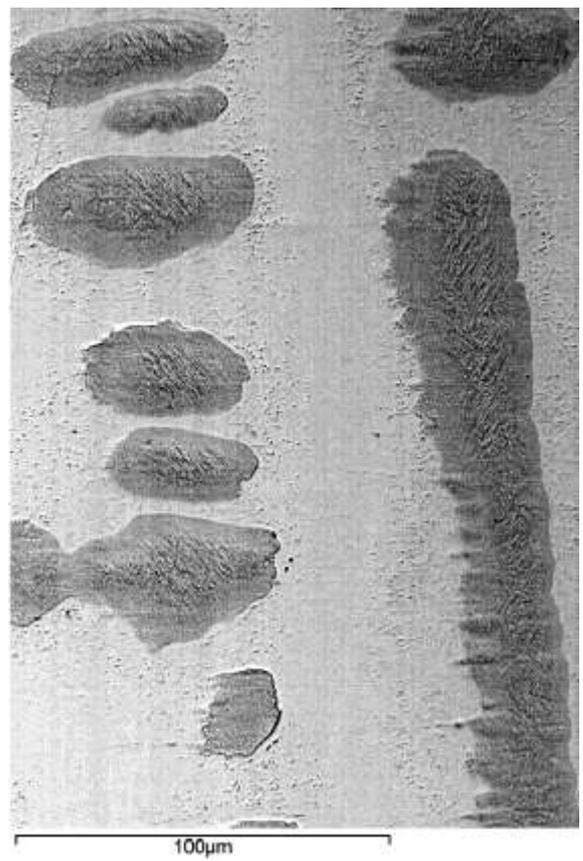
Состав 81% Cu + 12% Fe + 7% Ni + 1% Al (БрЖНА 12-7-1) сохранил дендритную композиционную структуру с равномерно распределенными дисперсными включениями в междендритном пространстве (рис. 4.4 а).



а



б



в

Рисунок 4.4 – Структура бронзы БрЖНА 12-7-1: а – литое состояние; б – после закалки от 950 °С, 1 час, вода.

В результате нагрева под закалку 950 °С дисперсные включения, равномерно распределенные в междендритном пространстве матрицы в литом состоянии, растворяются (сравнить рисунок 4.4 б, в), химический состав матрицы после закалки обедняется Fe и Ni (табл. 4.4).

Таблица 4.4

Химический состав фаз в бронзе БрЖНА 12-7-1

Фазы		Среднее содержание хим. элемента, % вес.			
		Cu	Fe	Ni	Al
Общий хим. состав бронзы		80,10	12,88	5,98	1,04
Литое состояние	матрица	85,89	6,90	6,23	0,98
	дендрит	26,57	58,41	14,37	0,65
После закалки от 950 °С, вода	матрица	92,23	3,31	3,52	0,94
	дендрит	24,22	60,41	14,75	0,61

Строение дендрита в литом состоянии и после термических обработок представлена на рисунке 4.5.

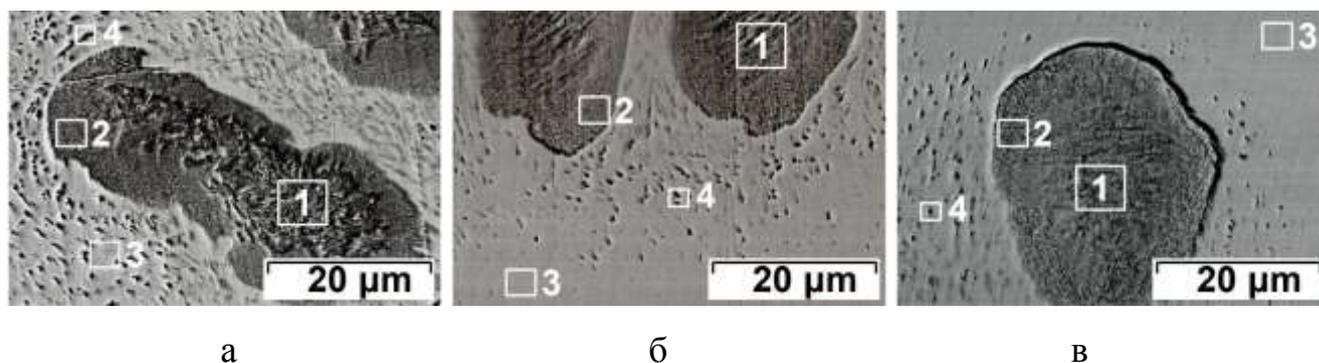


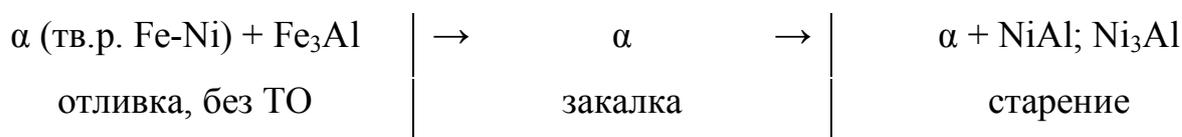
Рисунок 4.5 – Строение дендрита в бронзе БрЖНА 12-7-1:

а – литое состояние; б – после закалки от 950 °С; в – после закалки от 950 °С и старения при 450 °С, 2 часа

Для дендритов этой бронзы характерна такое же строение, как и для дендритов в бронзе БрЖН 12-6 (сравнить рис. 4.3, (а) с рис. 4.5, (а), зоны 1 и 2), дендрит в литом состоянии состоит из двух областей, причем структурная неоднородность более четко выражена. В присутствии алюминия в бронзе БрЖНА 12-7-1 значительно возросла микротвердость дендрита (398 HV₅₀), по сравнению с

микротвердостью дендрита в бронзе БрЖН 12-6 (275 HV₅₀). Это связано с тем, что в процессе кристаллизации возможно образование интерметаллидов типа Fe₃Al.

Схема фазовых превращений в дендритах при термических обработках может быть следующей:



Также, после закалки структурная неоднородность в дендритах сохранилась (см. рис. 4.5, б, зона 1 и 2) содержание Fe и Ni увеличилось. Вместе с тем происходит значительное обеднение матрицы (зоны 3 и 4 на рис. 4.5), аналогично перераспределению элементов в бронзе БрЖН 12-6 (см. табл. 4.5).

Таблица 4.5

Состав, микротвердость (HV₅₀) дендритов и прилегающих к ним зон матрицы в бронзе БрЖНА 12-7-1

Зона химического анализа		Среднее содержание хим. элемента, % вес.				Микротвердость, HV ₅₀
		Cu	Fe	Ni	Al	
литое состояние (рис. 4.5, а)						
1	дендрит	26,32	59,43	13,77	0,47	398
2		25,23	57,48	16,67	0,63	
3	матрица	85,89	6,90	6,23	0,98	169
4		75,93	14,44	8,66	0,97	
после закалки от 950 °С (рис. 4.5, б)						
1	дендрит	24,22	60,41	14,75	0,61	201
2		22,52	59,91	16,95	0,61	
3	матрица	92,23	3,31	3,52	0,94	104
4		87,80	5,97	5,20	1,02	
после старения при 450 °С, 2 часа (рис. 4.5, в)						
1	дендрит	23,46	61,70	14,14	0,71	338
2		23,98	60,94	14,24	0,84	
3	матрица	93,41	2,78	2,86	0,96	109
4		90,51	4,40	4,44	0,65	

Микротвердость дендритов после закалки уменьшилась в два раза (см. табл. 4.11), по сравнению с литым состоянием – что обусловлено растворением интерметаллидных фаз типа Fe₃Al.

Старение закаленной бронзы БрЖНА 12-7-1 при 450 °С в течении 2^х часов уменьшает структурную неоднородность дендрита, наблюдаемую в литом и закаленном состояниях (см. рис. 4.5, в), при этом уменьшается химическая неоднородность дендрита по никелю и меди (табл. 4.5).

На основании выполненных исследований можно полагать, что уровень дисперсионного твердения при старении дендритов в бронзе БрЖНА 12-7-1 не высок (338 HV₅₀), твердость дендритов после закалки и старения ниже, чем твердость дендритов в литом состоянии ($\Delta HV_{\text{отл.-стар.}} = -60$).

Изменения твердости матрицы в результате термической обработки обусловлены, главным образом, растворением Fe-Ni включений и диффузией Fe и Ni из матрицы в направлении к дендритам. Перераспределение легирующих элементов в сплаве БрЖНА12-6-1 в непосредственной близости от дендрита в результате нагрева до 950 °С, 1 ч, зафиксированное закалкой и последующим старением при 450 °С, 2 ч, представлено на схеме 4.6 и в таблице. 4.6.

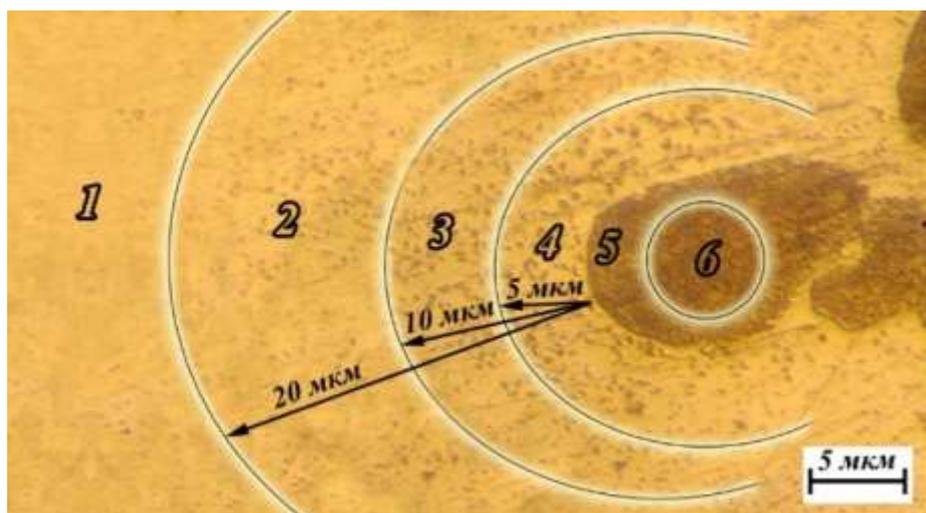


Рисунок 4.6 – Схема расположения зон для анализа перераспределения легирующих элементов после термических обработок бронзы БрЖНА 12-7-1

Таблица 4.6

Перераспределение легирующих элементов после термических обработок бронзы
БрЖНА 12-7-1

Элемент	Слиток без ТО						Закалка от 950°C, 1 час, вода						Закалка от 950°C, 1 час, вода + Старение 450°C, 2 часа					
	зоны на рисунке 4.6																	
	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
Fe	2,5	10,6	12,0	11,3	57,5	59,4	3,3	6,0	9,9	27,1	59,9	60,4	3,1	5,3	6,1	5,0	61,0	61,7
Ni	4,1	7,8	8,6	7,1	15,2	13,8	3,5	5,2	6,5	11,8	15,8	14,8	3,6	4,6	5,1	4,8	14,7	14,2
Al	1,4	1,2	0,9	1,0	0,6	0,5	0,9	1,0	0,9	0,9	0,6	0,6	0,9	1,1	1,0	1,4	0,8	0,7
Cu	91,9	80,3	80,6	78,4	25,2	26,3	92,5	87,7	82,7	60,1	22,5	24,2	92,3	88,9	88,7	87,7	24,0	23,5

Базируясь на полученных результатах (табл. 4.6), следует полагать, что в рассматриваемой системе Cu – Fe – Ni, химическое сродство Ni к Fe больше сродства Ni к Cu. Это предопределяет диффузию Ni из матрицы в дендриты в процессе кристаллизации и последующей термической обработки. [105, 107]

Интенсивность дисперсионного упрочнения дендритов можно повысить путем введения в мартенситно-стареющую сталь дендрита бронзы БрЖНА 12-7-1 кобальта, как элемента, активизирующего процесс дисперсионного упрочнения. Как известно кобальт снижает растворимость в α -Fe других легирующих элементов (Al, Ti) [12, 108], способствует увеличению объемной доли выделяющихся при старении упрочняющих фаз и тем самым повышает эффективность процесса дисперсионного твердения. Положительное влияние кобальта в мартенситно-стареющих сталях обусловлено также формированием в мартенситной матричной фазе при старении упорядоченных областей, что является дополнительным фактором упрочнения. [109-111]

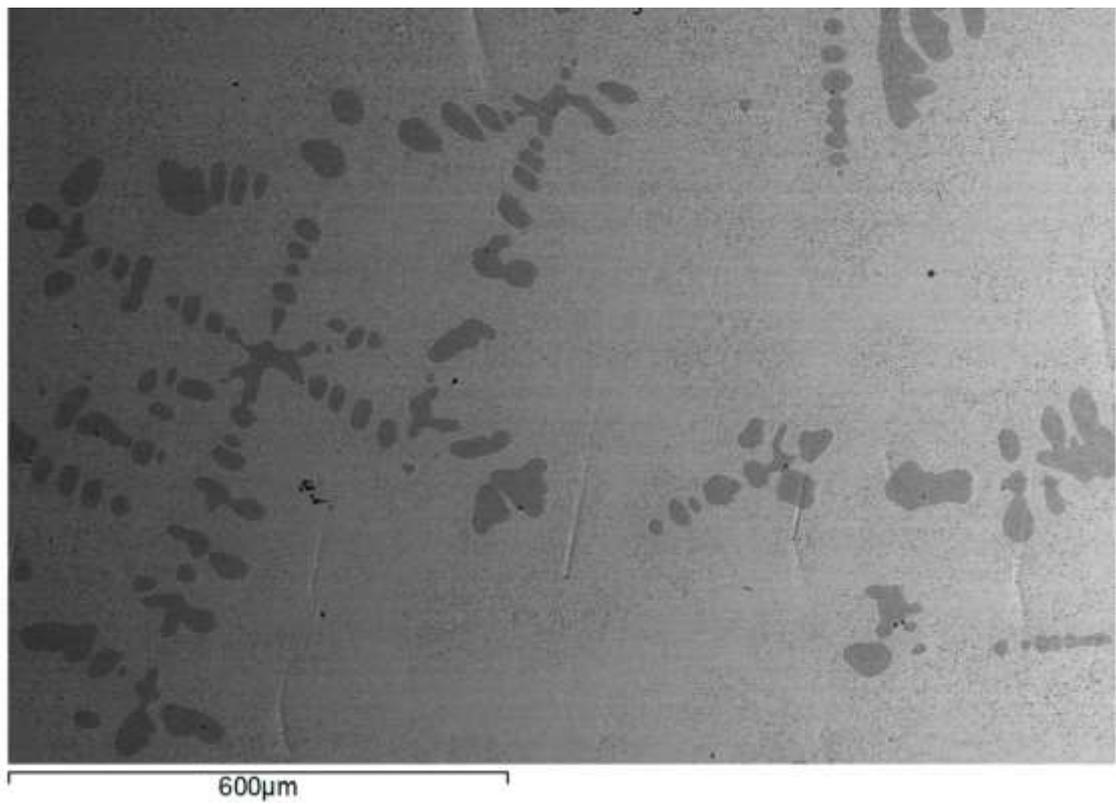
4.2 Влияние содержания Fe, Ni, Al и Co на процессы формирования структуры в бронзах

В данном разделе мы варьировали содержание основных легирующих элементов в интервалах Fe: 9-23%; Ni: 4-8%; Co: 1-3%, с целью изучить их влияние на изменение морфологии соответствующих сплавов количества дендритов и интенсивности их дисперсионного твердения.

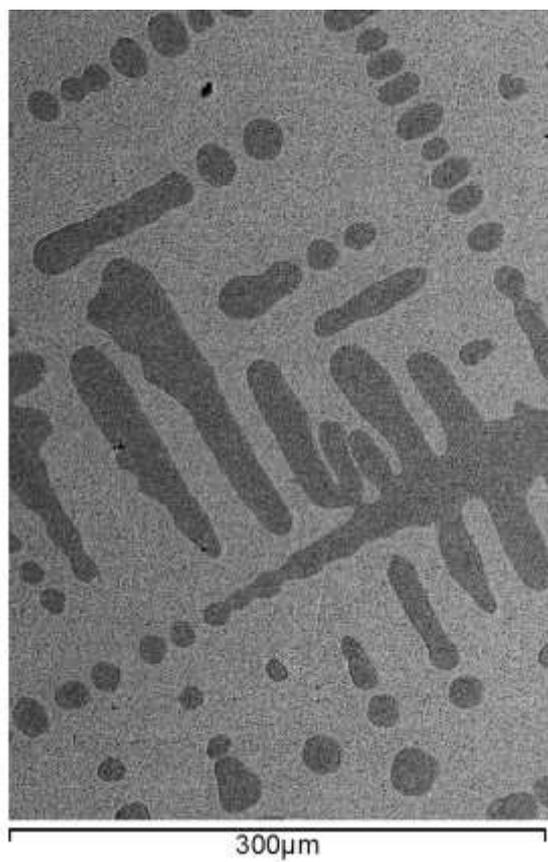
Железо и кобальт мало растворимы в меди в твердом состоянии, их растворимость при температуре 950°C составляет 1,92% и 3,5%, а при 600°C – менее 0,05%, соответственно. Это предопределяет образование тугоплавких фаз на основе железа, кобальта в процессе кристаллизации, в первую очередь, и твердых растворов Cu-Ni-Al (матрица бронзы) – при более низких температурах. Таким образом, в наших экспериментальных сплавах выбранного состава при кристаллизации формируется структура, показанная на рис. 4.7. [112]

Структура бронзы $\text{Cu}+9\%\text{Fe}+4\%\text{Ni}+1\%\text{Co}+1\%\text{Al}$ (БрЖНКоА 9-4-1-1) с минимальным содержанием легирующих элементов из выбранного интервала представлена на рис. 4.7.

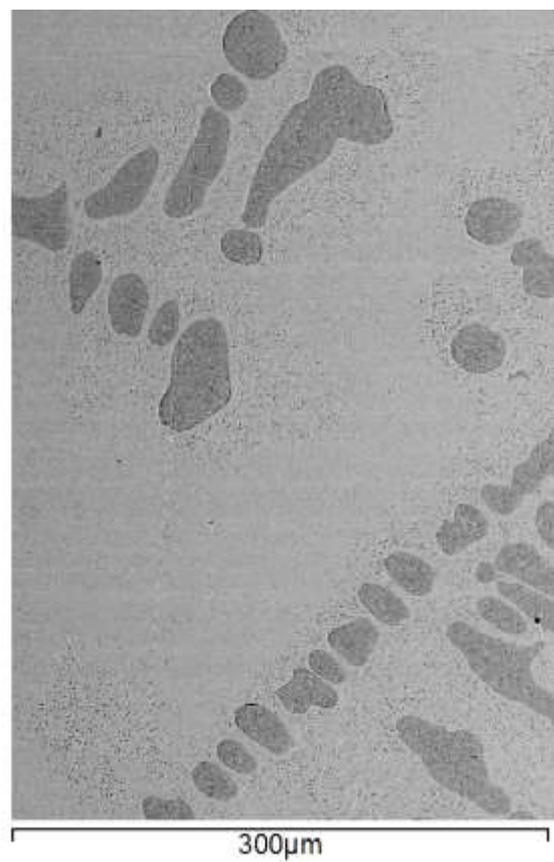
Сформировавшаяся в процессе кристаллизации бронзы БрЖНКоА 9-4-1-1 фаза на основе железа имеет характерное дендритное строение, а также матрица сплава содержит дисперсные (около 1 мкм) включения (рис. 4.7), по составу близкие к составу дендритов, они образуются уже в твердом состоянии из матрицы из-за уменьшающейся растворимости железа и кобальта в меди в процессе охлаждения, как и у бронз, представленных выше.



а



б



в

Рисунок 4.7 – Структура бронзы БрЖНCoA 9-4-1-1: а, б – литое состояние; в – после закалки от 950 °С, 1 час, вода.

Основная масса железа сосредоточена в дендритах, а никель, хотя и растворим неограниченно в меди, имеет большее химическое сродство к железу и в процессе охлаждения слитка диффундирует в «железные дендриты» (см. табл. 4.7). [112]

Химический состав фаз представлены в табл. 4.7.

Таблица 4.7

Химический состав фаз в бронзе БрЖНКоА 9-4-1-1

Фазы	Среднее содержание хим. элемента, % вес.				
	Cu	Fe	Ni	Co	Al
Общий хим. состав	85,54	8,64	3,92	1,08	0,82
матрица	96,46	1,11	1,57	-	0,86
дендрит	16,89	63,03	11,80	7,62	0,65

Структура дендрита в литом состоянии и после термических обработок представлены на рисунке 4.8.

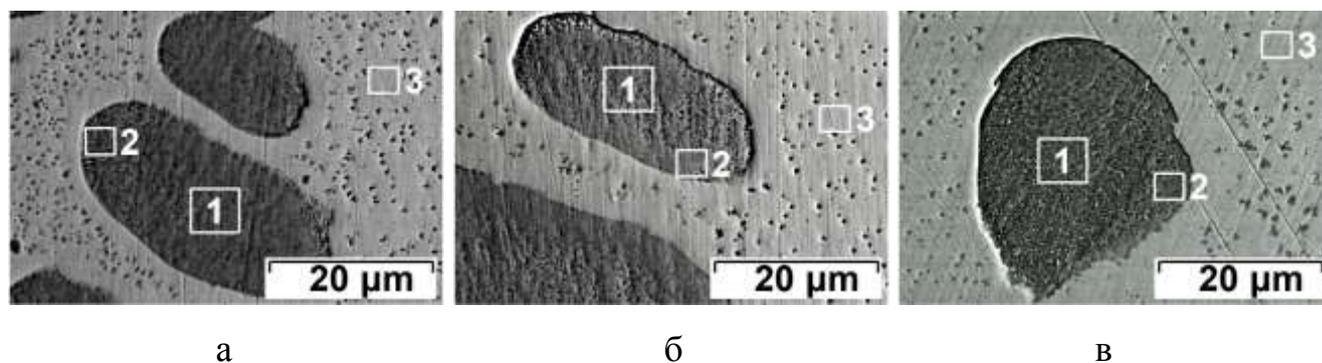


Рисунок 4.8 – Структура дендрита в бронзе БрЖНКоА 9-4-1-1:

а – литое состояние; б – после закалки от 950 °С; в – после закалки и старения при 450 °С, 2 часа

Твердость матрицы после закалки данной бронзы уменьшается, а после дополнительного старения практически не изменяется (табл. 4.8). Уменьшение твердости матрицы в результате закалки обусловлена тем, что дисперсные Fe-Ni включения растворились в процессе нагрева под закалку (сравнить рис. 4.7, б, в). Кроме этого, растворилась часть Fe-дендритов, сформировав в матрице твердый раствор замещения Fe-Ni-Cu (табл. 4.8).

Состав, микротвердость (HV_{50}) дендрита и прилегающей к нему матрице в бронзе БрЖНКоА 9-4-1-1 после термических обработок

Зона химического анализа		Среднее содержание хим. элемента, % вес.					HV_{50}
		Cu	Fe	Ni	Co	Al	
литое состояние (рис. 4.8, а)							
1	дендрит	16,69	64,42	11,02	7,42	1,08	378
2		16,38	62,88	12,22	7,74	0,76	
3	матрица	96,46	1,11	1,57	-	0,86	147
после закалки от 950 °С (рис. 4.8, б)							
1	дендрит	17,77	61,92	12,25	7,32	0,74	282
2		21,37	57,27	13,85	6,64	0,87	
3	матрица	89,46	4,54	4,55	0,47	0,98	117
после закалки и старения при 450 °С, 2 часа (рис. 4.8, в)							
1	дендрит	18,41	62,26	11,16	7,55	0,62	491
2		17,42	62,53	11,95	7,38	0,72	
3	матрица	95,70	1,87	1,70	-	0,74	114

В процессе охлаждения бронз после кристаллизации вследствие понижения растворимости меди в железных дендритах идет формирование зон, обогащенных Cu и Ni (рис. 4.9, а). [95, 107, 113-115]

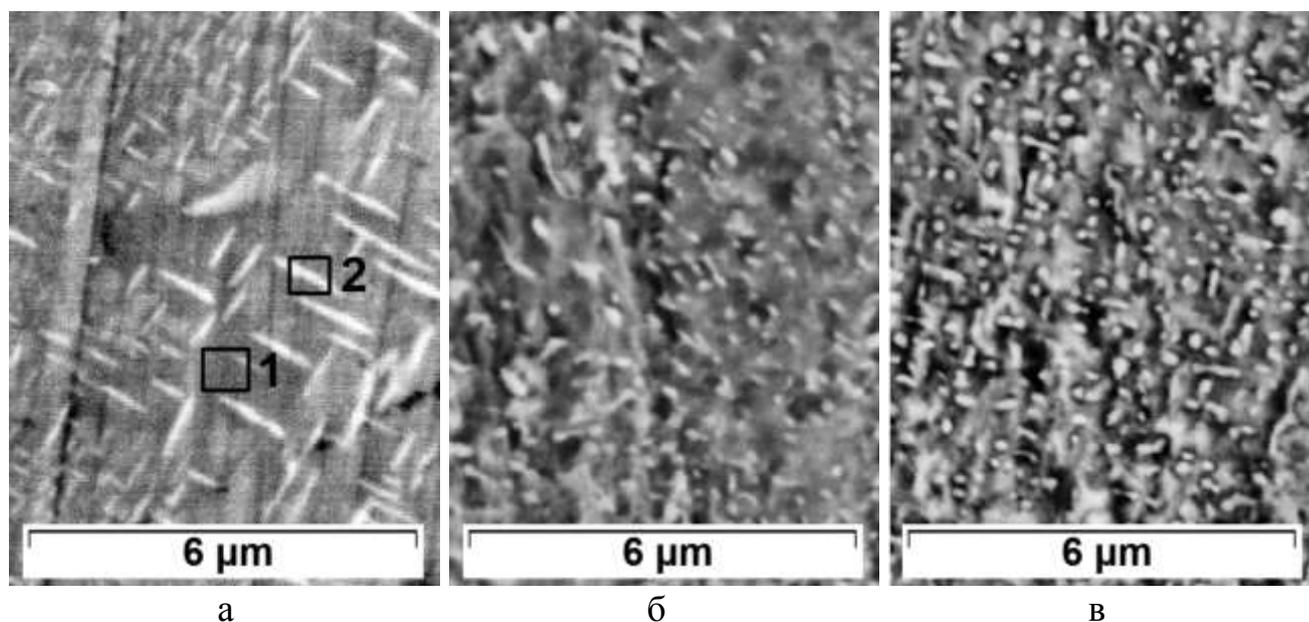


Рисунок 4.9 – Внутренне строение дендрита в бронзах БрЖНКоА 9-4-1-1:
а – отливка, б – после закалки от 950 °С, в – после закалки и старения при 450 °С,
2 часа

Эти зоны имеют форму пластин (рис. 4.9, а), которые коагулируют в процессе нагрева под закалку при 950 °С и выдержке при этой температуре в течение 1 часа (рис. 4.9, б), а при последующем старении при температуре 450 °С в течении 2 часов дисперсность этих включений возрастает (рис. 4.9, в).

Размер пластинчатых зон в плоскости шлифа (рис. 4.9, а), обогащенных медью (табл. 4.9, позиция 2), составляет длиной 1 мкм и в поперечнике 0,2 мкм, а после тепловых обработок пластинчатые зоны трансформируются в сферы диаметром $\geq 0,2$ мкм. Локальный химический анализ дендрита подтверждает, что светлые пластинчатые включения в основном состоят из Cu как в литом состоянии, так и после тепловых обработок (табл. 4.9, позиции 2). При этом химический состав этих зон с высокой точностью определить не удастся, ввиду особенностей РСА метода. Однако, есть все основания полагать, что состав этих включений близок к матричному составу бронзы БрЖНКоА 9-4-1-1.

Таблица 4.9

Локальный химический анализ дендрита бронзы БрЖНКоА 9-4-1-1

Зона химического анализа (рис. 4.9 а)		Среднее содержание хим. элемента, % вес.				
		Cu	Fe	Ni	Co	Al
литое состояние	1	15,13	62,55	14,27	7,18	0,87
	2	34,65	44,41	14,91	5,07	0,96
после закалки и старения	1	19,27	61,17	11,22	7,65	0,68
	2	34,47	45,74	12,51	6,31	0,98

Резкое увеличение твердости дендритов в процессе старения бронзы БрЖНКоА 9-4-1-1 происходит при температурах 300-500 °С, с максимумом 500 HV₅₀ при температуре 400 °С, что на 170 HV₅₀ выше твердости дендритов в бронзе БрЖНА 12-7-1. Это обусловлено наличием кобальта, который активизировал процесс старения уменьшая растворимость Al в дендрите. [108, 109]

На рисунке 4.10 представлены результаты влияние температуры старения на микротвердость дендритов и матрицы в бронзе БрЖНКоА 9-4-1-1.

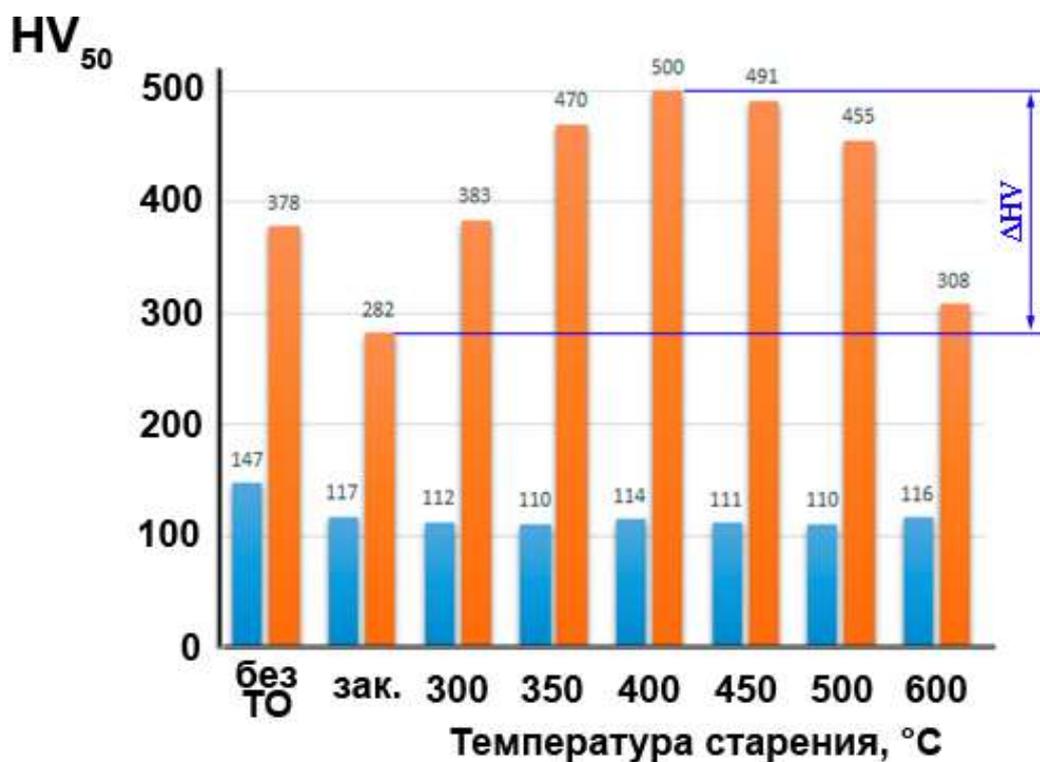
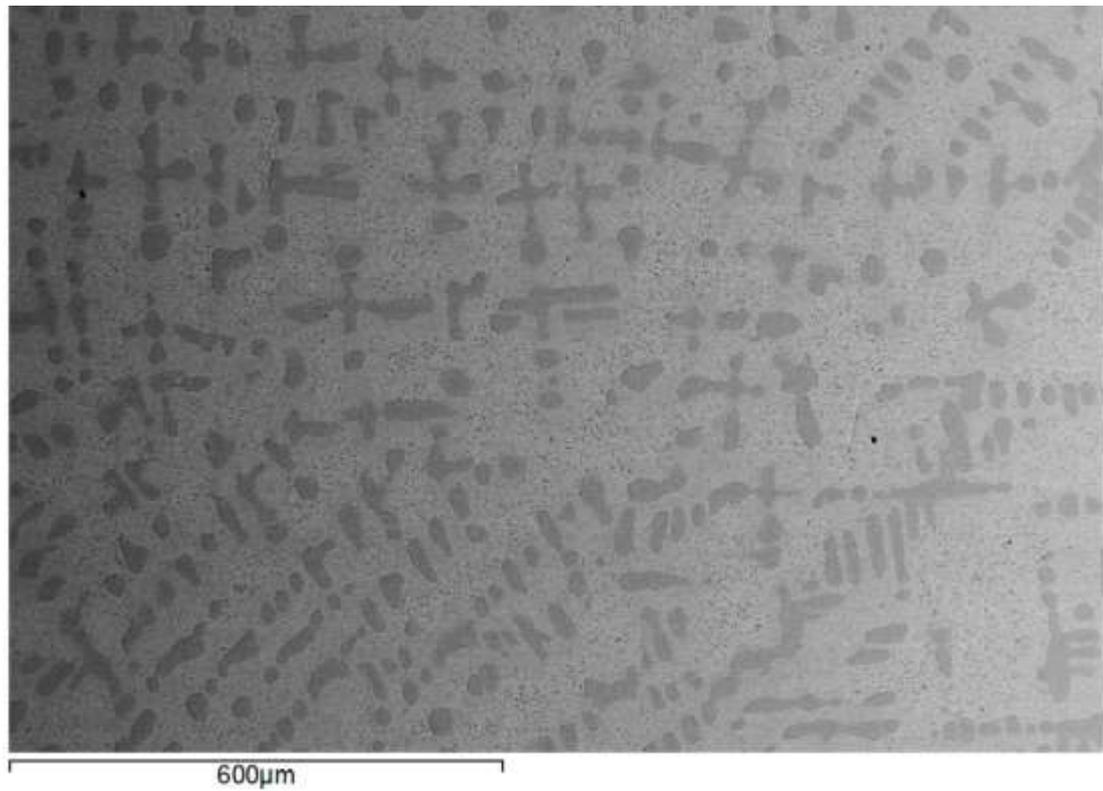


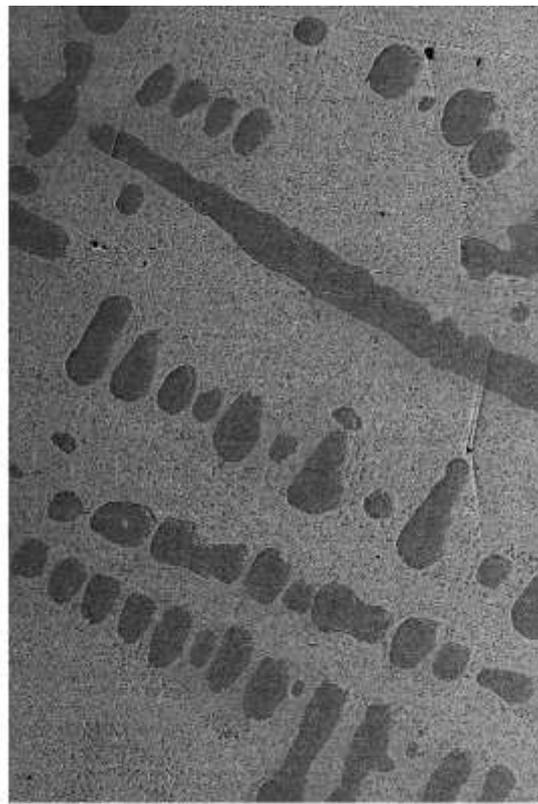
Рисунок 4.10 – Влияние температуры старения на микротвердость структурных составляющих (матрица - ■; дендрит - ■) литой бронзы БрЖНКоА 9-4-1-1 после закалки её от 950 °C, 1 час в воде.

Наибольшая твердость дендритов достигается старением при 400 °C и составляет 500 HV, а повышение температуры старения приводит к уменьшению твердости - эффект перестаривания мартенситно-старяющихся сталей.

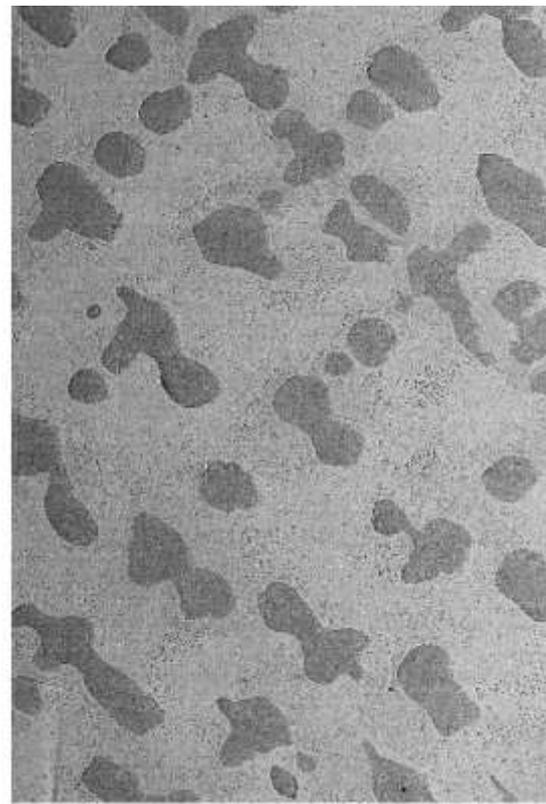
С целью изучения влияние степени легирования на формирование структуры бронз мы увеличили в два раза, по сравнению с бронзой БрЖНКоА 9-4-1-1, содержание основных элементов, таких как Fe, Ni и Co. Структура бронзы Cu+18%Fe+8%Ni+2%Co+1%Al (БрЖНКоА 18-8-2-1) представлена на рисунке 4.11.



а



б



в

Рисунок 4.11 – Структура сплава БрЖНКоА 18-8-2-1: а, б – литое состояние;
в – после закалки от 950 °С, 1 час, вода

Визуально сравнивая микроструктуру бронзы БрЖНКоА 9-4-1-1 с микроструктурой бронзы БрЖНКоА 18-8-2-1 (сравнить рис. 4.7 и рис. 4.11) можно заметить, что морфология дендритной фазы не изменилась, при этом увеличилось количество дендритов и плотность дисперсных включений в междендритном пространстве.

Химический состав дендрита по Fe, Cu и Co, по сравнению с дендритами бронзы БрЖНКоА 9-4-1-1, практически не изменился, в то время как содержание Ni увеличилось на 40% (сравнить табл. 4.7 и табл. 4.10).

Таблица 4.10

Химический состав фаз в сплаве БрЖНКоА 18-8-2-1

Фазы	Среднее содержание хим. элемента, % вес.				
	Cu	Fe	Ni	Co	Al
Общий хим. состав	72,20	17,18	7,69	1,96	0,97
матрица	93,90	2,54	2,77	-	0,78
дендрит	18,33	58,43	16,04	6,54	0,68

В матрице, практически в два раза, повысилось содержание Fe и Ni (табл. 4.7 и табл. 4.10), что можно связать с увеличенной плотностью дисперсных включений в матрице по сравнению с бронзой БрЖНКоА 9-4-1-1 (рис. 4.7, б и рис. 4.11, б). После закалки происходит частичное растворение дисперсных включений в матрице аналогично их растворению в бронзе БрЖНКоА 9-4-1-1 (рис. 4.11, в).

Структура дендрита в литом состоянии и после термических обработок представлены на рисунке 4.12.

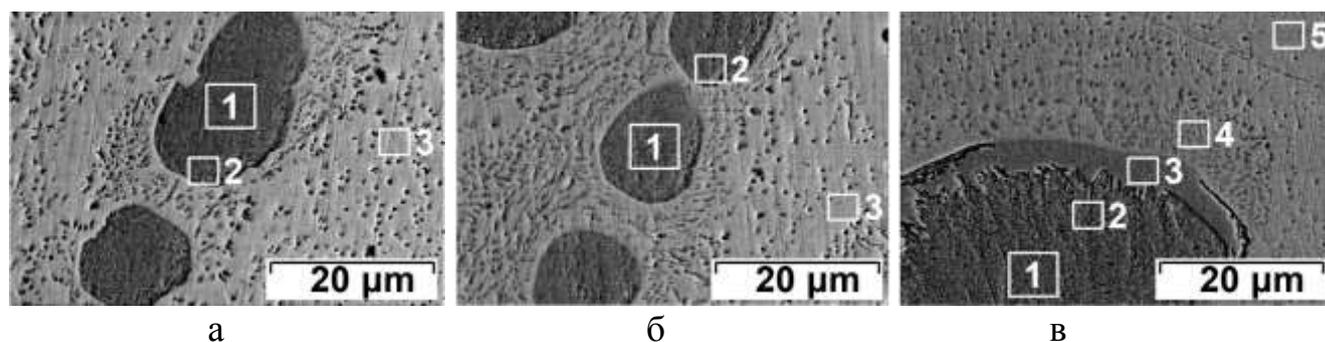


Рисунок 4.12 Структура дендрита в сплаве БрЖНКА 18-8-2-1: а – литое состояние; б – после закалки от 950 °С; в – после закалки и старения при 450 °С, 2 часа

Нагрев опытных бронз до 950°C, 1 час и последующая закалка фиксируют изменения химического состава фаз – межфазовые перераспределения основных химических элементов (см. табл. 4.11) в процессе этого нагрева.

Таблица 4.11

Состав, микротвердость (HV₅₀) дендрита и прилегающей к нему зоне в сплаве БрЖНКоА 18-8-2-1 при термических обработках

Зона химического анализа		Среднее содержание хим. элемента, % вес.					HV ₅₀
		Cu	Fe	Ni	Co	Al	
литое состояние (рис. 4.12, а)							
1	дендрит	17,14	59,61	16,23	6,39	0,62	367
2		19,52	57,22	15,84	6,68	0,74	
3	матрица	93,90	2,54	2,77	-	0,78	146
после закалки от 950 °С (рис. 4.12, б)							
1	дендрит	22,55	55,43	14,61	6,59	0,83	332
2		23,39	53,88	15,32	6,60	0,81	
3	матрица	91,59	3,07	4,23	-	1,11	127
после закалки и старения при 450 °С, 2 часа (рис. 4.12, в)							
1	дендрит	20,76	57,25	14,29	6,98	0,72	498
2		22,80	53,30	16,90	6,20	0,70	
3	оболочка	25,03	50,45	17,27	6,42	0,83	
4	матрица	76,40	13,00	8,00	1,40	1,30	120
5		94,02	2,35	2,93	-	0,70	

При этом объем (количество) дисперсных включений вблизи дендрита возрастает. Эти процессы аналогичны для всех исследованных составов бронз типа БрЖНКоА. Можно лишь отметить, что в кобальтсодержащих бронзах Со в матрице, удаленной (≥ 20 мкм) от дендритов отсутствует, а дендриты обогащаются никелем и кобальтом. Направленная диффузия этих элементов при 950 °С формирует вокруг этих дендритов плотную, однородную «оболочку» (см. рис. 4.12 в). [112]

Это явление нехарактерно и не встречается ни в сталях, ни в бронзах, но в исследованных сплавах всегда имеет место. В слитках без термической обработки толщина «оболочки» не превышает 1 мкм, а в результате закалки от 950 °С и нагрева при старении до 450 °С с выдержкой 2 часа толщина этой оболочки (в

плоскости шлифа) возрастает до 3 и более мкм (см. рис. 4.12). Химический состав «оболочки» и прилегающих зон представлен в таблице 4.11. [112]

Химический состав этой «оболочки» (зона 3, рис. 4.12, в) близок к составу первоначального дендрита (зоны 1 и 2, рис. 4.12 в). Анализ строения данной «оболочки» при увеличениях до $3 \cdot 10^4$ раз не выявил в ней какой-либо структурной или химической неоднородности. Это указывает на то, что при термических обработках сформировалась «оболочка», представляющая собой твердый раствор замещения Fe-Ni-Co и меди. Процесс формирования этого твердого раствора можно представить себе, как осаждение атомов Fe, Co, Ni, Cu или групп этих атомов из твердой медной матрицы на поверхность уже сформировавшихся при кристаллизации дендритов. [112]

Исследование твердости фаз в бронзе БрЖНКА 18-8-2-1 после разных термических обработок (см. табл. 4.11) показало следующее:

1) Микротвердость медной матрицы (бронзы) определяется не только составом твердого раствора, но и наличием дисперсных Fe-Ni включений (см. рис. 4.11, 4.12 и табл. 4.11). После нагрева при 950°C , 1 час концентрация этих включений уменьшается вследствие растворения Fe-Ni дисперсных включений, поэтому микротвердость матрицы уменьшается.

2) Микротвердость дендритов в слитке относительно высока, 367 HV_{50} , и обусловлена наличием в них, согласно [53], интерметаллидов (Fe_3Al), сформировавшихся при кристаллизации. После нагрева и фиксирующей закалки микротвердость дендритов существенно уменьшается, как мы полагаем, вследствие растворения их в стальной основе дендритов. При последующем старении при температуре 450°C дендриты упрочняются в результате дисперсионного твердения. Мы полагаем, основываясь на данных [116], что упрочнение дендритов при старении обусловлено образованием интерметаллидов типа Ni_3Al , $(\text{NiCo})_3\text{Al}$.

Таким образом, можно полагать, что дендриты, в первую очередь (см. рис. 4.13), из двух фаз: высоколегированная стальная основа – 70...80% и бронза в виде тонких прослоек – 20...30%. Состав бронзы близок к составу матрицы соответствующего сплава, а стальная часть дендрита имеет состав Н18К8Ю, по нашим оценкам (см. табл. 4.11). Эта стальная компонента дендритов может рассматриваться как мартенситно-стареющая сталь. [116, 117]

Внутренне строение дендрита бронзы БрЖНКоА 18-8-2-1 и его изменения при тепловых обработках аналогично таковым для бронзы БрЖНКА 9-4-1-1 (сравнить рисунки 4.9 и 4.13).

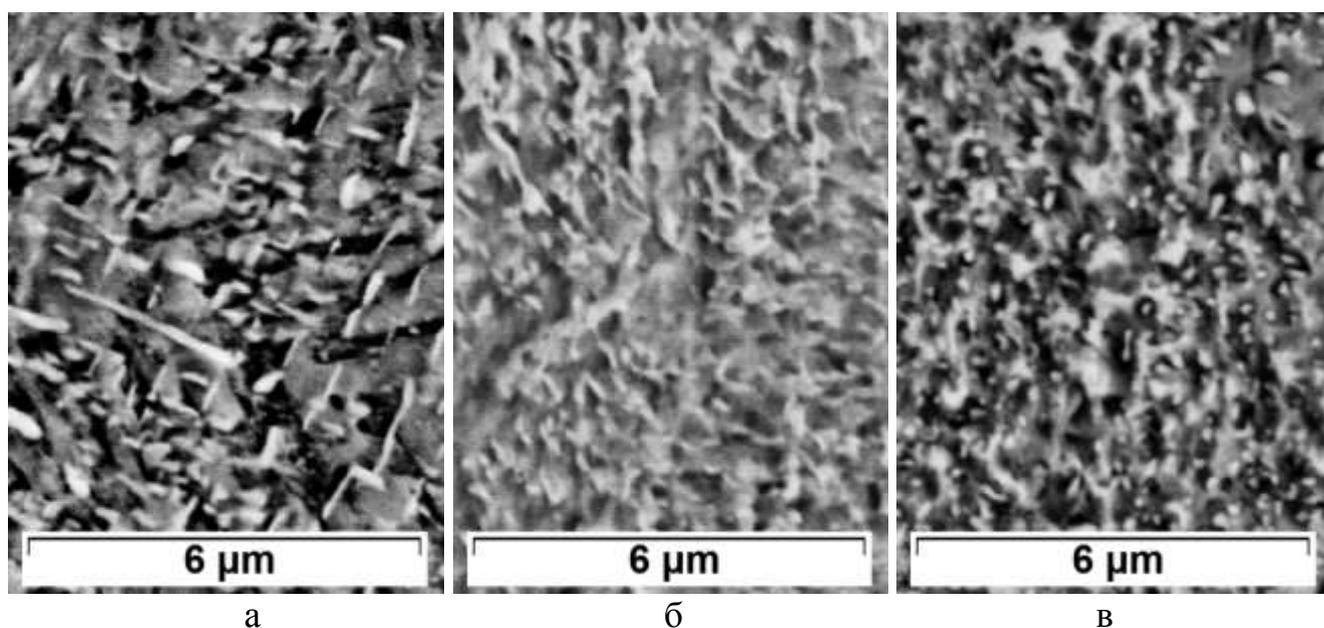


Рисунок 4.13 – Внутренне строение дендрита в бронзах БрЖНКоА 18-8-2-1:
а – отливка, б – после закалки от 950 °С, в – после закалки и старения при 450 °С,
2 часа

В бронзах БрЖНКоА 9-4-1-1, БрЖНКоА 18-8-2-1 было исследовано перераспределение железа, никеля, алюминия и кобальта в матрице в направлении к дендритам в процессе нагрева под закалку – 950 °С и последующим старение – 450 °С. Нагрев опытных бронз до 950 °С, 1 час и последующая закалка фиксируют изменения химического состава фаз – межфазовые перераспределения основных химических элементов (см. табл. 4.12) в процессе этого нагрева. При этом объем

(количество) дисперсных включений вблизи дендрита возрастает. Эти процессы аналогичны для всех исследованных составов бронз типа БрЖНКоА.

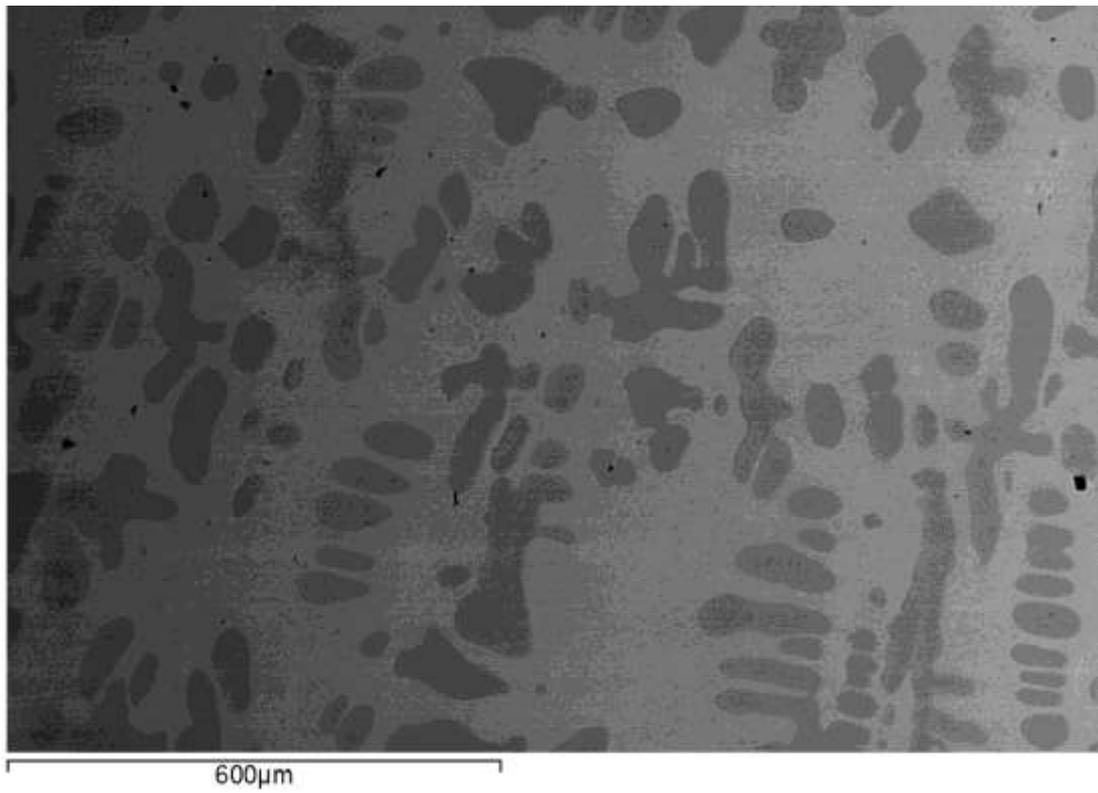
Таблица 4.12

Перераспределение легирующих элементов в бронзах при тепловых обработках

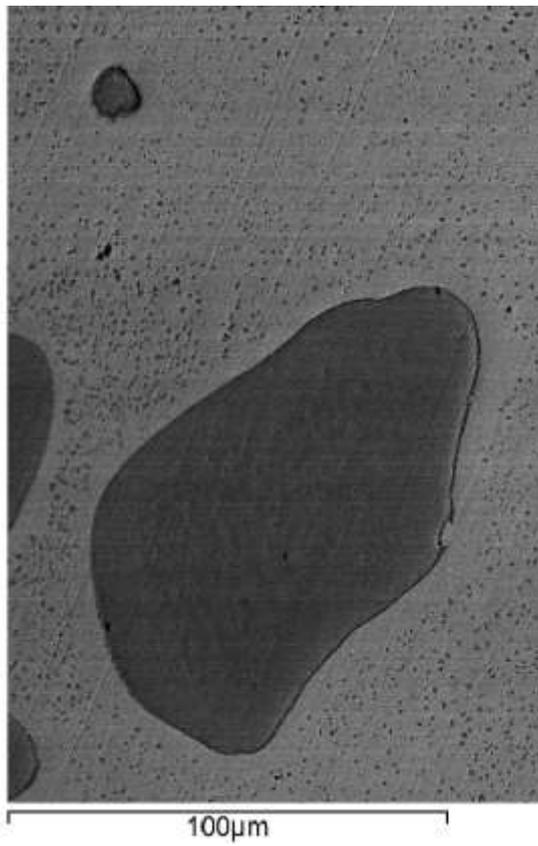
№	Режимы термической обработки слитка (ТО)	Матрица ≥ 20 мкм от дендрита				Матрица ≤ 10 мкм от дендрита				Дендрит				
		Fe	Ni	Co	Al	Fe	Ni	Co	Al	Fe	Ni	Co	Al	Cu
1	БрЖНКА 9-4-1-1													
	без ТО	1,1	1,6	-	0,9	5,3	4,4	0,7	1,0	62,5	10,5	7,5	0,6	18,8
	закалка от 950°C, 1 час	2,5	2,6	-	0,9	18,2	5,7	2,0	0,8	61,2	12,3	7,5	0,8	18,2
	закалка + старение 450°C, 2 часа	1,9	1,7	-	0,7	5,5	4,5	0,7	0,9	62,2	11,2	7,5	0,6	18,4
2	БрЖНКА 18-8-2-1													
	без ТО	2,4	4,2	-	1,1	4,2	5,2	0,7	1,2	59,6	16,2	6,4	0,6	17,1
	закалка от 950°C, 1 час	2,5	2,8	-	0,8	8,8	6,4	1,3	1,1	53,9	15,3	6,6	0,8	23,4
	закалка + старение 450°C, 2 часа	2,4	2,9	-	0,7	8,0	4,9	0,9	0,9	57,6	14,8	6,9	0,8	19,9

Таким образом, из таблицы 4.12 (позиция 1) следует, что при 950 °С, дисперсные Fe-Ni-Co включения растворяются в Cu-матрице, далее железо, никель диффундирует к дендритам, обогащая матрицу вблизи дендрита. Сам дендрит при этом по суммарному содержанию Fe + Ni, практически не изменяется (см. табл. 4.12). При нагреве на 450 °С в течении 2 часов диффузия железа и никеля продолжается в направлении к дендритам, не смотря на незначительную растворимость железа в меди ($\leq 0,02$ %). [112]

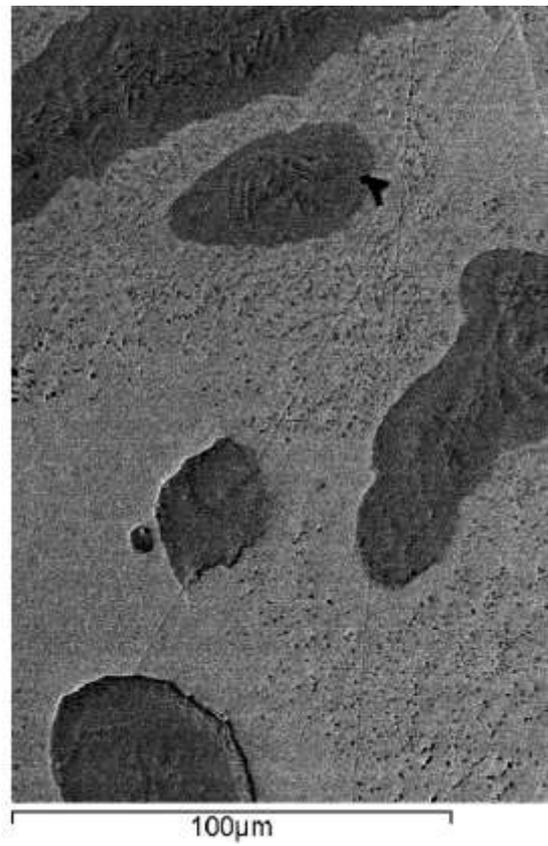
Ниже представлены исследования бронзы с увеличенным содержанием Fe на 5% и Co на 1% по сравнению с бронзой БрЖНКоА 18-8-3-1. Микроструктура бронзы Cu+23%Fe+8%Ni+3%Co+1%Al (БрЖНКоА 23-8-3-1) в состоянии литья и после закалки проиллюстрирована на рисунке 4.14. Химический состав фаз бронзы БрЖНКоА 23-8-3-1 представлен в табл. 4.20.



а



б



в

Рисунок 4.14 – Структура бронзы БрЖНКоА 23-8-3-1: а, б – литое состояние;
в – после закалки от 950 °С, 1 час, вода.

Проводя визуальное сравнение микроструктур бронзы БрЖНКоА 18-8-2-1 с микроструктурой бронзы БрЖНКоА 23-8-3-1 (сравнить рис. 4.11 и рис. 4.14) можно заметить, что морфология дендритной фазы не изменилась, но при этом произошло как увеличение размеров (площади) дендритов, так и плотность распределения дисперсных включений в междендритном пространстве.

Химический состав дендрита по сравнению с дендритами бронзы БрЖНКоА 18-8-2-1 незначительно изменился по содержанию Fe, Cu и Co (примерно $\pm 1,5\%$), в то время как содержание Ni уменьшилось на 2% (см. табл. 4.10 и 4.13).

Таблица 4.13

Химический состав фаз в бронзе БрЖНКоА 23-8-3-1

Фазы	Среднее содержание хим. элемента, % вес.				
	Cu	Fe	Ni	Co	Al
Общий хим. состав	72,20	17,18	7,69	1,96	0,97
матрица	92,27	2,87	3,43	0,45	0,99
дендрит	16,86	61,11	13,78	7,67	0,58

В матрице содержание Fe и Ni не изменилось, в тоже время появились следы Co, которые не были замечены в бронзах БрЖНКоА 9-4-1-1 и БрЖНКоА 18-8-2-1 (табл. 4.7, 4.10, 4.20), Растворение дисперсных включений в матрице после закалки от 950 °С в воде аналогично их растворению в бронзах типа БрЖНКоА, но менее выражен из-за плотности этих включений в междендритном пространстве.

Структура дендрита в литом состоянии и после термических обработок представлены на рисунке 4.15.

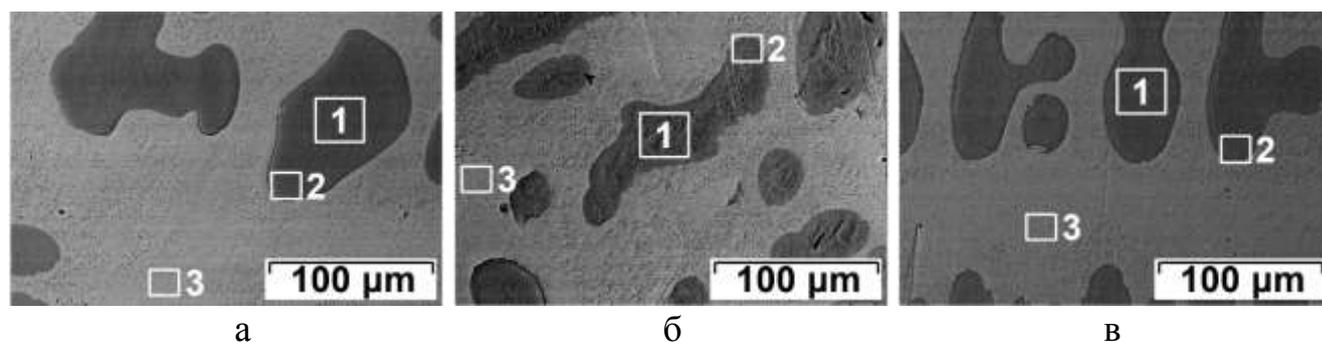


Рисунок 4.15 – Структуры дендрита в бронзе БрЖНКА 23-8-3-1: а – литое состояние; б – после закалки от 950 °С; в – после закалки и старения при 450 °С, 2 часа

Химический состав дендрита в отливке, как и у бронз, представленных выше не равномерен. Характер распределения Cu, Fe, Ni, Co бронзы БрЖНКоА 23-8-3-1 при термических обработках в матрице аналогичен распределению в бронзах БрЖНКоА 9-4-1-1 и БрЖНКоА 18-8-2-1 (таблицы 4.8, 4.11, 4.14).

Таблица 4.14

Состав, микротвердость (HV_{50}) дендрита и прилегающей к нему зоне в бронзе БрЖНКоА 23-8-3-1 при термических обработках

Зона химического анализа		Среднее содержание хим. элемента, % вес.					HV_{50}
		Cu	Fe	Ni	Co	Al	
литое состояние (рис. 4.15, а)							
1	дендрит	16,86	61,13	13,78	7,67	0,58	372
2		18,23	58,88	14,97	7,28	0,64	
3	матрица	92,27	2,87	3,43	0,45	0,99	153
после закалки от 950 °С (рис. 4.15, б)							
1	дендрит	16,14	61,64	13,49	7,95	0,78	371
2		18,21	58,39	15,03	7,45	0,92	
3	матрица	88,00	4,90	5,52	0,45	1,12	145
после закалки и старения при 450 °С, 2 часа (рис. 4.15, в)							
1	дендрит	15,08	61,37	14,55	8,32	0,69	511
2		14,97	62,09	14,82	7,46	0,67	
3	матрица	92,08	3,03	3,79	-	1,10	129

После закалки отливки от 950 °С в дендритах не происходят изменения химического состава, их твердость также не изменяется (см. табл. 4.14), в то время как в бронзах БрЖНКоА 9-4-1-1 и БрЖНКоА 18-8-2-1, дендриты обогащались медью, обеднялись железом и разупрочнялись. Основные изменения происходят в матрице, в которой при нагреве под закалку идет растворение дисперсных включений, с незначительным снижением твердости матрицы. После старения при температуре 450 °С в течении 2 часов химический состав дендрита выравнивается, в матрице продолжается процесс растворения дисперсных включений и диффузия Fe, Ni к дендритам.

4.3 Сравнение свойств экспериментальных сплавов типа БрЖНА и БрЖНКоА

Степень легирования бронз типа БрЖНА и БрЖНКоА влияет на количество дендритной фазы, которая зависит, в первую очередь, от содержания в соответствующих бронзах железа (см. рис. 4.16).

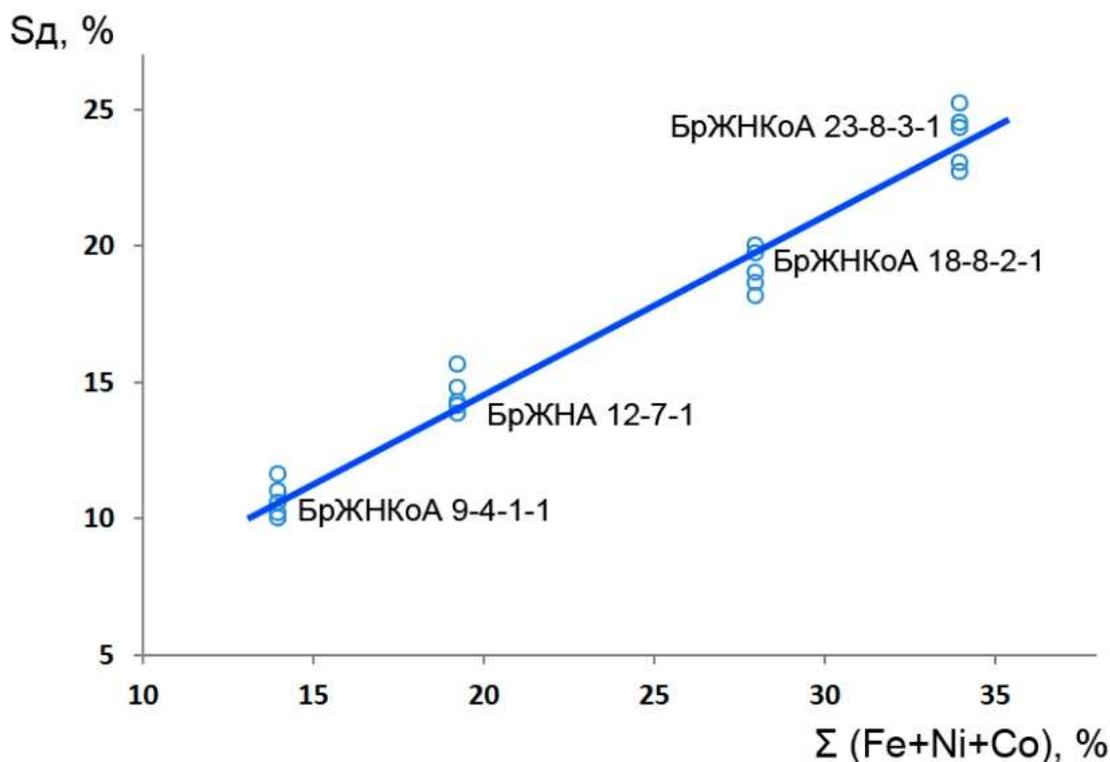


Рисунок 4.16 – Зависимость количества дендритной фазы (S_d) от степени легирования бронз.

Характерно, что химический состав дендритов в исследованных бронзах по Fe и Cu мало изменяется и составляет 58-63 % для железа. При наличии в бронзах Co содержание Cu в дендритах, во всех случаях уменьшается на 15-20%. Содержание Ni и Co в дендритах пропорционально их среднему количеству в соответствующих бронзах (см. рис. 4.17).

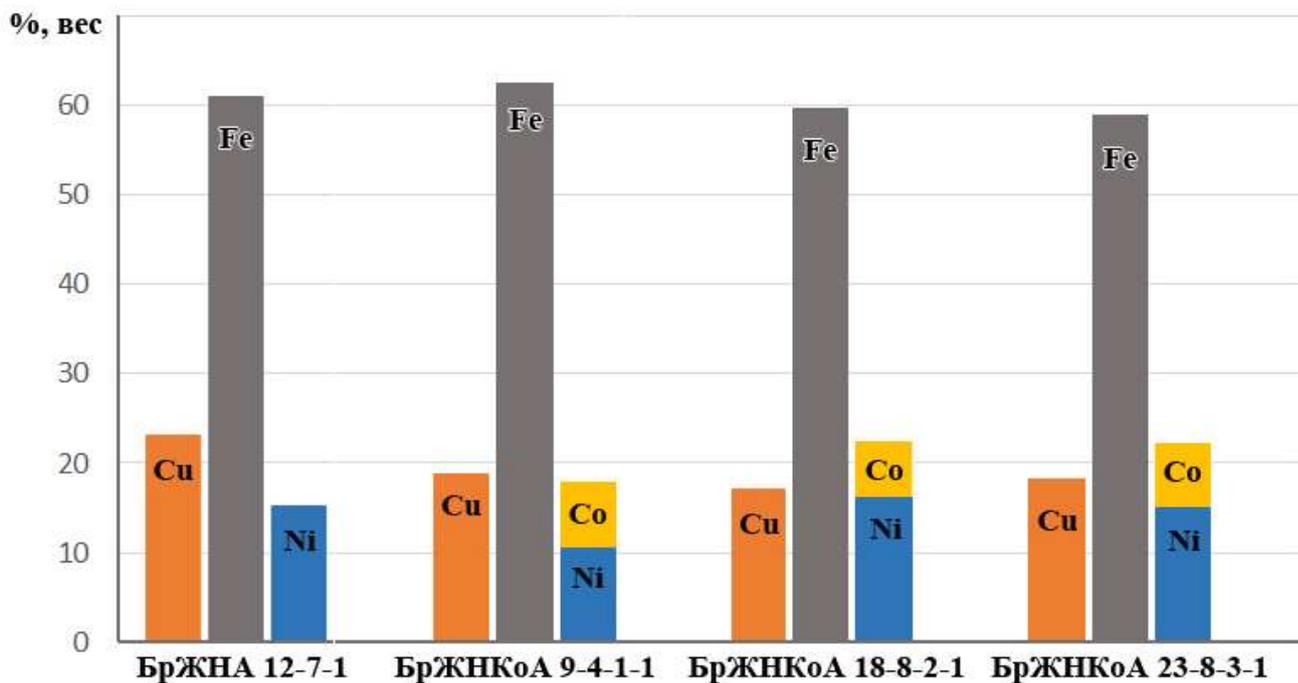


Рисунок 4.17 – Химический состав дендрита в бронзах (отливка)

Для кобальтсодержащих бронз типа БрЖНКоА химический состав матрицы прямо пропорционален содержанию в них основных легирующих элементов (Fe, Ni) при полном отсутствии кобальта. В то время как в бронзе БрЖНА содержание железа и никеля в матрице достаточно высоко (см. рис. 4.18).

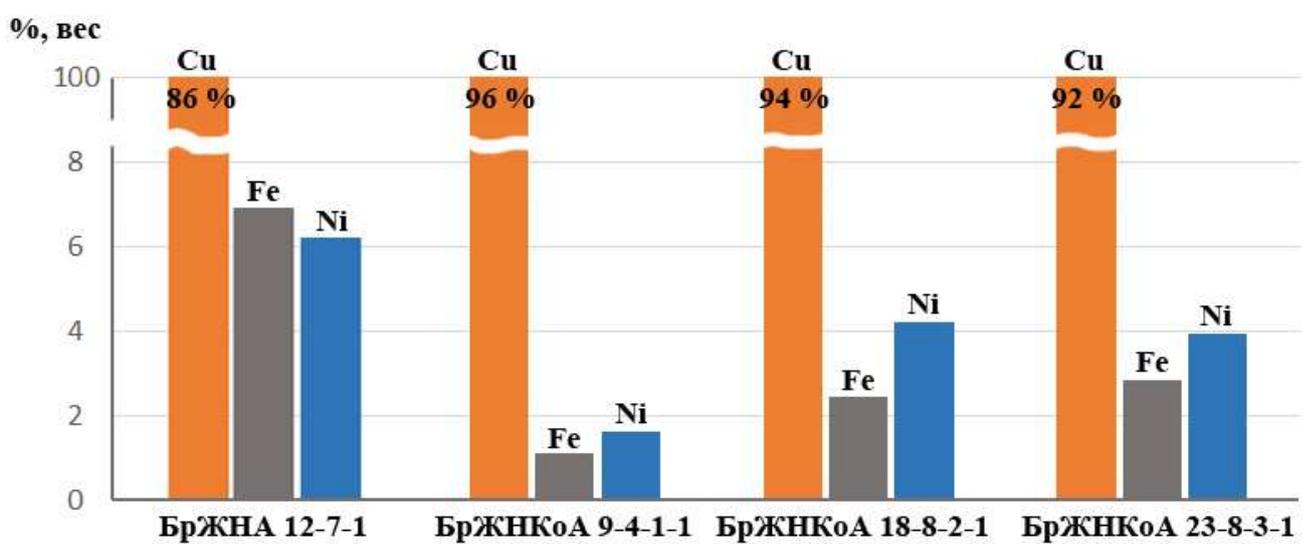


Рисунок 4.18 – Химический состав матрицы в бронзах (отливка)

На рисунках 4.19 и 4.20 представлены диаграммы микротвердости дендритной фазы и матрицы в бронзах в зависимости от термических обработок.

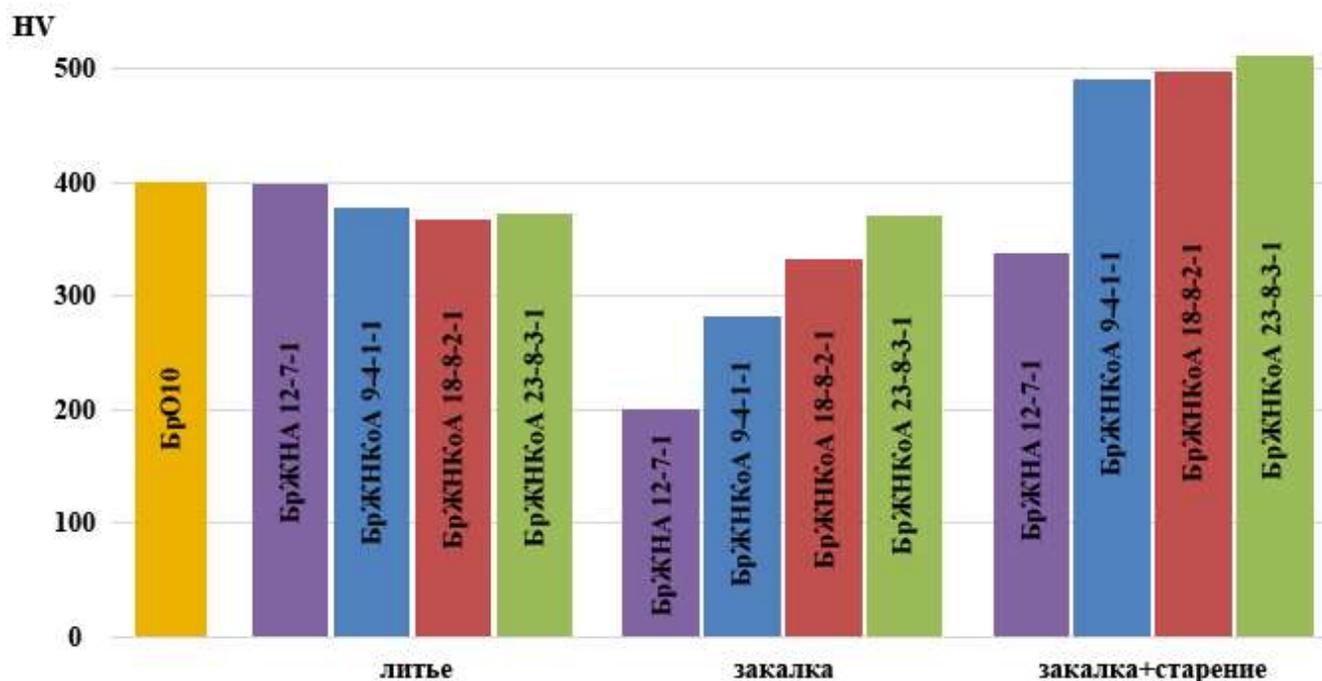


Рисунок 4.19 – Микротвердость дендритной фазы в бронзах после разных термических обработок

Микротвердость дендритной фазы в исследованных бронзах после закалки от 950 °С снижается, причем наличие кобальта в составе дендрита уменьшает влияние закалки на твердость дендритной фазы и при содержании 3% Со изменение твердости полностью отсутствует (бронза БрЖНКоА 23-8-3-1). Последующее старение при 450 °С в течении 2 часов приводит к резкому повышению твердости дендритов в кобальтосодержащих бронзах (типа БрЖНКоА). В бронзе БрЖНА 12-7-1 дисперсионное упрочнение идет не столь активно (рис. 4.19).

Микротвердость матрицы после закалки снижается во всех бронзах (рис. 4.20), вследствие растворения упрочняющих матрицу дисперсных включений.

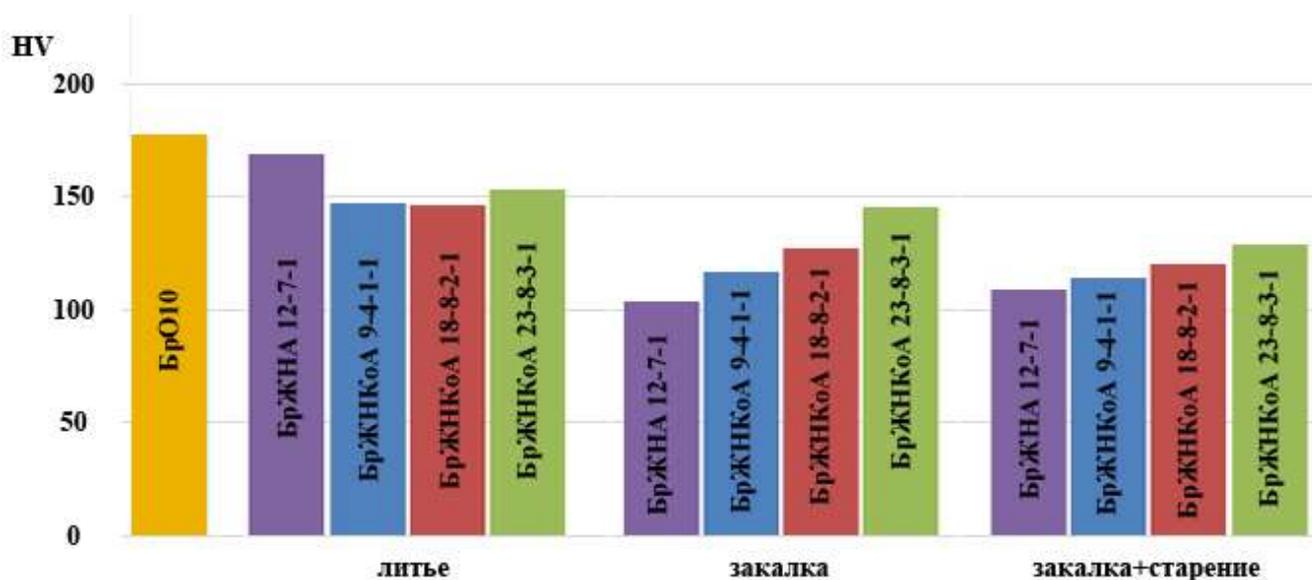


Рисунок 4.20 – Микротвердость матрицы в бронзах после разных термических обработок

Более активное разупрочнение наблюдается в бронзе BrЖНА 12-7-1, где процесс растворения дисперсных включений в матрице и изменение ее химического состава идет более активно, чем в бронзах типа BrЖНКоА. Менее подвержена разупрочнению матрица бронзы BrЖНА 23-8-3-1 в которой высока первоначальная плотность дисперсных включений в матрице (литое состояние) и практически отсутствует изменение химического состава матрицы после закалки. Последующее старение при температуре 450 °С в течении 2 часов не оказывает существенного влияния на твердость матрицы.

При введении Со в бронзы, мы руководствовались как правилом Шарпи [118], так и полагая, что повышение твердости дендритов (опорная поверхность при трении скольжении) благоприятно повлияет на уровень трибологических свойств этих бронз (износостойкость). Это было достигнуто, но только в литом состоянии (рис. 4.21, табл.4.15).

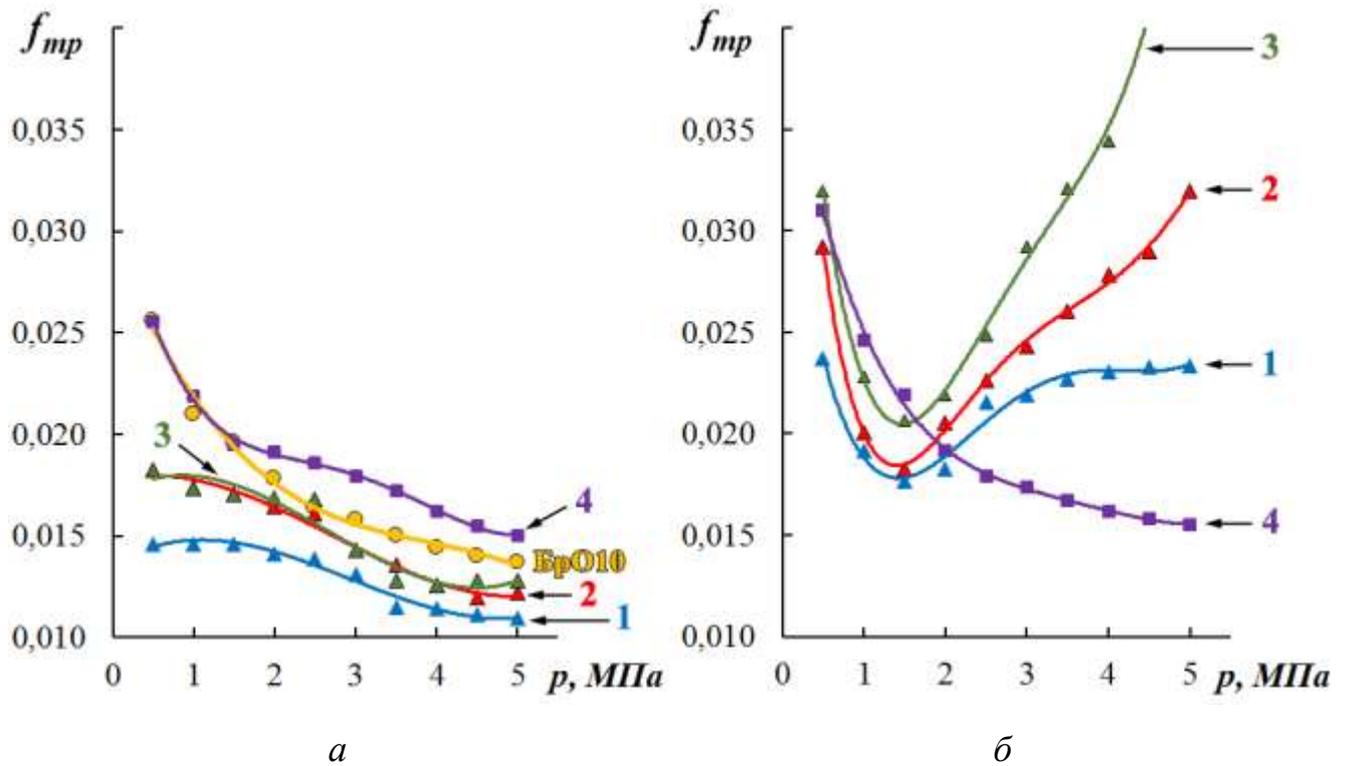


Рисунок 4.21 – Коэффициент трения в литом состоянии – а) и после закалки и старения – б) бронз: 1 - БрЖНКА 9-4-1-1; 2 - БрЖНКА 18-8-2-1; 3 - БрЖНКА 23-8-3-1; 4 - БрЖНА 12-7-1

Таблица 4.15

Интенсивность изнашивания бронз БрЖНА 12-7-1, БрЖНКоА 9-4-1-1, БрЖНКоА 18-8-2-1, БрЖНКоА 23-8-3-1 в литом и состаренном состоянии в сравнении с бронзой БрО10

	Сплав	Интенсивность изнашивания I , мкм/км
	БрО10	0,025
1	БрЖНА 12-7-1 литой	0,025
	БрЖНА 12-7-1 зак. + старение	0,026
2	БрЖНКоА 9-4-1-1 литой	0,018
	БрЖНКоА 9-4-1-1 зак. + старение	0,045
3	БрЖНКоА 18-8-2-1 литой	0,032
	БрЖНКоА 18-8-2-1 зак. + старение	0,125
4	БрЖНКоА 23-8-3-1 литой	0,013
	БрЖНКоА 23-8-3-1 зак. + старение	0,051

С другой стороны, закалка исследуемых бронз типа БрЖНКоА и последующее старение, приводящее к значительному (до 511 HV₅₀) упрочнению дендритов и разупрочнению матрицы (до 114 HV₅₀) привело к обратному эффекту. Коэффициент трения существенно возрастает при увеличении давления в зоне контакта от 2 МПа так же возрастает интенсивность изнашивания.

Причиной этого, по нашему мнению, может быть разупрочнение матрицы при нагреве под закалку (950 °С) и последующее старение (450 °С) в результате которой матрица разупрочняется на 20% (см. табл. 4.16), при этом изменяются упруго-пластические свойства поверхностного слоя, повышается адгезионное взаимодействие бронзы с контртелом, вплоть до схватывания при высоких давлениях.

Таблица 4.16

Микротвердость структурных составляющих экспериментальных бронз после термических обработок

Бронза	литье			закалка+старение		
	матрица	дендрит	ΔHV	матрица	дендрит	ΔHV
БрО10	176	401 *	225	-	-	-
БрЖНКоА 9-4-1-1	147	368	221	114	491	377
БрЖНКоА 18-8-2-1	146	367	221	120	498	378
БрЖНКоА 23-8-3-1	153	372	219	129	511	382
БрЖНА 12-7-1	169	398	229	109	338	229

Примечание: * Твердость интерметаллида Cu₃₁Sn₈ в бронзе БрО10

Из полученных данных следует, что свойства матрицы и ее структурный состав (наличие либо отсутствие дисперсных включений, близких по составу к дендритам) играет существенную роль в формировании трибологических свойств. Повышение градиента твердости ΔHV (дендрит-матрица), способствует снижению трибологических свойств в целом (рис.4.21; табл. 4.15 и 4.16).

4.4 Формирование структуры сплавов системы Cu-Fe-Ni-Cr-(Al, Si)

Учитывая негативное влияние высокого градиента твердости ΔHV (дендрит-матрица) на трибологические свойства при высоких давлениях в зоне контакта для бронз типа БрЖНКоА, по нашему мнению, целесообразно дополнительное легирование для повышения твердости матрицы и тем самым снижения ΔHV , при этом легирующий элемент должен оказывать большее влияние на твердость матрицы, чем дендритов.

На основании вышесказанного в качестве такого элемента может служить хром. В системе Cu-Cr, отсутствуют интерметаллиды, а хром имеет незначительную растворимость в меди (0,03 % при 400 °C), поэтому бронзы этой системы считаются дисперсионно-твердеющими, что может упрочнить Cu-Ni матрицу старением. В тоже время при легировании Cr сплавов с железными дендритами, хром будет участвовать и в формировании дендритов при этом возможно получение дендритов ферритного и аустенитного классов, а также аустенитных нержавеющей дендритов.

На рисунке 4.22 представлена микроструктура сплава Cu+12%Fe+9%Ni+3%Cr+1%Al (БрЖНХА 12-9-3-1).

При этом морфология дендритов не изменилась и подобна бронзам типа БрЖНКоА, в отливке в междендритном пространстве имеются дисперсные включения (рисунке 4.22 б), которые частично растворяются в процессе нагрева под закалку от 950 °C (рисунке 4.22 в)

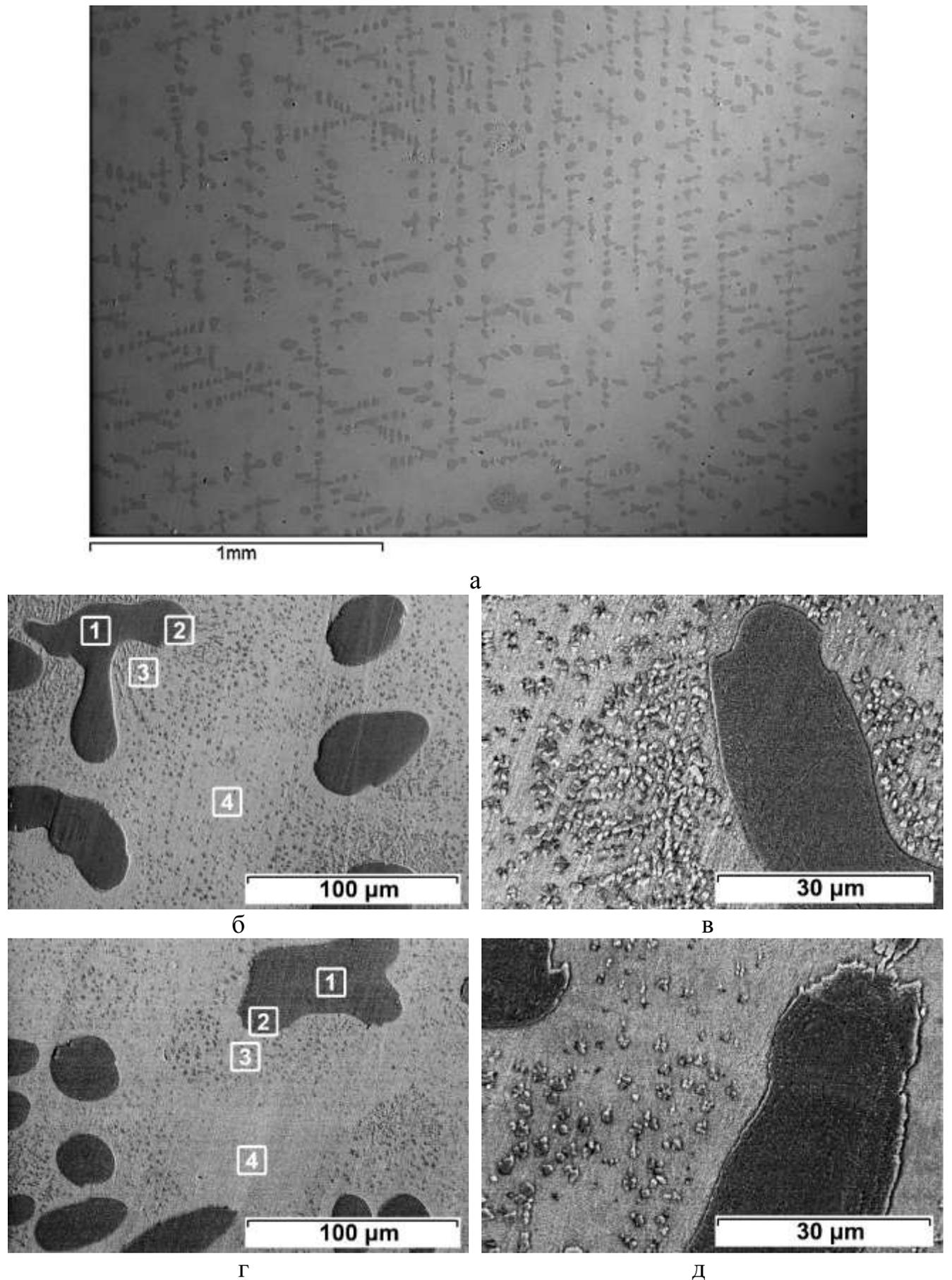


Рисунок 4.22 – Структура бронзы БрЖНХА 12-9-3-1: а, б, в) – литое состояние; г, д) – после закалки от 950 °С, 1 час, вода

Дисперсные включения в основном расположены вблизи дендритов (рис. 4.22 б) и эта зона, соответственно, обогащена Fe, Ni и Cr (табл. 4.17).

Таблица 4.17

Химический состав и микротвердость фаз бронзы БрЖНХА 12-9-3-1

Зона анализа на рис. 4.22		Среднее содержание хим. элемента, % вес.					HV ₅₀
		Cu	Fe	Ni	Cr	Al	
общий хим. состав		74,58	12,78	9,38	2,43	0,83	
литое состояние (рис. 4.22, б)							
1	дендрит	14,30	53,31	22,91	8,65	0,83	219
2		13,67	51,39	26,46	7,54	0,94	
3	матрица	79,90	8,20	9,48	1,32	1,10	116
4		94,14	1,72	2,77	0,58	0,76	
после закалки от 950 °С (рис. 4.22, г)							
1	дендрит	17,74	50,63	22,05	8,87	0,71	162
2		17,98	50,20	22,10	8,93	0,79	
3	матрица	83,50	6,66	7,79	1,04	1,01	103
4		90,74	3,10	4,81	0,41	0,94	

Состав железной части дендритной фазы в отливке соответствует стали аустенитного класса H29X9Ю1 (табл. 4.17). В данном случае Cr – ферритизатор, растворяется в Fe, а при наличии 24 % Ni в дендрите «работает», по существу, как аустенизатор. [116, 117]

Структура дендрита в отливке неоднородна, содержание Fe уменьшается от центра к краю дендрита, а содержание Ni увеличивается от края к центру дендрита, соответственно. Содержание Cu, Cr и Al в дендрите можно считать равномерным (табл. 4.17).

После закалки от 950 °С происходит частичное растворение дисперсных включений, как вблизи дендрита, так и в междендритном пространстве, это подтверждается как микроструктурой (рис. 4.22), так и снижением твердости матрицы после закалки (табл. 4.17). Химический состав дендрита выравнивается по всем элементам, при этом происходит сильное обогащение Cu формируется пересыщенный твердый раствор Cu в Fe (табл. 4.17).

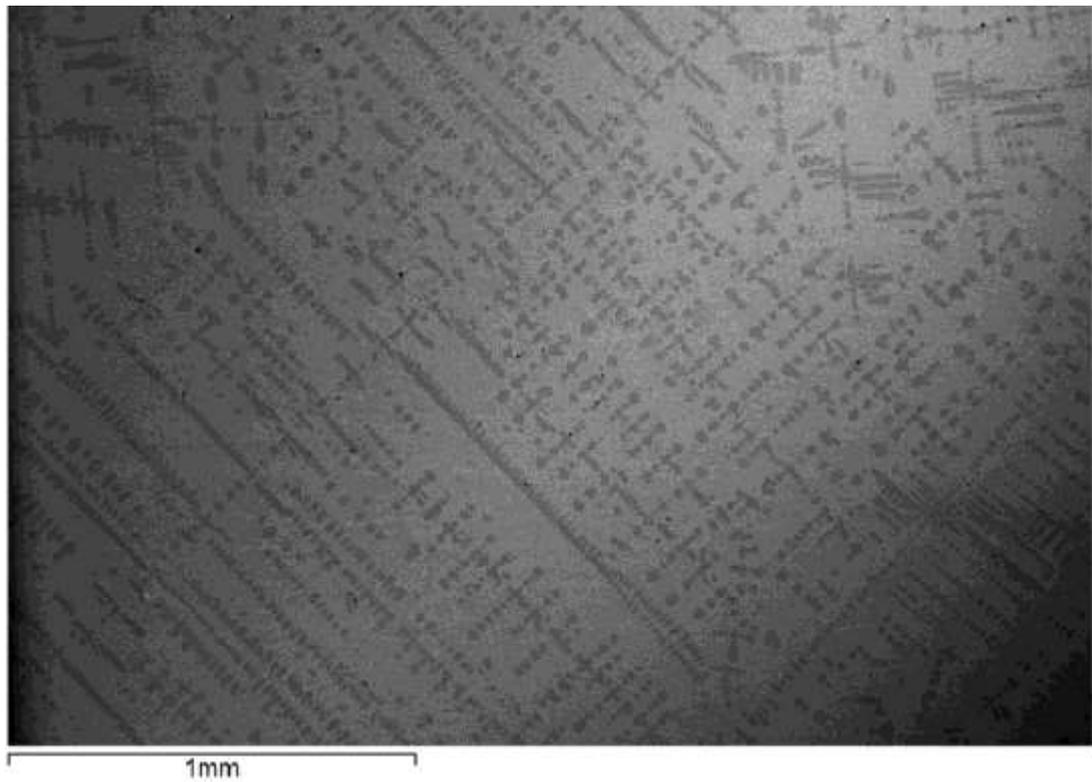
Микротвердость дендрита и матрицы в отливке существенно ниже, чем твердость структурных составляющих бронз типа БрЖНА, БрЖНКоА. Такое снижение твердости можно связать с аустенитной структурой железной составляющей дендрита.

Аустениный дендрит в бронзе БрЖНХА 12-9-3-1 не магнитен как в литом состоянии, так и после закалки от 950 °С, но после обработки холодом при температуре -20 °С в течении 72 часов он становится магнитным, вследствие протекания мартенситного превращения, твердость дендритов повышается с 162 до 234 ед. HV_{50} (закаленное состояние).

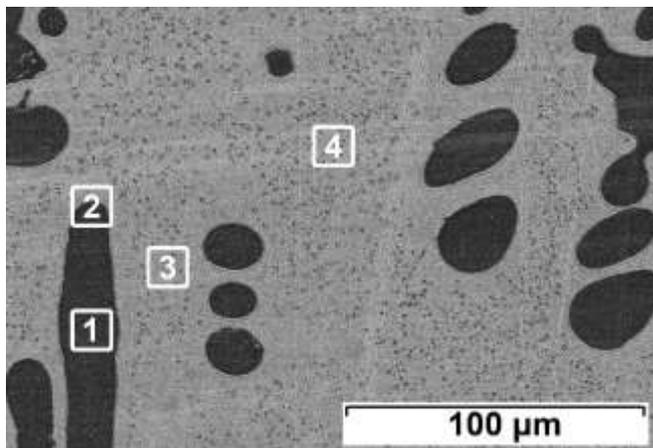
Стоит обратить внимание на то, что склонность к мартенситному превращению при деформации дендритов мала и только после деформации сжатием на 80% при 20 °С бронза становится слабо магнитной, что характерно для никелевого аустенита.

В бронзе БрЖНХА 12-9-3-1 нами получены аустенитные дендриты с содержанием хрома до 8,5 %, дальнейшие расчеты показали, что если в бронзу при выплавке ввести 5 % Cr, учитывая при этом ограниченную растворимость хрома в меди, то дендрит будет содержать до 17% Cr, что обеспечит получение аустенитно-нержавеющей стали. Для повышения твердости матрицы целесообразно ввести в бронзу 1 % Si, как упрочняющий элемент, по аналогии с никель-кремнистой, никель-хром-кремнистой бронзами, упрочняемыми старением.

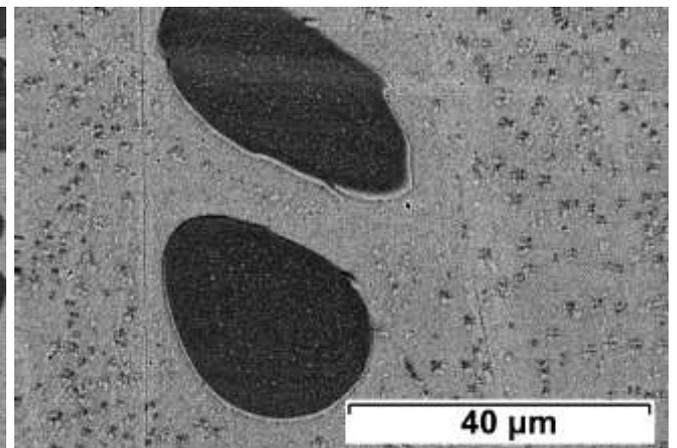
Структура бронзы состава $Cu+12\%Fe+7\%Ni+5\%Cr+1\%Si$ (БрЖНХК 12-7-5-1) представлена на рисунке 4.23.



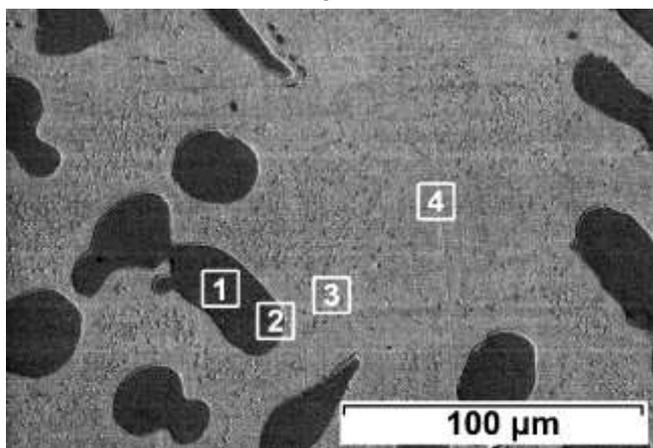
а



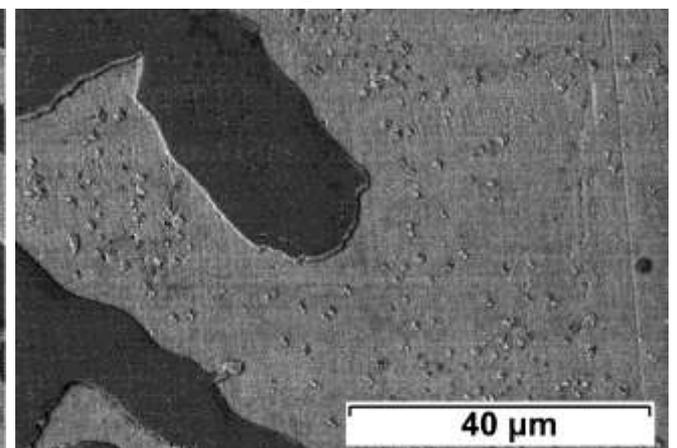
б



в



г



д

Рисунок 4.23 – Структура бронзы БрЖНХК 12-7-5-1: а, б, в) – литое состояние; г, д) – после закалки от 950 °С, 1 час, вода

Состав железной части дендрита бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 соответствует нержавеющей аустенитной стали X17N17C3 (табл. 4.18, поз. 1, 2). Практически весь хром и кремний участвуют в формировании дендритной фазы. Химический состав дендрита не однородный, содержание Fe уменьшается от границы к центру дендрита, а содержание Cu, Ni увеличением, соответственно. Хром и кремний равномерно распределены по дендриту. Матрица как вблизи дендрита, так и в междендритном пространстве (на расстоянии 100 мкм от дендрита) содержит одну концентрацию Cu, Fe, Ni, Cr (табл. 4.18).

Таблица 4.18

Химический состав фаз бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 в литом состоянии и после закалки от 950 °С

Зона анализа на рис. 4.23		Среднее содержание хим. элемента, % вес.				
		Cu	Fe	Ni	Cr	Si
общий хим. состав		74,70	12,12	6,75	4,89	1,30
литое состояние (рис. 4.2.29, а)						
1	дендрит	8,13	56,73	15,98	16,58	2,57
2		10,37	53,20	17,40	16,05	2,97
3	матрица	91,85	3,06	4,27	0,81	0
4		91,41	3,08	4,23	0,67	0,61
после закалки от 950 °С (рис. 4.2.29, в)						
1	дендрит	9,30	55,63	15,90	16,53	2,63
2		10,40	52,52	17,52	16,54	3,02
3	матрица	92,12	3,06	3,92	0,74	0,17
4		91,61	2,79	4,05	1,04	0,51

После закалки от 950 °С не происходит никаких структурных изменений как в дендритах, так и в матрице. Дисперсные частицы в междендритном пространстве не растворяются (рис. 4.23, табл. 4.18).

Микротвердость структурных составляющих бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 представлена в таблице 4.19.

Микротвердость дендрита и матрицы бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 в литом состоянии, после закалки от 950 °С, 1 час в воде, закалки и старения при 450 °С, 2 часа

БрЖНХК 12-7-5-1	Микротвердость HV ₅₀		
	Литье	Закалка	Закалка + старение
дендрит	189	184	195
матрица	108	107	164

Твердость дендрита и матрицы на изменяется после закалки, при полном соответствии с химическим составом этих фаз в отливке и после закалки. Одинаковую твердость матрицы в состоянии отливки и после закалки можно объяснить тем, что ее твердость при этих режимах термической обработки в основном зависит от содержания дисперсных частиц в матрице, сформировавшихся при выплавке (дисперсные включения бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 не растворяются после закалки). Существенные изменения твердости матрицы происходят после старения при температуре 450 °С, 2 ч, твердость возрастает с 107 до 164 ед. HV₅₀ – эффект дисперсионного твердения, за счет выделения силицидов никеля (Ni₂Si) образующихся в результате старения матрицы, как это показано в работе [119] на примере кремнистой бронзы БрНК 3-1. Кроме того в системе Cu-Cr-Si установлено наличие силицида Cr₃Si и возможность образования силицида Cr₅Si₃. [120-121]

Таблица 4.20

Градиент микротвердости (Δ HV) матрица-дендрит для бронз БрЖНХА 12-9-3-1, БрЖНХК 12-7-5-1 после термических обработок

Сплав	Отливка			После закалки и старения		
	матрица	дендрит	Δ HV	матрица	дендрит	Δ HV
БрЖНХА 12-9-3-1	116	219	103	129*	200*	71*
БрЖНХК 12-7-5-1	108	189	81	164	195	31

Примечание: *Для сплава БрЖНХА 12-9-3-1 проведен закалка от 950 °С, вода + обработка холодом при -20 °С, 72 часа.

Трибологические свойства: коэффициент трения в зависимости от давления в зоне контакта и термических обработок экспериментальных бронз БрЖНХА 12-9-3-1, БрЖНХК 12-7-5-1 в сравнении с бронзой БрО10: представлен на рисунке 4.24, интенсивность изнашивания в таблице 4.21.

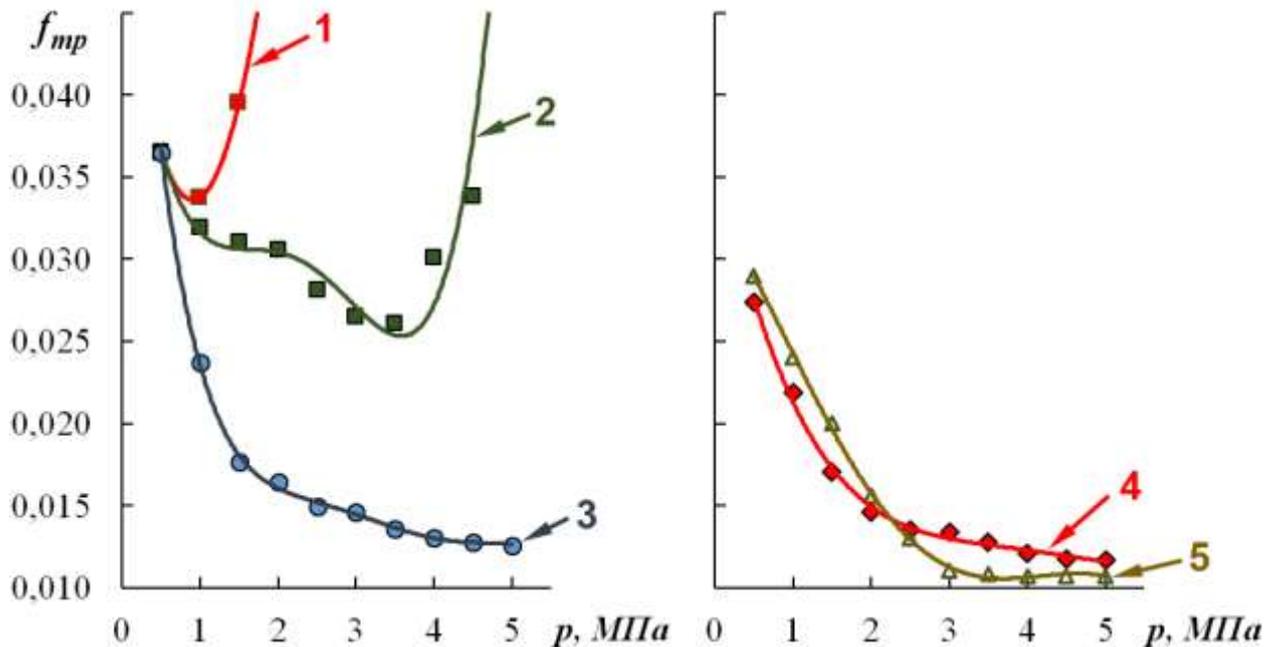


Рисунок 4.24 – Коэффициент трения в зависимости от давления в зоне контакта и термических обработок для бронз: а – БрЖНХА 12-9-3-1, б – БрЖНХК 12-7-5-1), где:

- 1) БрЖНХА 12-9-3-1 (отливка); 2) БрЖНХА 12-9-3-1 (отливка после обработки холодом при $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, 72 часа); 3) БрЖНХА 12-9-3-1 (после закалки от $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ + обработка холодом при $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, 72 часа); 4) БрЖНХК 12-7-5-1 (отливка); 5) БрЖНХК 12-7-5-1 (после закалки от $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ + старение при $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 часа).

Таблица 4.21

Интенсивность изнашивания (I) бронз БрЖНХА 12-9-3-1, БрЖНХК 12-7-5-1, в литом состоянии и после термических обработок в сравнении с бронзой БрО10

№ на рис. 4.24	Сплав	I , мкм/км
	БрО10	0,025
1	БрЖНХА 12-9-3-1 отливка	0,047
2	БрЖНХА 12-9-3-1 обр. холодом	0,034
3	БрЖНХА 12-9-3-1 закалка + обр. холодом	0,010
4	БрЖНХК 12-7-5-1 отливка	0,006
5	БрЖНХК 12-7-5-1 закалка + старение	0,004

Представляется интересным сравнение коэффициента трения бронзы БрЖНХА 12-9-3-1, в литом состоянии (кривая 1) и после обработки холодом (кривая 2). Уже при малых давлениях аустенитные дендриты адгезионно взаимодействуют с контртелом, что приводит к «схватыванию». Но если перевести аустенит в мартенсит, путем охлаждения до $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, то схватывание наступает при давлениях в 4 раза большем. В данном случае видно влияние типа кристаллической решетки на трибологические процессы при трении, ОЦК структура (кривая 2) предпочтительна ГЦК структуре (кривая 1) дендрита.

4.5 Выводы по четвертой главе

1. Показана возможность создания сплавов антифрикционного назначения на медной основе армированных стальными дендритами, выполняющими функцию опорной поверхности (правили Шарпи, для антифрикционных сплавов) взамен интерметаллидов. Армирование дендритами идет естественно, в процессе кристаллизации. Количество и размер дендритов зависит от суммарного содержания железа и никеля в сплаве.

2. При сочетании компонентов сплава, учитывая ограниченную растворимость элементов друг в друге можно получить дендриты из сталей разных классов. При этом сам дендрит состоит из стальной части с распределенными в ней участками чистой меди или твердого раствора матричного состава в форме пластин, глобулей, оболочек.

3. При содержании в бронзе 12% Fe, 7% Ni, 1% Al стальная часть дендрита соответствуют мартенситно-стареющей стали Н19Ю1. При содержании 9% Fe, 4% Ni, 1% Co, 1% Al стальная часть дендрита соответствуют мартенситно-стареющей стали Н14К9Ю1. При содержании 18% Fe, 8% Ni, 2% Co, 1% Al стальная часть дендрита соответствуют мартенситно-стареющей стали Н18К8Ю1. При содержании 23% Fe, 8% Ni, 3% Co, 1% Al стальная часть дендриты соответствуют мартенситно-стареющей стали Н16К9Ю1. При этом состав матрицы в этих сплавах соответствует бронзе БрЖН 3-3.

В отливках в матрице (междендритное пространство) присутствуют равномерно распределенные дисперсные включения от 0,1 до 1,0 мкм, соответствующие по составу дендритам, которые упрочняют матрицу. В процессе нагрева под закалку дисперсные включения растворяются и матрица при этом разупрочняется.

В присутствии кобальта дисперсионное упрочнение дендритов при старении идет более интенсивно.

4. При содержании 12% Fe, 9% Ni, 3% Cr, 1% Al стальная часть дендритов соответствует аустенитной стали H26X9Ю1. Если уменьшить содержание Ni, увеличить содержание Cr и заменить Al на Si, то при содержании в бронзе 12% Fe, 7% Ni, 5% Cr, 1% Si формируются дендриты из аустенитно-нержавеющей стали состава X17H17C3.

5. В наших исследованиях было установлено, что повышенная твердость дендритов из мартенситно-старееющей стали негативно влияет на как на коэффициент трения, так и на износостойкость. С другой стороны, когда мы используем композитную бронзу, армированную нержавеющими дендритами (БрЖНХК 12-7-5-1), то износостойкость этой бронзы на порядок выше, чем у прототипа БрО10.

Мы полагаем, что в данном случае в качестве опорной поверхности работает не нержавеющая сталь дендрита, а окислы типа $(Fe, Cr)_3O_2$ покрывающие эту сталь и не склонные к адгезионному взаимодействию в условиях трения со смазкой с контртелом (сталь ШХ15, HRc 45). В результате композитная бронза БрЖНХК 12-7-5-1 имеет износостойкость в отливке 0,006 мкм/км, а бронза БрО10 – 0,025 мкм/км.

Таким образом именно композитные бронзы, армированные нержавеющими дендритами, имеют предпочтения перед другими бронзами для узлов трения-скольжения.

ГЛАВА 5

Технологические, механические и служебные свойства исследуемых композитных бронз

В данном разделе рассмотрено влияние разных способов изготовления и обработки перспективных составов композитных бронз: литье, вакуумное литье, аргоно-дуговой переплав, наплавка на бронзовую, чугунную и стальные основы на их механические и трибологические свойства.

5.1 Особенности структуры и трибологические свойства бронз БрЖНКоА, после аргоно-дугового переплава

В переплавленном состоянии макро- и микроструктура существенно отличаются от литого высокой дисперсностью дендритной составляющей бронзы, а переходная зона включает дендриты как малой, так и высокой дисперсности (рисунке 5.1).



Рисунок 5.1 – Структура бронзы типа БрЖНКоА: 1 - переплавленный слой;
2 - переходная зона; 3 - исходная отливка

Сравнение поперечного сечения осей дендритов первого порядка отливки и переплавленной зоны бронзы при больших увеличениях показал следующее: в

отливках «средний диаметр» осей дендритов составляет 25-40 мкм, а в переплавленном слое – 0,3-1 мкм. В матрице отливки присутствуют высокодисперсные (≤ 1 мкм) включения (подробно рассматривалось в главе 4), основой которых является железо, в то время как в матрице переплавленной зоны дисперсные включения отсутствуют. Формирование такой структуры обусловлено более высокой (на 2-3 порядка) скоростью кристаллизации и охлаждения бронзы при дуговом переплаве, чем при кристаллизации отливки. [123, 124]

В четвертой главе было рассмотрено влияние суммарного содержания легирующих элементов на формирование дендритной фазы в сплавах типа БрЖНКоА в отливке (см. глава 4.3), при этом в состоянии переплава эти бронзы показывают аналогичные различия.

Анализ рисунка 5.2, 5.3 показывает, что плотность дендритов повышается с увеличением содержания основных легирующих элементов (Fe, Ni).

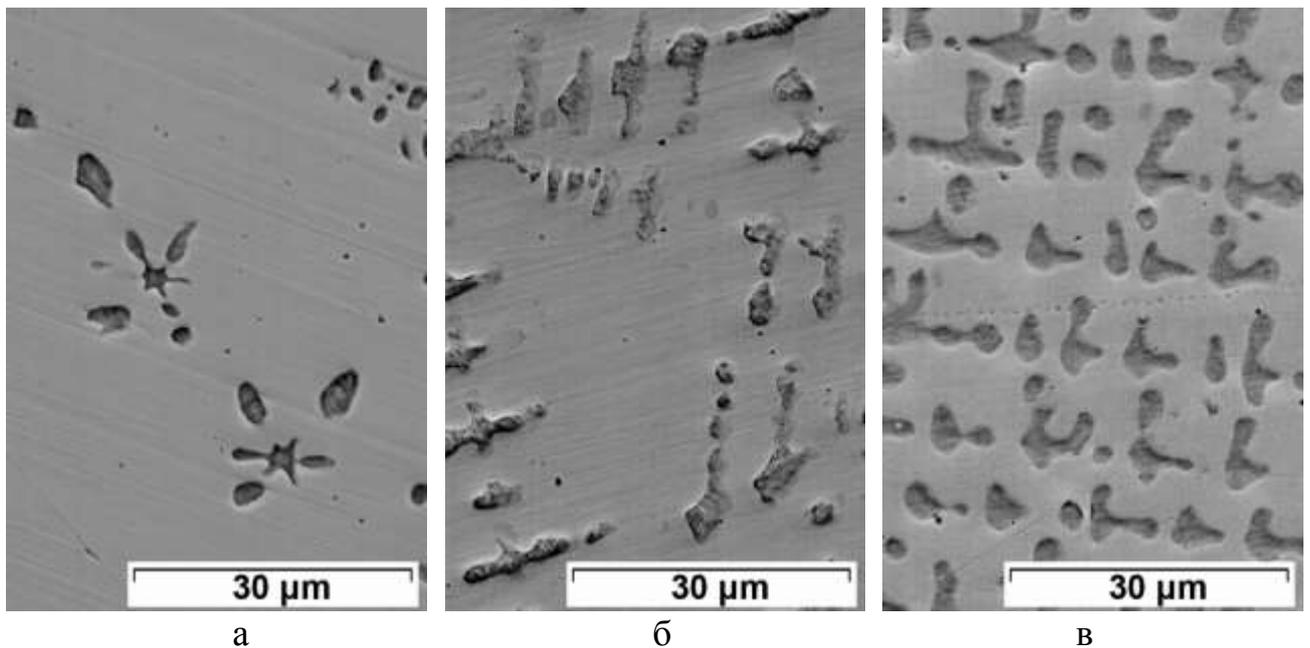


Рисунок 5.2 Влияние суммарного содержания легирующих элементов (Σ) в бронзах типа БрЖНКоА на количество дендритной фазы:
 а - БрЖНКоА 9-4-1-1 ($\Sigma = 15\%$), б - БрЖНКоА 18-8-2-1 ($\Sigma = 29\%$),
 в - БрЖНКоА 23-8-3-1 ($\Sigma = 35\%$)

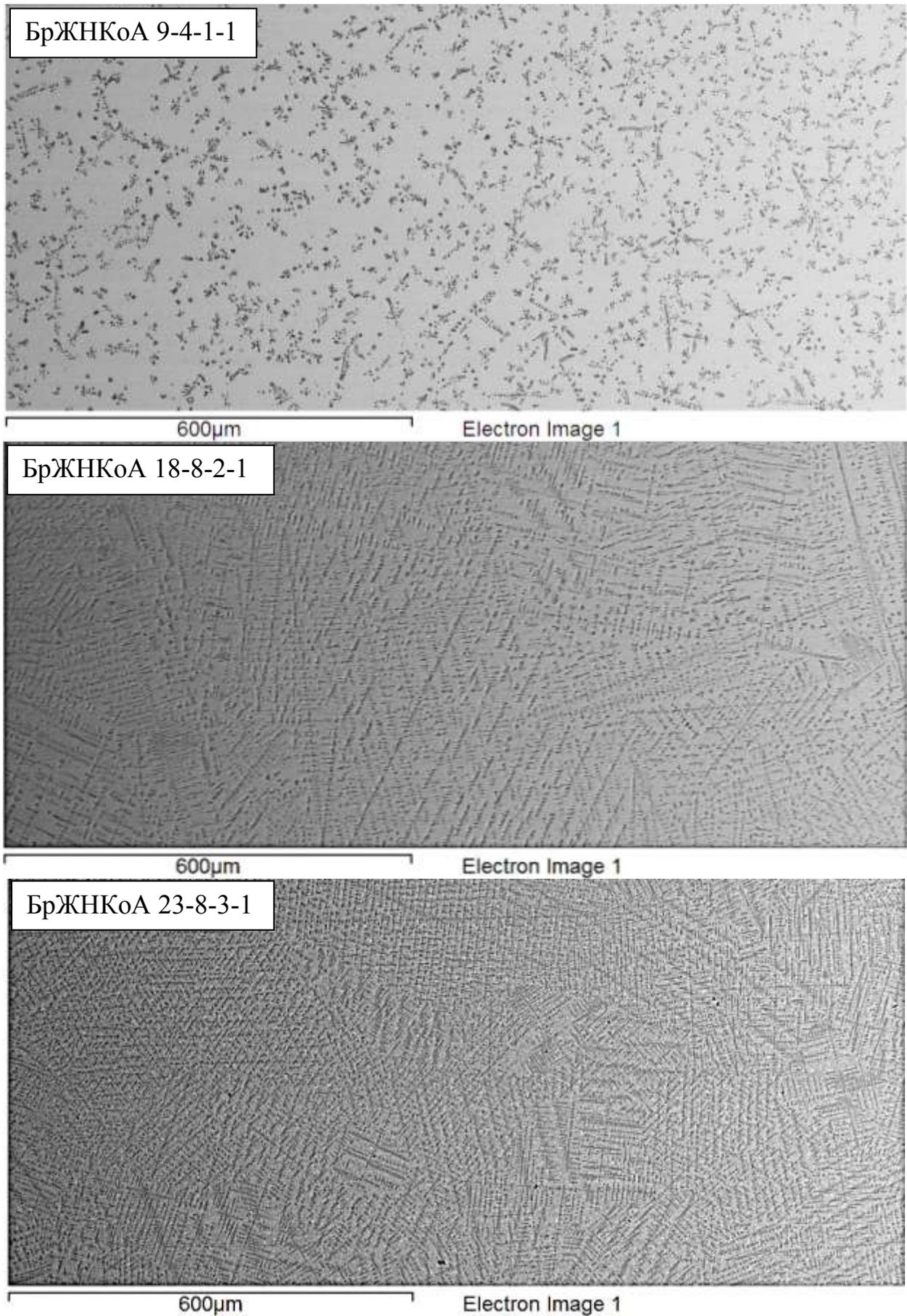


Рисунок 5.3 – Микроструктура переплавленной зоны бронз типа БрЖНКоА

При этом химический состав дендритов и матрицы в переплавленной зоне зависит от степени легирования этих бронз (см. табл. 5.1).

Таблица 5.1

Химические составы фаз в сплавах типа БрЖНКоА после термических обработок

№ п/п	Сплав	Фаза	Содержание хим. элемента, % вес.				
			Fe	Ni	Co	Al	Cu
переплавленное состояние							
1	БрЖНКоА 9-4-1-1	дендрит	20,46	5,08	1,64	0,66	72,15
		матрица	6,61	4,29	0,60	0,82	87,68
2	БрЖНКоА 18-8-2-1	дендрит	54,59	11,30	5,29	0,64	28,36
		матрица	6,64	4,27	0,77	0,76	87,56
3	БрЖНКоА 23-8-3-1	дендрит	57,79	12,75	7,00	0,71	21,76
		матрица	7,09	4,33	0,92	0,85	86,81
после закалки от 950 °С, 1 ч, вода и старения при 450 °С, 2 ч							
4	БрЖНКоА 9-4-1-1	дендрит	24,83	11,13	2,56	0,60	60,88
		матрица	3,22	2,60	0,46	0,78	92,94
5	БрЖНКоА 18-8-2-1	дендрит	55,68	12,40	5,40	0,72	25,80
		матрица	4,02	4,02	0,62	0,75	90,49
6	БрЖНКоА 23-8-3-1	дендрит	57,70	12,39	6,87	0,60	22,44
		матрица	6,91	4,55	0,89	0,77	86,89

Обращает на себя внимание тот факт, что с увеличением содержания Fe и Ni в бронзе, пропорционально возрастает и их содержание в дендритах (бронзы 1, 2, 3 табл. 5.1), но в отличие от химического состава дендритов бронз, полученных обычной отливкой в переплавленной бронзе 1 (табл. 5.1) формируются «недолегированные» дендриты с содержанием Fe 20% и Ni 5%, что не встречалось в этих бронзах при выплавке (литье). Для высоколегированной бронзы БрЖНКоА 23-8-3-1 (позиция 3, табл. 5.1) химический состав дендрита по всем элементам соответствует составу дендрита в отливке (таблица 4.14).

В тоже время в условиях быстрого охлаждения при аргоно-дуговом переплаве химический состав матрицы не зависит от степени легирования и остается постоянным во всех бронзах (табл. 5.1, пункт 1, 2, 3).

В процессе последующей закалки от 950 °С, 1 час в воде и старения при 450 °С в течении 2 часов дендриты бронз насыщаются Fe и Ni вследствие диффузии этих элементов из матрицы в дендрит (сравнить позиции 1, 2 с 4, 5 табл. 5.1).

Химический состав дендритов и матрицы в высоколегированной бронзе БрЖНКоА 23-8-3-1 в процессе термических обработок не изменился, точно также, как не меняется химический состав структурных составляющих этой бронзы в отливке (см. табл. 4.14). Таким образом термическая обработка для высоколегированных бронз не требуется, что принципиально, например, для упрочнения реальных изделий.

Коэффициент трения и интенсивность изнашивания (I) (рис. 5.4) коррелирует с химическим составом структурных составляющих переплавленных бронз и плотностью распределения дендритов.

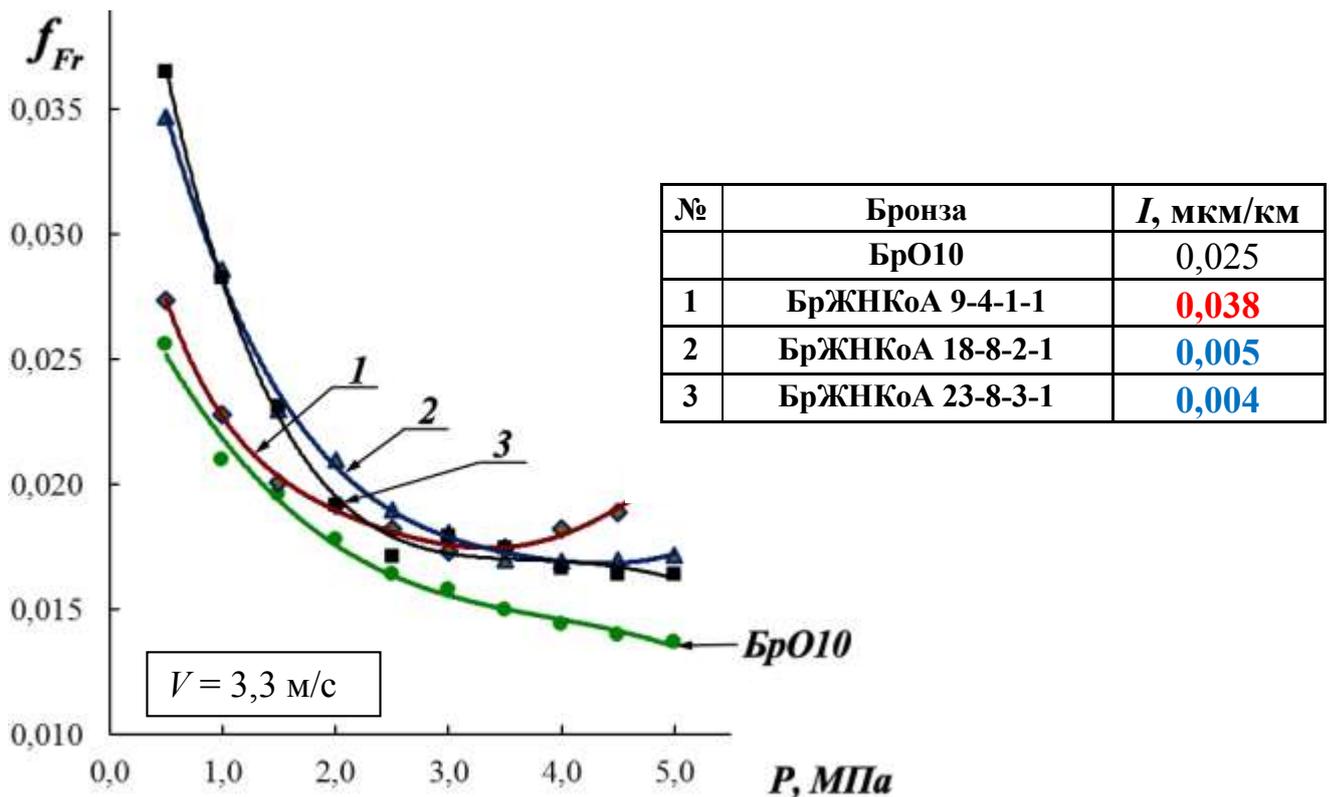


Рисунок 5.4 – Коэффициент трения и интенсивность изнашивания переплавленных бронз типа БрЖНКоА после закалки и старения:
1 - БрЖНКоА 9-4-1-1; 2 - БрЖНКоА 18-8-2-1; 3 - БрЖНКоА 23-8-3-1

Высокая интенсивность изнашивания и резкое увеличение коэффициента трения при давлении от 3,0 - 3,5 МПа (1 на рис. 5.4) обусловлено малым количеством дендритов (опорная поверхность при трении-скольжении) в переплавленном слое бронзы БрЖНКоА 9-4-1-1 (рис. 5.2). Интенсивность изнашивания бронз 2 и 3 (рис. 5.4) на порядок ниже интенсивности изнашивания этих же бронз в отливке и,

особенно, после термической обработки (см. табл. 4.29). Таким образом диспергирование структуры композитных бронз способствует снижению износа в узлах трения-скольжения при равных показателях коэффициента трения. Нами установлено, что наплавляемые или переплавляемые бронзы должны иметь соответствующий уровень легирования Fe не менее 12%.

5.2 Особенности структуры и трибологические свойства бронз БрЖНА 12-7-1 и БрЖНХК 12-7-5-1, полученных вакуумным литьем и аргоно-дуговым переплавом

Бронзы БрЖНА 12-7-1, армированные дендритами из мартенситно-старееющей стали и бронза БрЖНХК 12-7-5-1, армированная аустенитными нержавеющей дендритами после вакуумного литья и аргоно-дугового переплава сохраняют морфологию распределения высокодисперсных дендритов (см. рис. 5.5 и 5.6).

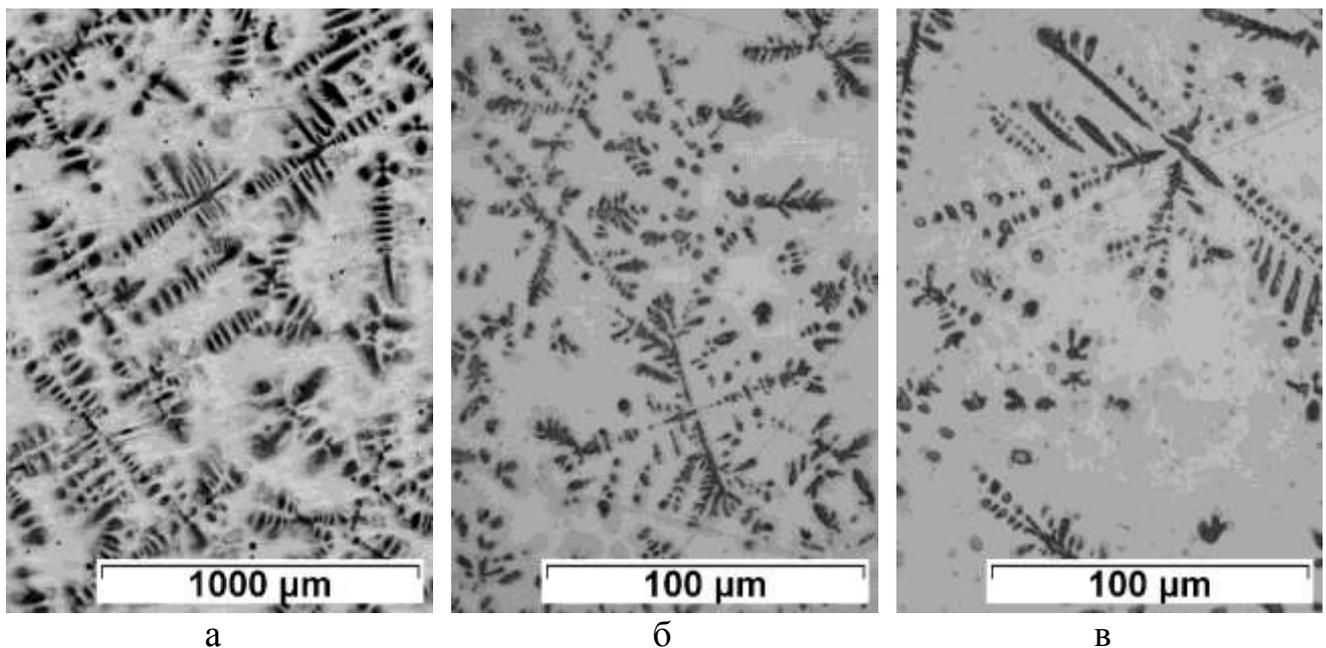


Рисунок 5.5 – Структура бронзы БрЖНА 12-7-1 в зависимости от способа получения: а - отливка; б - вакуумное литье; в - аргоно-дуговой переплав

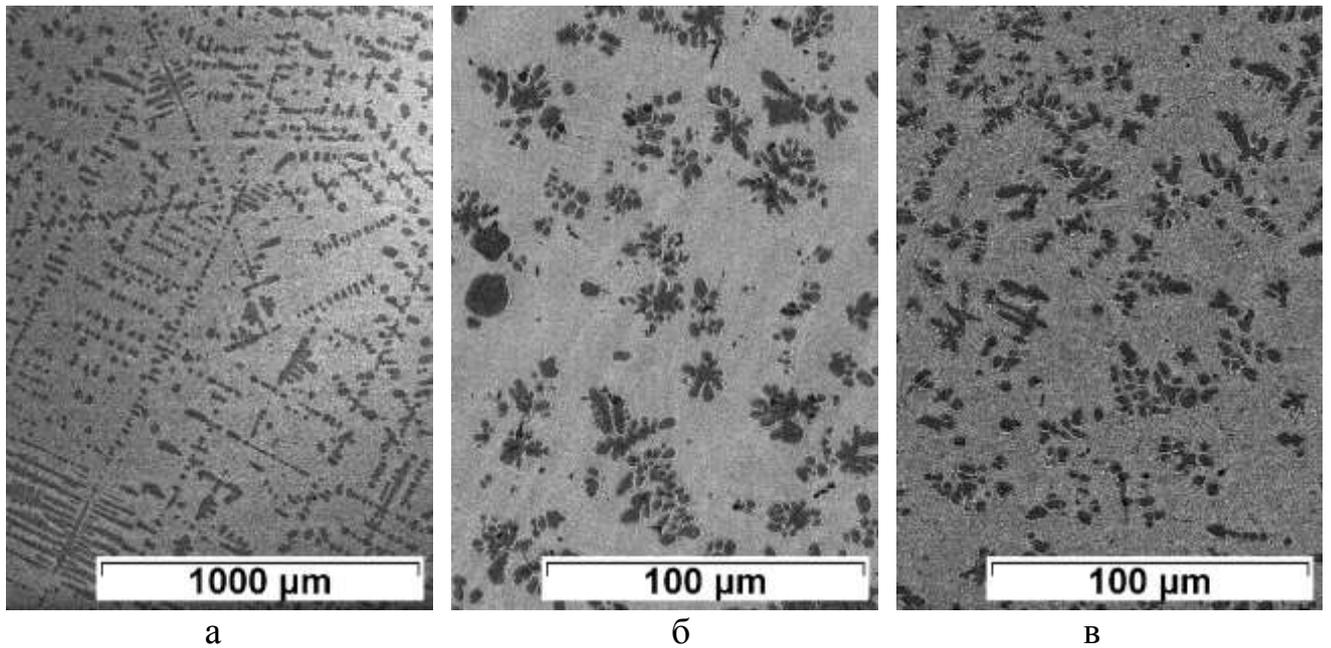


Рисунок 5.6 – Структура бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 в зависимости от способа получения: а - отливка; б - вакуумное литье; в - аргоно-дуговой переплав

На рисунках 5.5, 5.6 показана структура бронз БрЖНА 12-7-1 и БрЖНХК 12-7-5-1 в зависимости от технологии получения этой бронзы. Дисперсность дендритной составляющей существенно зависит от скорости охлаждения. Относительно малая скорость охлаждения (слиток 3 кг) 10-15 °С/мин формирует структуру, представленную на рисунках 5.5 а, 5.6 а. Отливка, полученная вакуумным литьем (технология получения стержневых отливок описана в главе 2, с) при скорости кристаллизации ≥ 700 °С/сек имеет дисперсность дендритов на порядок и более высокую, чем тигельная отливка (см. рис. 5.5 б, 5.6 б). Структура переплавленного (наплавленного) слоя бронз одного и того же состава не отличается от быстроохлажденной вакуумной отливки (см. рис. 5.5 в, 5.6 в).

При этом металл, полученный вакуумным литьем, не испытывает многократные термические циклы, характерные для многослойной наплавки, нет влияния основы, на которую производится наплавка, нет влияния квалификации исполнителя, и представляет собой «идеализированный наплавленный металл» к свойствам которого следует стремиться на практике. [125]

Химический состав дендритов бронз БрЖНА12-7-1 и БрЖНХК 12-7-5-1 при различном способе получения (вакуумное литье, переплав) изменяется не

существенно, при этом стальная часть дендрита соответствует мартенситно-стареей стали Н23Ю1 для БрЖНА 12-7-1 и аустенитной нержавеющей стали Х23Н14С1 для БрЖНХК 12-7-5-1 (табл. 5.2. и 5.3).

Таблица 5.2

Химический состав фаз в бронзе БрЖНА 12-7-1 и твердость в зависимости от способа получения

Вид литья	Область анализа	Среднее содержание хим. элемента, % вес				Твердость, НV
		Cu	Fe	Ni	Al	
отливка	дендрит	26,32	59,43	13,77	0,47	127
	матрица	85,89	6,90	6,23	0,98	
переплав	дендрит	24,52	55,99	18,55	0,95	107
	матрица	84,33	8,59	6,06	1,02	
вакуумное	дендрит	24,89	56,88	17,17	1,07	105
	матрица	85,46	8,07	5,41	1,06	

Таблица 5.3

Химический состав фаз в бронзе БрЖНХК 12-7-5-1 и твердость в зависимости от способа получения

Вид литья	Область анализа	Среднее содержание хим. элемента, % вес					Твердость, НV
		Cu	Fe	Ni	Cr	Si	
отливка	дендрит	8,13	56,73	15,98	16,58	2,57	79
	матрица	94,81	1,31	3,39	0,29	0,20	
переплав	дендрит	9,65	56,68	12,07	19,17	2,43	105
	матрица	90,08	3,34	4,50	1,15	0,75	
вакуумное	дендрит	9,70	54,17	13,04	21,44	1,65	108
	матрица	89,47	3,22	5,13	1,02	1,16	

Твердость бронзы БрЖНА 12-7-1 в высокодисперсном состоянии ниже на 20 НV чем у отливки (см. табл. 5.2), что аналогично твердости литых бронз в результате закалки [124]. Для бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 диспергирование структуры переплавом и вакуумным литьем (закалка из расплава) ведет к повышению твердости (см. табл. 5.3), что, по-видимому, обусловлено формированием силицидов Cr_3Si , Ni_2Si . [120, 121]

Из рисунка 5.7 (а) следует, что способы изготовления бронзы БрЖНА 12-7-1 практически не влияют на коэффициент трения при сравнимых параметрах испытания (P , V).

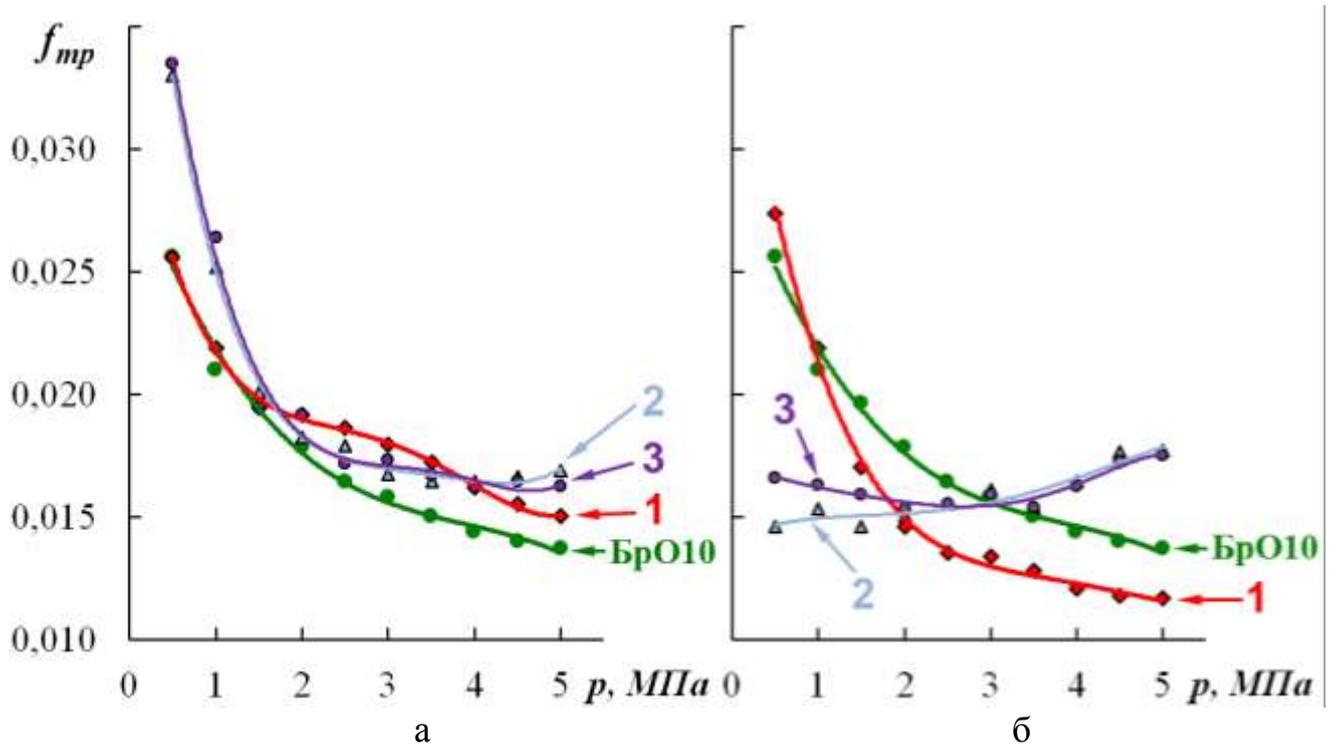


Рисунок 5.7 – Зависимость коэффициента трения от давления в зоне контакта для бронз БрЖНА 12-7-1 (а) и БрЖНХК 12-7-5-1 (б) полученных: 1 – литьем, 2 – вакуумным литьем, 3 – аргоно-дуговым переплавом

Для бронзы БрЖНХК 12-7-5-1, армированной нержавеющей дендритами в диспергированном состоянии характер зависимости коэффициента трения от давления в зоне контакта отличается от коэффициента трения в исходном литом состоянии, и при малых давлениях ≤ 3 МПа он минимален и не зависит от давления в зоне контакта, но с дальнейшим увеличением давления незначительно повышается с 0,016 при 3 МПа до 0,019 при 5 МПа (рис. 5.7 б). При этом способ получения этой бронзы как переплавом, так и вакуумным литьем не влияет на коэффициент трения.

Износостойкость - важный эксплуатационный параметр, обеспечивающий долговечность. Диспергированные вакуумным литьем и переплавом бронзы обеспечивает интенсивность изнашивания меньше в 5-10 раз по сравнению с интенсивностью изнашивания этих бронз в литом состоянии (табл. 5.4).

Трибологические свойства бронз БрЖНА 12-7-1 и БрЖНХК 12-7-5-1

	Сплав (способ получения)	$f_{тр}$, при $P=3$ МПа,	I , мкм/км
	БрО10 отливка	0,0158	0,025
1	БрЖНА 12-7-1 (отливка)	0,0179	0,025
2	БрЖНА 12-7-1 (вакуумное литье)	0,0173	0,002
3	БрЖНА 12-7-1 (переплав)	0,0173	0,007
1	БрЖНХК 12-7-5-1 (отливка)	0,0133	0,006
2	БрЖНХК 12-7-5-1 (вакуумное литье)	0,0161	0,001
3	БрЖНХК 12-7-5-1 (переплав)	0,0159	0,002

Представленные на рисунке 5.8 данные свидетельствуют о том, что повышение скорости скольжения практически не влияет на коэффициент трения при малых давлениях (до 1,5 МПа).

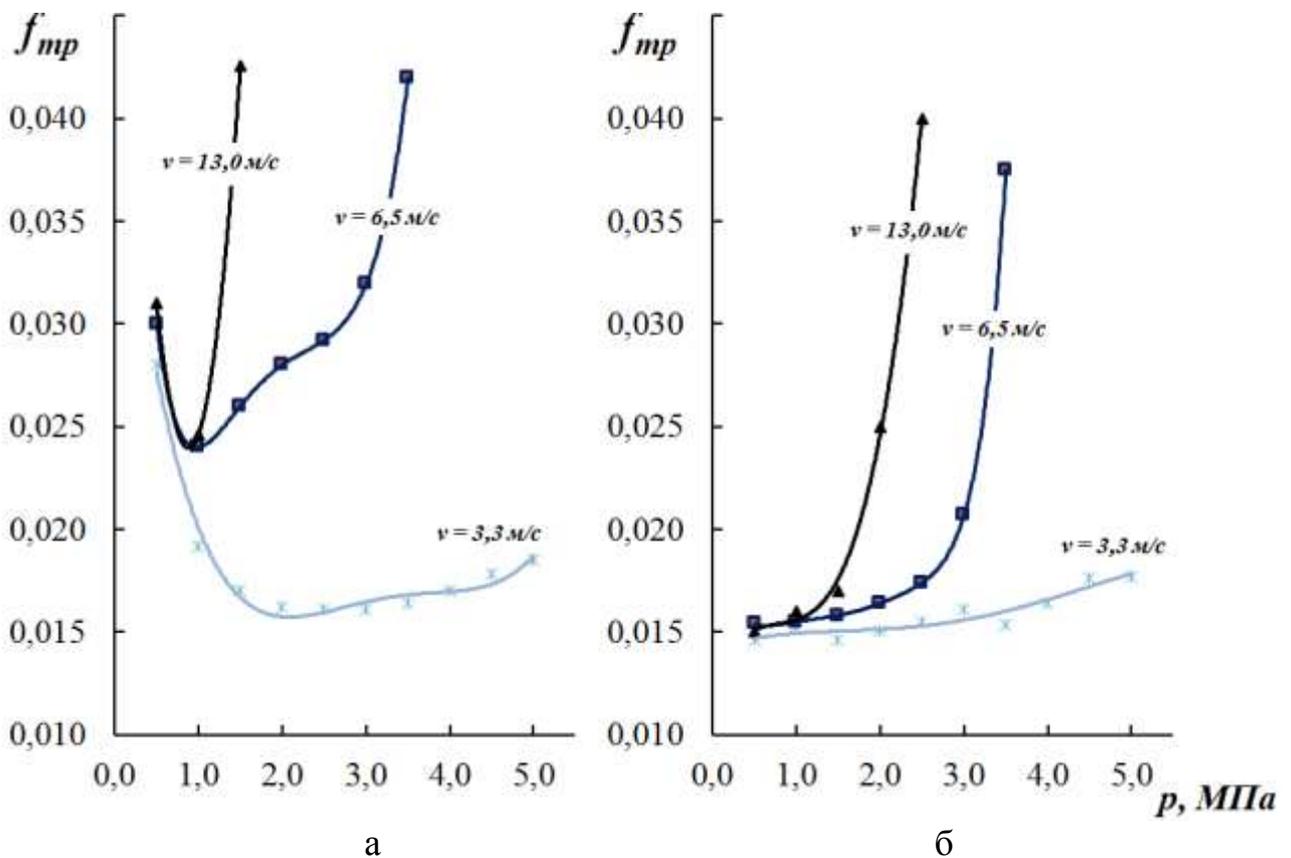


Рисунок 5.8 – Зависимость коэффициента трения бронз от давления при разных скоростях скольжения, полученных вакуумным литьем: а - БрЖНА 12-7-1; б - БрЖНХК 12-7-5-1

При увеличении давления в зоне контакта выше 1,5 МПа $f_{\text{тр}}$ резко возрастает при скорости скольжения 6,5 и скачкообразно возрастает при скорости скольжения 13,0 м/с.

Таким образом, оптимальный режим работы узла трения при использовании бронз БрЖНА 12-7-1 и БрЖНХК 12-7-5-1 с диспергированной структурой будет соответствовать скорости скольжения 3,3 м/с на всем нагрузочном диапазоне. Для бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 допустима скорость скольжения 6,5 м/с при давлениях до 3 МПа.

На базе выполненных исследований для предприятия ООО «НТП ТСП» на АО «Полема» из бронзы БрЖНХК 12-7-5-1 способом распыления расплава азотом был изготовлен порошок, фракции 40-100 мкм в количестве 60 кг. Этим порошком на АО «Уральский турбинный завод» было произведено напыление антифрикционного слоя толщиной 1,8-2,0 мм на четырех комплектах поворотных колец управляющей диафрагмы турбины (см. акт промышленного применения композитной бронзы БрЖНХК 12-7-5-1, приложение А).

5.3 Наплавка бронзы БрЖНА 12-7-1 на оловосодержащую бронзу, чугунную и стальную основы

5.3.1 Особенности структуры, формирующиеся при наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на бронзу БрЖНОА 12-7-2-1

При аргоно-дуговой наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 (электрод диаметром 3 мм, полученный вакуумным литьем) на бронзу состава БрЖНОА 12-7-2-1 (олово 2%) формируется переходная зона (см. рисунок 5.9). Структурные составляющие наплавки более дисперсные, чем отливке, а морфология дендритов в обоих случаях аналогична (рис. 5.9 а, б). На рис. 5.9 г показан «растворяющийся дендрит» находящийся в зоне термического влияния. Центральная часть дендрита по химическому составу (зона 5 на рис. 5.9 г) соответствует аналогичным дендритам и представляет собой, в данном случае, мартенситно-стареющую сталь близкую к

стали Н18Ю. Зона 3 (на рис. 5.9 г) – это «частично растворившийся в матрице дендрит». Если бы охлаждение данного объекта было как у отливки, то согласно ранее проанализированным данным Fe и Ni из зон 2 и 3 (на рис. 5.9 г) снова бы диффундировали на поверхность дендрита, но этого не произошло из-за высокой скорости охлаждения данного образца.

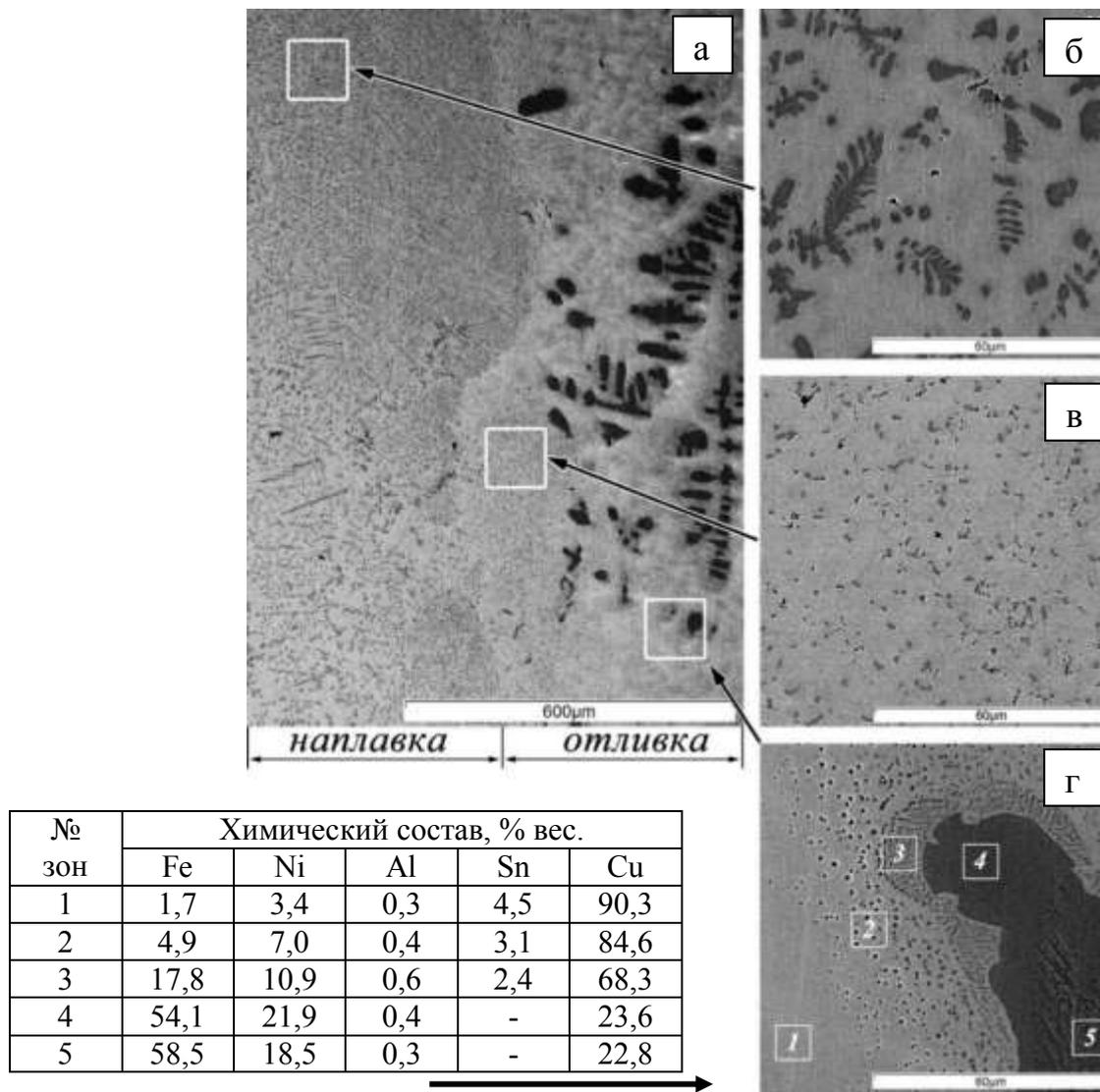


Рисунок 5.9 – Структура в зоне сплавления при наплавке аргоно-дуговым способом бронзы БрЖНА 12-7-1 на бронзу БрЖНОА 12-7-2-1

Таким образом, на рисунке 5.9 г видны этапы растворяющегося дендрита в зоне термического влияния. В результате расплавления при наплавке на бронзу БрЖНОА 12-7-2-1 ($t \geq 1100$ °С) дендрит постепенно растворяется и вдоль контура дендрита формируется обогащенная железом зона, содержащая 18 % Fe (зона 3,

рис. 5.9 г), в которой при последующей кристаллизации выделяются дисперсные частицы, основой которых является Fe, размером $< 0,3$ мкм. [127]

Вблизи линии сплавления (рис 5.9 в) дендриты отсутствуют, они растворились полностью, а на расстоянии 200-300 мкм от линии сплавления поверхностная часть дендрита растворилась частично (зона 3, рис. 5.8 г), при этом сформировались округлые частицы (0,3 мкм) соответствующие составу дендрита.

Распределение легирующих элементов в зоне линии сплавления представлено на рис. 5.10. Можно отметить, что олово из поверхностного слоя заготовки диффундирует в наплавленный металл. Дефектов усадочного происхождения и трещин на данной наплавке толщиной 10 мм на поверхность отливки 50x100 мм и толщиной 30 мм не обнаружено.

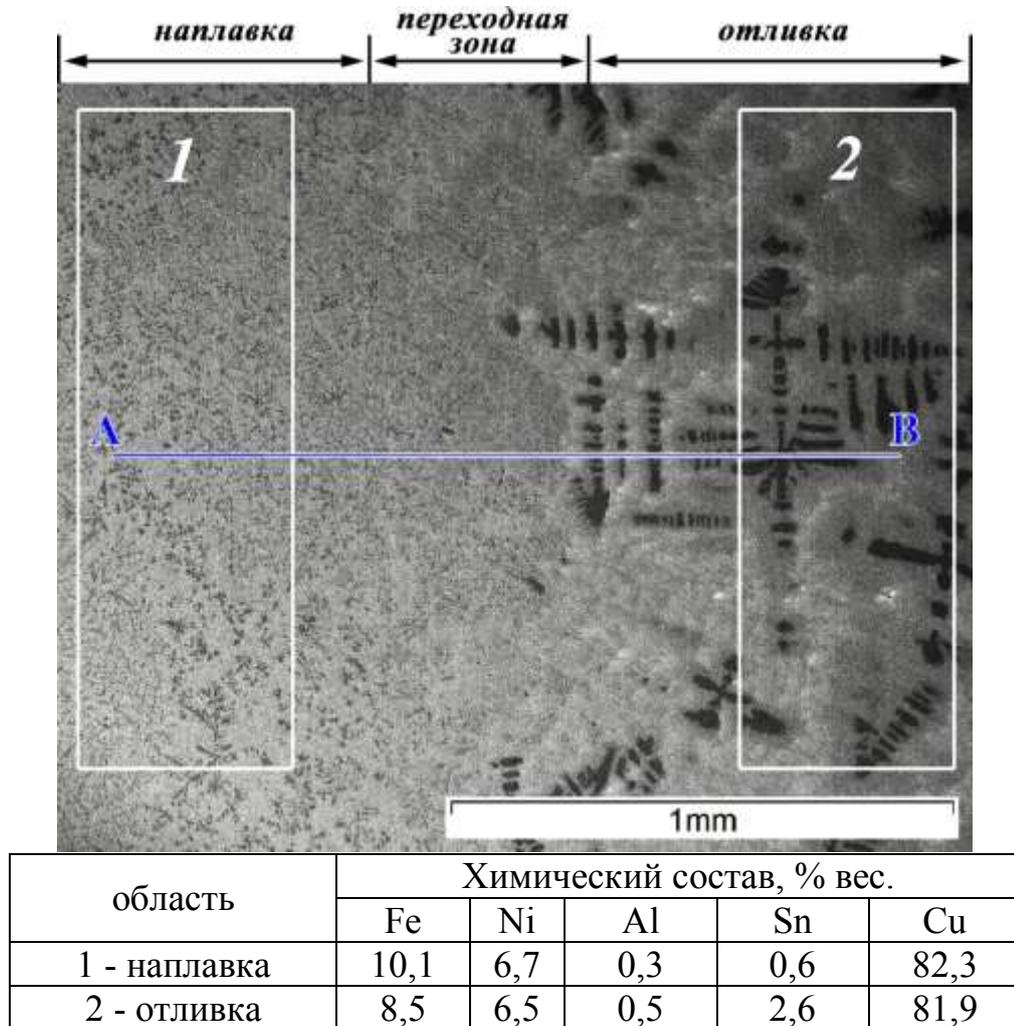


Рисунок 5.10 – Структура и распределение легирующих элементов в зоне аргонодуговой наплавки бронзы БрЖНА 12-7-1 на бронзу БрЖНОА 12-7-2-1.

5.3.2 Особенность структуры, формирующиеся при наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на серый чугун марки СЧ-28

Наплавка произведена на цилиндрическую заготовку \varnothing 45 мм из серого чугуна СЧ-28. В среде аргона наплавлен слой бронзы БрЖНА 12-7-1 толщиной 3 мм на длине цилиндра 50 мм в 2 слоя.

На рисунке 5.11 представлена структура наплавленной зоны, включая переходную зону чугун-бронза.

При сварке, наплавке разнородных материалов «проблемным» местом являются переходные зоны. В нашем случае это зона 1 (рис. 5.11), где чугун сопрягается с бронзой. Локальный химический анализ этой зоны показывает: в области «чугунной» части участки, обогащенные медью (зона 2, уч. 2, см. рис. 5.11, продолжение), а в прилегающей зоне бронзовой наплавки участки 3 и 6 (см. рис. 5.11, продолжение, зона 2) – участки стали типа H13C1, обогащенные кремнием.

Микротвердость переходной зоны 500, 580 HV₅₀ свидетельствует о полном отсутствии «отбела». Химический состав зоны 1 (см. рис. 5.11, продолжение) свидетельствует о том, что эта переходная зона последовательно насыщается компонентами наплавляемой бронзы, то есть, никелем и медью, а содержание кремния уменьшается.

Структура этой зоны позволяет полагать, что в начальный период кристаллизации она формируется как белый чугун (подобная белому чугуну морфология), но наличие сильных графитизаторов Ni, Cu и Al, «переходящих» из бронзы в зону переплава, трансформирует её в серый чугун, а морфология строения белого чугуна частично сохраняется.

Кремний из чугуна диффундирует в наплавку и концентрируется только в стальных включениях, а в бронзовой матрице его нет, что обусловлено незначительной растворимостью его в меди. Основной особенностью структуры наплавки является то, что в ней не формируются железные дендриты. Надо полагать, что и углерода в бронзовой части наплавки нет, так как Cu, Ni, Al, являются графитизаторами и не растворяют углерод.

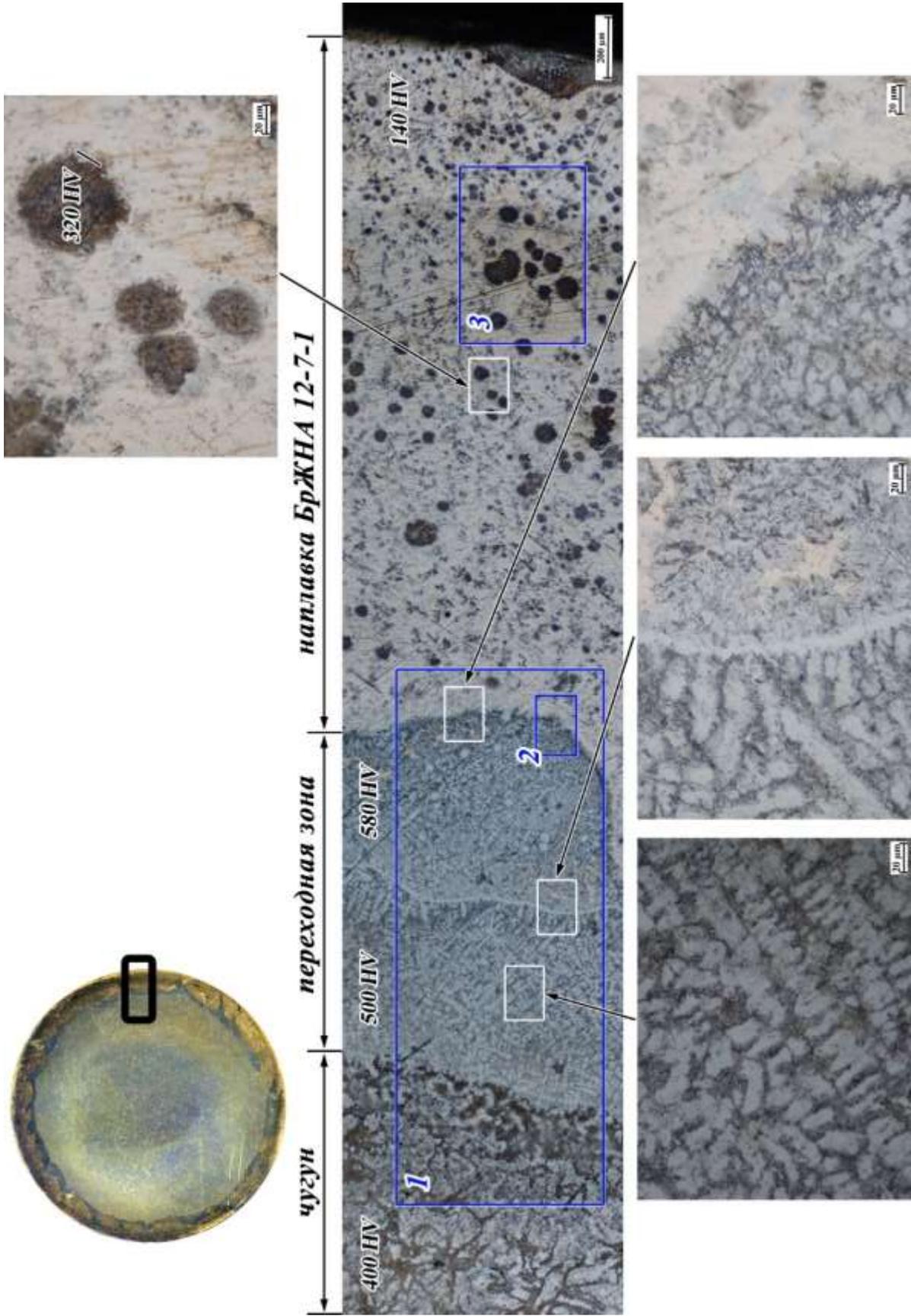


Рисунок 5.11 – Структуры и твердость зон, полученных при наплавке БрЖНА 12-7-1 на чугун с обозначением участков химического анализа (синий цвет)

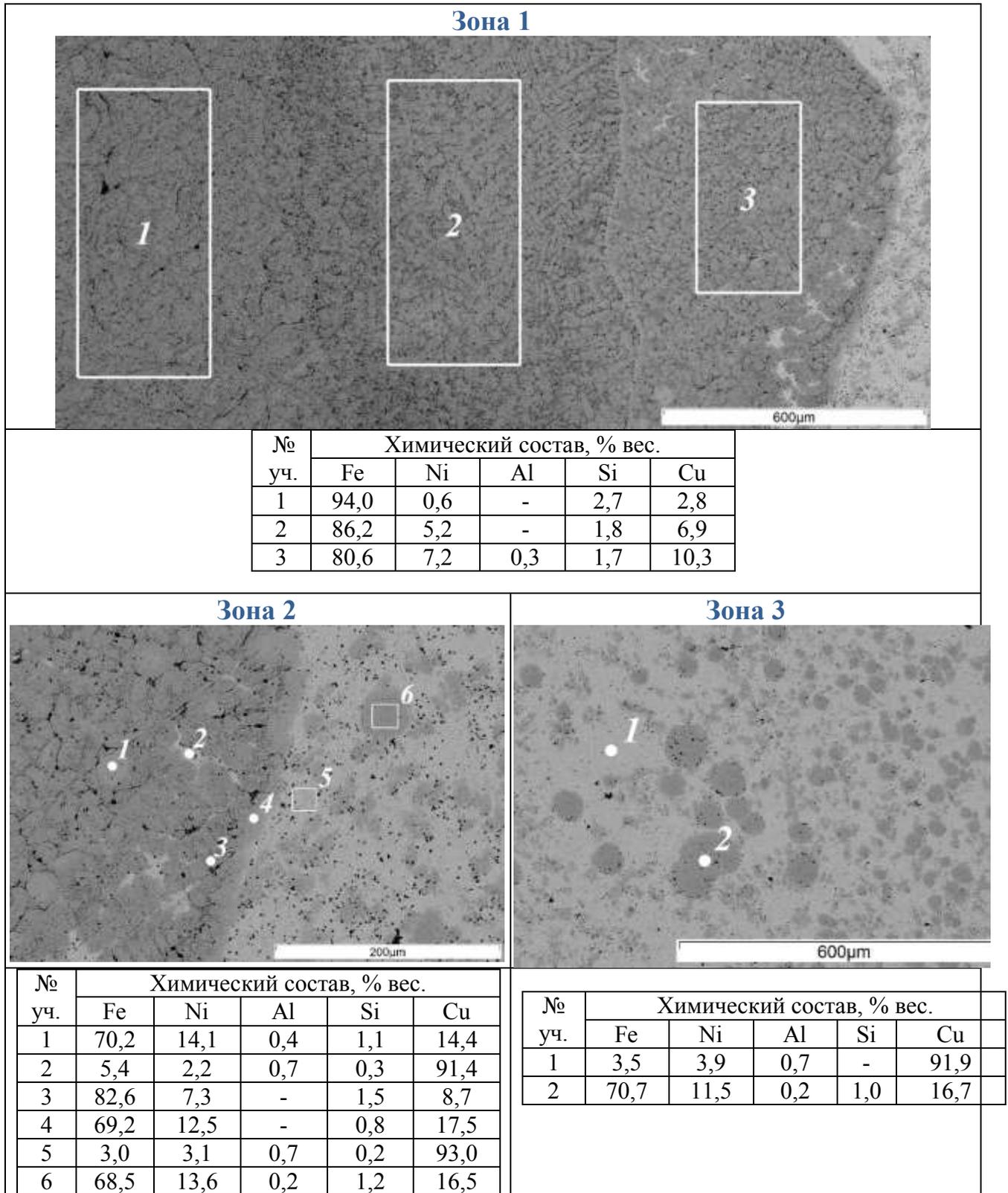


Рисунок 5.11 Структуры и твердость зон, полученных при наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на чугун с обозначением участков химического анализа (синий цвет)

Такое строение и химический состав, со всех точек зрения не представляет никакой опасности для работоспособности этой части сварного соединения. Рассматривая зону 3, рис. 5.11 следует отметить, что дендриты не формируются, железо находится в компактной глобулярной форме, а причина этого, по нашему мнению, может быть связана с наличием кремния (1 %), в них.

5.3.3 Особенности структуры и трибологические свойства покрытия, формирующиеся при наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на сталь

По патенту на полезную модель [128] были изготовлены порошковые проволоки диаметром 1,2 мм (в медной оболочке, толщиной 0,22 мм, распределены частицы Fe, Ni, Al). Распределение частиц и толщина медной оболочки (в поперечном сечении) выбирались из расчета получить после наплавки бронзу, которая соответствует по химическому составу бронзе БрЖНА 12-7-1 [129-131]. Химический анализ наплавленного в аргоне металла такой проволокой выполнен в Уральском институте металлов. Результат весовых % приведен в таблице 5.5.

Таблица 5.5

Общий химический состав наплавленного покрытия

№	Элемент	%, вес.
1	Медь	74,4
2	Железо	14,2
3	Никель	8,98
4	Алюминий	1,36

Порошковой проволокой была произведена наплавка толщиной 2,5-3,5 мм в аргоне на стальное основание, без применения подслоя и промежуточных покрытий. Наплавка произведена в полуавтоматическом режиме: сварочный ток 120А, напряжение на дуге 20В. Защитный газ аргон, расход 15 л/мин.

Наплавленный слой имеет дендритную структуру, состоящую из матрицы на основе твердого раствора легирующих элементов в меди и упрочняющих фаз

(дендритов), обогащенных легирующими элементами. Микроструктура наплавленного слоя представлена на рисунке 5.12.

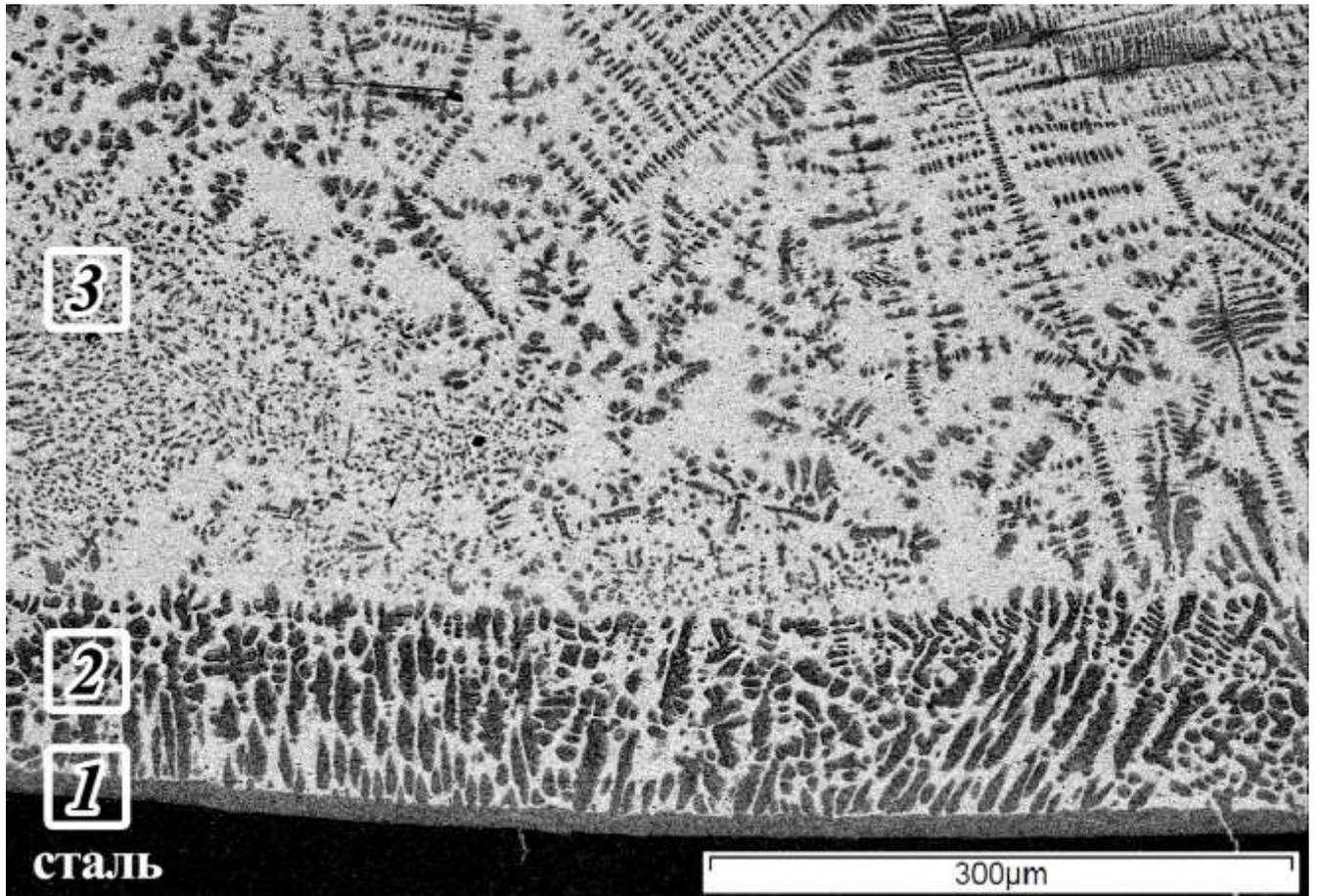


Рисунок 5.12 – Микроструктура наплавленного слоя бронзы БрЖНА 12-7-1 на стальное основание

В наплавленном металле можно различить три характерные области. Химический состав областей представлен в таблице 5.6.

Таблица 5.6

Химический состав областей наплавки бронзы на рис. 5.12

Область анализа	Среднее содержание хим. элемента, % вес			
	Cu	Fe	Ni	Al
Область 1	14,99	75,69	8,49	0,83
Область 2	46,57	44,35	7,91	1,17
Область 3	75,96	16,09	6,43	1,53

Область 1, переходная зона между наплавкой и сталью, характеризуется постоянной толщиной, около 20 мкм по всей длине наплавки. Область 2 – переходная область, шириной 100-150 мкм, характеризующаяся высокой плотностью дендритов. Область 3 – область наплавленного покрытия бронзы.

Микроструктура области 1 и дендритов в области 2 (рис. 5.12) представлена на рисунке 5.13.

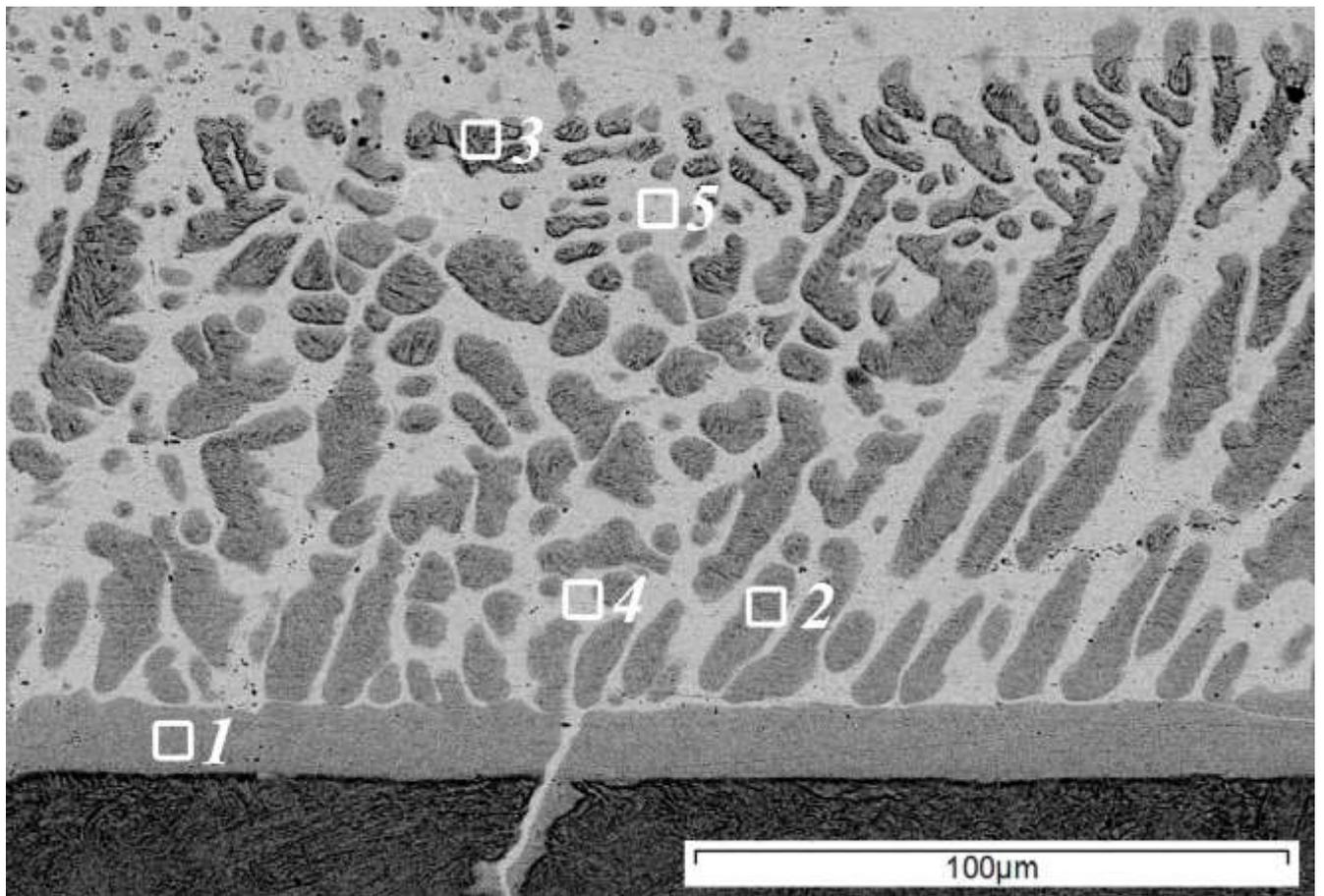


Рисунок 5.13 – Микроструктура переходной области наплавки бронзы
БрЖНА 12-7-1 на сталь

Область 1, от которой начинается кристаллизация дендритов (рисунках 5.12 и 5.13) представляет собой псевдо-твердый раствор в железе элементов сплава. Содержание железа в дендритах уменьшается в направлении от стальной основы, а содержания Ni и Cu увеличивается (см. табл. 5.7). В области 2 дендриты ориентированы в направлении кристаллизации.

Локальный химический состав структурных составляющих на рисунке 5.13

Зона анализа		Среднее содержание хим. элемента, % вес			
		Cu	Fe	Ni	Al
1	переходная область	14,99	75,69	8,49	0,83
2	дендрит	15,75	75,15	8,46	0,64
3	дендрит	18,64	68,52	12,01	0,83
4	матрица	84,40	8,56	5,57	1,50
5	матрица	84,33	8,09	6,06	1,52

При наплавке бронзы на стальную основу в ней могут образовываться «трещины, заполненные матричным составом» данной бронзы (см. рис. 5.13), такие «трещины» характерны при наплавке электро-дуговым способом меди и медных сплавов на сталь. [104, 105]

На расстоянии от 150 мкм и далее от стальной основы структура, область 3 (рис. 5.12), по морфологии (см. рис. 5.5, б, в) и химическому составу структурных составляющих (табл. 5.2 и 5.8) не отличающихся от структуры бронзы БрЖНА 12-7-1 в переплавленном состоянии или полученном методом вакуумного литья. Таким образом, область перемешивания наплавляемой бронзы и стали составляет всего 150-170 мкм. Это означает, что даже при однослойной наплавке на рабочей поверхности мы получаем бронзу соответствующему наплавляемому составу.

Таблица 5.8

Химический состав структурных составляющих при наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 порошковой проволокой на сталь (область 3, рис. 5.12)

Фаза	Среднее содержание хим. элемента, % вес			
	Cu	Fe	Ni	Al
дендрит	24,52	55,79	18,55	1,15
матрица	85,46	7,37	5,41	1,76

Применение бронзы БрЖНА 12-7-1 при наплавке на стальную основу может проводиться без использования различных подслоев и наплавов в несколько слоев,

обеспечивающих, при использовании распространенных технологий наплавки, химическое соответствие наплавленного слоя наплавляемой бронзе.

Коэффициент трения наплавленного слоя бронзы БрЖНА 12-7-1 порошковой проволокой (рисунок 5.14) соответствует коэффициенту трения бронзы БрЖНА 12-7-1 (рисунок 5.6, а) в диспергированном состоянии (переплав, вакуумное литье). Интенсивность изнашивания такого покрытия составляет 0,012 мкм/км, что в два раза ниже чем у бронзы БрО10, но несколько выше, чем у бронзы БрЖНА 12-7-1 в состоянии вакуумного литья и переплава.

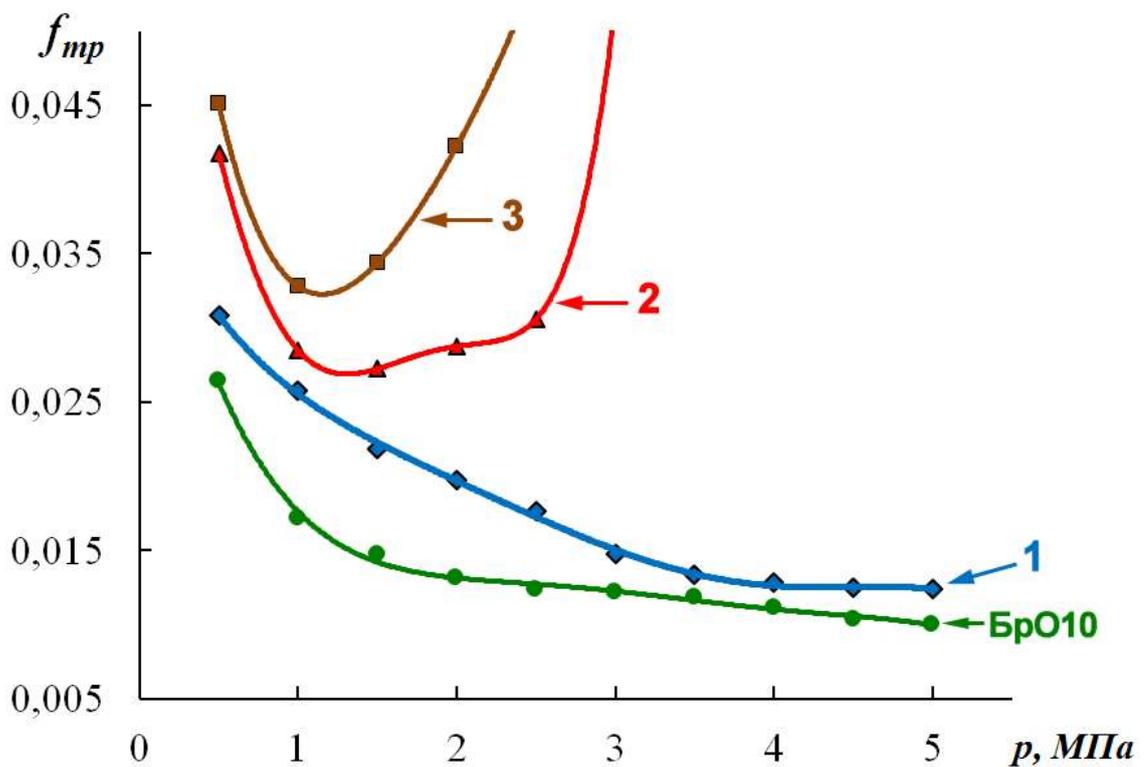


Рисунок 5.14 – Зависимость коэффициента трения от давления в зоне контакта наплавков на сталь:

1 – бронза БрЖНА 12-7-1; 2 – бронза DT-CuAl8; 3 – бронза БрКМц 3-1

Для сравнения на графике представлены коэффициенты трения наплавленных слоев бронзами БрКМц 3-1 и DT-CuAl8, которые широко применяются в качестве наплавочных антифрикционных покрытий. Начало схватывания с поверхностью контртела происходит для бронзы БрКМц 3-1 при давлении 2,5 МПа и при 3,0 МПа для алюминиевой бронзы. Интенсивность

изнашивания у этих покрытий – 0,032 мкм/км для бронзы БрКМц 3-1 и 0,015 мкм/км для алюминиевой бронзы.

На базе выполненных исследований предприятием ПАО "Уралмашзавод" в 2021-2022 году внедрить в производство подшипников скольжения эксцентрикового узла дробилок применение наплавки бронзы вида БрЖНА 12-7-1 в качестве антифрикционных покрытий вместо существующих баббитовых покрытий (Приложение Б).

5.4 Механические свойства исследуемых бронз

Показатели механических свойств, определенные при одноосном растяжении шести составов экспериментальных бронз представлены в таблице 5.9. Эти бронзы отличаются разным содержанием в них железа, которое формирует дендриты; кобальта, предназначенного для активации дисперсионного упрочнения дендритов и олова – для упрочнения матрицы.

Общие тенденции формирования механических свойств таковы: с увеличением в бронзах железа, то есть объема дендритной составляющей, возрастает предел текучести со 153 до 328 Мпа, предел прочности с 372 до 473 МПа, а пластические характеристики ψ и δ % уменьшаются. При этом следует отметить, что уже в литом состоянии без термической обработки показатели ψ и δ % вполне удовлетворительны и в разы превышают таковые для бронзы БрО10 (прототип). Закалка исследуемых бронз (например, см. №3 табл. 5.9) может существенно повышать пластичность, а старение во всех случаях снижает эти показатели, что коррелирует с изменениями химического состава и микротвердости матрицы и дендритов при термических обработках (см. глава 4, раздел 4.2).

Механические свойства экспериментальных бронз в зависимости от их состава и термической обработки

№	Состав бронз	Режимы обработки слитков	Механические свойства					Характерная структура
			$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	ψ , %	δ , %	δ_p , %	
1	БрО10	нет	170	215	10-14	3-10	-	
2	БрЖНКоА 9-4-1-1	нет	153	372	42,0	25,0	14,1	
		закалка	148	311	37,8	26,2	18,3	
		зак.+ стар.	136	264	14,5	6,6	5,3	
3	БрЖНКоА 18-8-2-1	нет	328	473	8,4	6,1	3,8	
		закалка	185	338	25,6	21,3	12,5	
		зак.+ стар.	208	482	16,8	14,4	11,8	
4	БрЖНА 12-7-1	нет	170	364	42,8	38,2	20,3	
		закалка	147	300	69,5	66,9	34,2	
		зак.+ стар.	149	301	39,4	51,4	39,3	
5	БрЖНОА 12-7-2-1	нет	246	336	10,1	1,2	2,0	
		закалка	200	252	5,5	1,1	2,1	
		зак.+ стар.	200	228	0,5	1,0	2,4	
Отливка, полученная методом вакуумного всасывания в кварцевую трубку $V_{\text{охлаждения}} 700 \text{ }^\circ\text{C/сек.}$ (вакуумное литье)								
6	БрЖНА 12-7-1	нет	220	295	38,5	16,0	6,4	
		старение	238	322	35,5	11,1	5,5	
7	БрЖНОА 12-7-2-1	нет	208	220	18,4	6,7	4,1	
		старение	240	329	7,6	2,6	0,6	
8	БрЖНХА 12-9-3-1	нет	216	321	34,4	11,2	5,5	
		закалка	188	228	19,6	4,2	1,7	
		обработка холодом	212	292	20,8	7,6	3,7	
9	БрЖНХК 12-7-5-1	нет	173	288	14,1	16,9	-	
		закалка	152	242	10,0	9,3	-	

Примечание: Режимы термической обработки: 1) Закалка – от 950 °С, 1 час, вода; 2) Старение – при 450 °С, 2 часа.

Уменьшение прочности всех бронз (отливок) в результате закалки обусловлено, по нашему мнению, растворением интерметаллидов типа FeAl, Fe₃Al которые присутствуют в дендритной составляющей отливки. Оценить процесс растворения интерметаллидов типа FeAl, в процессе нагрева под закалку 950 °С, 1 час, металлографическим методом нам не удалось вследствие их высокой дисперсности. Повышение прочности после закалки и старения обусловлено выделением других интерметаллидов – Ni₃Al и только в дендритах; матрица при этом несколько разупрочняется (см. глава 4, раздел 4.2). [112]

Кобальт, в количестве 1-2 % активизирует дисперсионное упрочнение дендритной составляющей ($\Delta HV = 380$ ед.), прочность при этом возрастает, однако, пластичность снижается, что характерно для мартенситностареющих сталей, коими и является дендритная компонента в исследуемых бронзах.

Бронза БрЖНА 12-7-1, среди всех рассматриваемых в работе бронз, обладает лучшими пластическими свойствами. Обращает на себя внимание высокое равномерное удлинение δ_r %, которое возрастает после закалки и старения. Причину этого следует рассматривать отдельно.

Стержневые отливки (№ 6 - 9, табл. 5.9), полученные методом вакуумного всасывания (вакуумное литье) формировались при высокой скорости кристаллизации и охлаждения ≥ 700 °C/сек [130]. Такая скорость охлаждения сопоставима с охлаждением соответствующих наплавов и сварных соединений. Дисперсность дендритов в данных стержневых отливках диаметром 7 мм выше чем в слитках весом 3 кг в 25-30 раз (см. рис. 5.5 и 5.6). Таким образом по отмеченным параметрам можно считать, что использованный способ получения стержневых отливок экспериментально моделирует наплавленный металл [125], на котором мы и определяли механические свойства. Об этом свидетельствует химическая и структурная идентичность стержневой отливки и наплавки того же состава (см. рис. 5.5 и 5.6). В целом вакуумное литье, формируя ультрадисперсную структуру дендритов, увеличивает предел текучести в 1,5 раза по сравнению с соответствующими отливками (табл. 5.9).

Сравнивая бронзу БрЖНА 12-7-1 (слиток, поз. № 4, табл. 5.9) и БрЖНА 12-7-1 (стержень, поз. № 6, табл. 5.9) можно отметить, что у стержня предел текучести выше на 45 % при равной прочности, показатель ψ % - сопоставим, а у бронзы, содержащей олово (БрЖНОА 12-7-2-1) при таких же показателях прочности пластичность более чем в 2 раза ниже. Можно утверждать, что добавление олова в составы композитных бронз не благоприятно влияет на их пластические свойства, и применять олово в этих бронзах нецелесообразно.

Тип стальной основы дендрита - аустенитный для бронзы БрЖНХА 12-9-3-1 и аустенитно-нержавеющий в бронзе БрЖНХК 12-7-5-1 практически не влияет на прочностные и пластические свойства вакуумных отливок (поз. № 8, 9, табл. 5.9).

Что касается ударной вязкости, то предварительные исследования показывают, что значения КСЧ как для слитков без термической обработки, так и после закалки и старения достаточно высоки и находятся в диапазоне 70 - 163 Дж/см².

Таким образом, с точки зрения механических свойств, наилучшим составом из исследуемой группы композитных бронз следует считать, содержащую:

11,0-13,0 % Fe; 6,5-7,5 % Ni и 0,7-1,2 % Al (бронзу БрЖНА 12-7-1) как для отливок (слитков), так и для сварки, наплавки. Механические свойства такой бронзы существенно выше, чем у распространенной бронзы БрО10: по прочности на 30-50 %, по пластичности в 2-3 раза.

5.5 Выводы по пятой главе

1. Плотность дендритов в композитных бронзах переплавленных аргонодуговым способом, пропорционально количеству Fe в композитных бронзах. Дисперсность дендритов в наплавках высока ($h \leq 1$ мкм), а в соответствующих отливках ($h > 30$ мкм). Это характерно для всех исследованных композитных бронз.

2. При наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на стальную основу формируются две переходные зоны: первая зона, толщиной 20-25 мкм состоит из твердого раствора 88% Fe и 12% Ni, а медь присутствует в свободном ультрадисперсном состоянии и вторая зона толщиной 100-150 мкм включает дендриты с высоким (до 75%) содержанием железа. Третья зона – зона основной наплавки, по морфологии и химическому составу фаз в ней практически не отличается от бронзы БрЖНА 12-7-1- полученной вакуумным литьем и переплавом.

3. При наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на чугун СЧ-24 в переходной зоне не формируются области «отбела» по причине перехода графитизаторов Cu, Ni, Al в

переплавленную область чугуна, что перспективно для использования этих бронз при восстановительной наплавке, сварки чугунов.

4. В вакуумных отливках ($V_{кр} \geq 700$ °С) морфология и дисперсность дендритов идентичны наплавленному металлу. Вакуумные отливки (\varnothing 3-7 мм) моделируют структуру и свойства наплавленного металла, который не испытывает многократные термические циклы, характерные для многослойной наплавки, нет влияния основы, на которую производится наплавка, нет влияния квалификации исполнителя, влияние кислорода.

5. Во всех бронзах (с содержанием Fe $\geq 12\%$) высокая дисперсность дендритов существенно, в 5-10 раз, повышает износостойкость в сравнении с соответствующими отливками. При содержании в композитных бронзах железа $< 12\%$ полноценные дендриты не формируются, а комплекс служебных свойств таких бронз – неудовлетворителен. Поэтому для сохранения высоких трибологических свойств наплавливаемые или переплавляемые бронзы должны содержать не менее 12% Fe.

6. Механические свойства исследованных бронз определяются классом стали стального дендрита, дисперсностью структуры и режимами термической обработки. Наилучшим сочетанием прочностных и пластических свойств обладает бронза БрЖНА 12-7-1 как в отливке весом 3 кг ($\sigma_{0,2} = 170$ МПа, $\sigma_B = 364$ МПа, $\psi = 43\%$, $\delta = 38\%$), так и в вакуумной отливке диаметром 7 мм (диспергированное состояние $\sigma_{0,2} = 220$ МПа, $\sigma_B = 295$ МПа, $\psi = 39\%$, $\delta = 16\%$). Наличие олова в композитных бронзах негативно (в целом) влияет на весь комплекс свойств, по причине формирования хрупких интерметаллидов типа Cu_3Sn . Использование олова в подобных сплавах нецелесообразно.

7. Оптимальным комплексом механических и служебных свойств обладает бронза БрЖНХК 12-7-5-1. Износостойкость этой бронзы наивысшая и составляет 0,001 мкм/км, что более чем на порядок выше, чем у широкоприменяемой бронзы БрО10, именно композитную бронзу, армированную аустенитными нержавеющей дендритами целесообразно применять в виде плазменного напыления, наплавки в первую очередь.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучение возможностей улучшения морфологии частиц интерметаллидной фазы Cu_3Sn в классической бронзе БрО10 путем легирования ее Ni, Co не привело к позитивным результатам. При этом на базе известных данных сформировалось представление о том, что в качестве опорной поверхности при трении скольжении хрупкие интерметаллиды можно и следует заменить на стальные дендриты, свойствами которых можно управлять в широких пределах.

По результатам экспериментальных исследований, выполненных в рамках работы можно сделать следующие основные выводы:

1. Разработан базовый вариант композитной бронзы БрЖН 12-7 в котором матрица представляет собой бронзу БрЖН 5-4, а дендрит – сталь мартенситного класса 0Н23. Дополнительное легирование базового варианта бронзы алюминием 1% переводит дендрит в мартенситно-стареющую сталь 0Н23Ю1. При увеличении содержания в бронзе никеля до 9% и хрома до 3% дендриты представляют собой сталь аустенитного класса 0Н26Х9Ю, а матрица бронзу БрНЖХА 3-2-1-1.

2. Исследовано влияние Fe (9-28%), Ni (4-9%), Co (до 2%) на количество дендритной фазы (16-43%), на интенсивность упрочнения при старении дендритов. При наличии Co твердость дендритов после старения достигает 511 HV, что выше твердости интерметаллида $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ на 110 ед. HV (БрО10). Дендриты состоят из стальных фрагментов, разделенных оболочкой матричного состава или пластинами $h = 0,05$ мкм, которые после термической обработки глобулизируются $d = 0,3$ мкм. Количество матричной фазы в дендритах может достигать 16%.

3. Установлено, что наилучшим сочетанием прочностных и пластических свойств обладает бронза БрЖНА 12-7-1 в отливке ($\sigma_{0,2} = 170$ МПа, $\sigma_B = 364$ МПа, $\psi = 43\%$, $\delta = 38\%$), важно, что для получения этих свойств не требуется термическая обработка. При повышении скорости кристаллизации (переплав, наплавка, вакуумное литье) показатели прочности ($\sigma_{0,2} = 220$ МПа, $\sigma_B = 295$ МПа, $\psi = 39\%$, $\delta = 16\%$) у всех исследованных нами бронз выше на 30-50% по сравнению с БрО10, при высокой пластичности.

4. Определен состав бронзы (БрЖНХК 12-7-5-1), дендриты в которой представляют собой аустенитную нержавеющую сталь 0X17H17C3. Эта бронза обладает наилучшими, среди исследованных, трибологическими свойствами. Композитная бронза БрЖНХК 12-7-5-1 имеет износостойкость в отливке 0,006 мкм/км, а бронза БрО10 (прототип) – 0,025 мкм/км. В данном случае в качестве опорной поверхности работает не собственно нержавеющая сталь дендрита, а самовосстанавливающиеся окислы типа $(Fe,Cr)_3O_2$, покрывающие эту сталь, не склонные к адгезионному взаимодействию в условиях трения со смазкой с контртелом (сталь ШХ15, HRC 45).

5. При наплавке бронзы БрЖНА 12-7-1 на сталь 20 формируются переходные зоны, обеспечивающие качественное адгезионно взаимодействие наплавленного слоя с основой. А заданный химический состав формируется уже на поверхности первого слоя наплавки. При наплавке на чугун СЧ28 бронзы БрЖНА 12-7-1 «отбела» в зонах термического влияния не происходит – результат графитизирующего влияния Ni, Cu. Это предопределяет повышенную технологичность применения этой бронзы при наплавке.

6. Интенсивность изнашивания композитных бронз в наплавленном состоянии в 5-10 раз ниже, чем у соответствующих отливок.

Свойства \ Состав	БрО10	БрЖНА 12-7-1		БрЖНХК 12-7-5-1	
	отливка	отливка	наплавка	отливка	наплавка
$f_{тр}$	0,016	0,018	0,017	0,013	0,016
I, мкм/км	0,025	0,025	0,002	0,006	0,001

Коэффициент трения композитных бронз в общем случае не коррелирует с их износостойкостью (основная служебная характеристика антифрикционных сплавов).

Бронза, содержащая Fe (11-13%), Ni (6,5-7,5%), Cr (4,0-4,6%), Si (0,5-1,0%), армированная аустенитными нержавеющими дендритами, является наилучшей, среди исследованных композитных антифрикционных бронз, по комплексу технологических и трибологических свойств.

Перспективы реализации и дальнейших исследований

- 1) Разработка технических условий на производство и применение композитных антифрикционных бронз.
- 2) Оценка деформируемости композитной бронзы БрЖНА 12-7-1 в целях расширения ее практического применения (поковка, прокат, волочение и др.)
- 3) Исследование возможностей создания высоко демпфирующих антифрикционных композитных бронз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Миронов, А. Е. О качестве бронзовых вкладышей подшипников скольжения моторно-осевых подшипников тепловозов / А. Е. Миронов, В. А. Никифоров // Вестник ВНИИЖТ. – 2003. – № 1. – С. 35-40.
2. Кужаров, А. С. Самоорганизация в химических и трибологических системах / А. С. Кужаров, Е. Г. Задошенко // Безысность. Вып.; Ростов-на-Дону, 1996. – С. 3-20.
3. Трибология. Исследования и приложения. Опыт США и стран СНГ / Под ред. В. А. Белого и др. – М.: Машиностроение, 1998.
4. Tribologia. Tribotechnika / Redakcja naukowa, M. Szczerek, M. Wisniewsky. Radom: Polskie Towarzystwo Tribologiczne, 2000. – 728 s.
5. ГОСТ 27674-88. Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения. М.: Изд-во стандартов, 1988. 20 с.
6. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / А. В. Чичинадзе, Э.М. Берлинер, Э.Д. Браун и др.; Под общ. ред. А. В. Чичинадзе. – М. : Машиностроение, 2003. – 576 с.
7. Гаркунов, Д.Н. Триботехника (износ и безысность): Учебник. 4-е изд., перераб. и доп. М.: МСХА, 2001. – 616 с.
8. Крагельский, И.В. Трение и износ. / Крагельский И.В. 2-е изд. пераб. и доп. М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
9. Крагельский, И.В. Основы расчетов на трение и износ / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
10. Антифрикционные материалы и подшипники скольжения : Справочник / Петриченко В.К. – М. : МАШГИЗ, 1954. – 384 с.
11. Конструкционные материалы: Справочник / Арзамасов Б.Н., Бростем В.А., Буше Н.А. и др.; Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
12. Металлы и сплавы. Справочник / Афонин В.К., Ермаков Б.С., Лебедев Е.Л. и др.; Под ред. Ю.П. Солнцева. СПб.: НПО "Профессионал", НПО "Мир и

Семья", 2003. – 1090 с.

13. Поверхностная прочность материалов при трении / Под ред. Б.И. Костецкого. Киев: Техника, 1976. – 292 с.

14. Хрущов, М.М. Современные теории антифрикционности подшипниковых сплавов // Сб. науч. тр. «Трение и износ в машинах». М. - Л.: АН СССР, 1950. Вып. VI.

15. Шпагин, А.И. Антифрикционные сплавы. М.: Металлургия, 1956. – 314 с.

16. Крагельский, И.В. Трение и износ. Москва 1962, МАШГИЗ, Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы

17. Казанский, В.Н. Подшипники и системы смазывания паровых турбин / В.Н. Казанский, А.Е. Языков, Н.З. Беликова. – 3-е изд. перер. и доп. Челябинск: Цицеро, 2004. – 484с.

18. ГОСТ Р 50740-95. Триботехнические требования и показатели. Принципы обеспечения. Общие положения. М.: Изд-во стандартов, 1995. – 10 с.

19. Трение, изнашивание и смазка. Справочник. В 2-х кн. / Под ред. И.В. Крагельского и В.В. Алисина. М.: Машиностроение, 1979.

20. Браун, Э.Д. Универсальная машина трения / Э.Д. Браун, Б.Л. Смушкович // Трение и износ. – 1992. Т. 13, – № 3. – С. 501-506.

21. Испытательная техника : справочник : в 2-х кн. / ред. В. В. Клюев. - М. : Машиностроение, 1982

22. Белый, В.А. Трение и износ / В.А. Белый, А.И. Свириденко // Трение и износ. – 1987. – Т. 8. –№ 1. – С. 5-25.

23. Металлы и сплавы : справочник / Афонин В.К., Ермаков Б.С., Лебедев Е.Л. и др.; Под ред. Ю.П. Солнцева. СПб.: НПО "Профессионал", НПО "Мир и Семья", 2003. – 1090 с.

24. ГОСТ 1585-85 Чугун антифрикционный для отливок. Марки. М.: ИПК Изд-во стандартов, 2004. – 10 с.

25. Материаловедение : Учебник для высших технических учебных заведений / Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др.; Под общ. ред.

Б.Н. Арзамасова. 2-е изд.испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.

26. Дерягин, Б.В. Что такое трение? / Б.В. Дерягин. – М.: Изд-во АН СССР, 1963. – 230 с.

27. Хрущов, М.М. Современные теории антифрикционности подшипниковых сплавов // Сб. науч. тр. «Трение и износ в машинах». М. - Л.: АН СССР, 1950. – Вып. VI.

28. ГОСТ 14113-78. Сплавы алюминиевые антифрикционные. Марки. М.: Изд-во стандартов, 2003. – 4 с.

29. Погодаев, Л.И. Теория и практика прогнозирования износостойкости и долговечности материалов и деталей машин: учеб. для вузов / Л.И. Погодаев. – СПб.: Изд-во СПГУВК, 1997. – 415 с.

30. Буше, Н.А. Подшипниковые сплавы для подвижного состава / Н.А. Буше. – М.: Транспорт, 1967. – 224 с.

31. ГОСТ 1320-74. Баббиты оловянные и свинцовые Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 2001. 9 с.

32. ГОСТ 1209-90. Баббиты кальциевые. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 2001. – 5 с.

33. Триботехника (износ и безысность): Учебник / Д.Н. Гаркунов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МСХА, 2001. – 616 с.

34. Арзамасов, Б.Н. Материаловедение: учебник для вузов. – 5-е изд. / Макарова В.И., Мухин Г.Г. Под общ. Ред. Арзамасова Б. Н., Мухина Г.Г. – М. : // Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 648с.

35. Крагельский, И.В. Основы расчетов на трение и износ / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.

36. Казанский, В.Н. Подшипники и системы смазывания паровых турбин / В.Н. Казанский, А.Е. Языков, Н.З. Беликова. – 3-е изд. перер. и доп. – Челябинск: Цицеро, 2004. – 484с.

37. ГОСТ 1320-74. Баббиты оловянные и свинцовые Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 2001. 9 с.

38. Барыкин, Н.П., Садыков Ф.А., Даниленко В.Н., Асланян И.Р. К вопросу о

структуре баббита Б83 / Н.П. Барыкин, Ф.А. Садыков, В.Н. Даниленко, И.Р. Асланян // *Материаловедение*. – 2001. – № 8. – С. 24-27.

39. Захаров, А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие / А. М. Захаров. – М. : *Металлургия*, 1980. – 255 с.

40. Лившиц, Б.Г. Металлография / Б.Г. Лившиц. – 2-е изд. испр. и доп. М. : *Металлургия*, 1971. – 408 с.

41. Macken, P.J., Smith A.A. The Aluminium Bronzes / P.J. Macken, A.A. Smith // CDA publication, 1966. – 1031 p.

42. Prawdzik, T. J. An investigation of the mechanical properties and microstructures of heat treated aluminium bronzes / T. J. Prawdzik, F.T. Zurey, D.J. Mack // InCRA Report Dept. of Mining and Metals Engng, Univ. of Wisconsin, 1966. – 96 p.

43. Kwarciak, J. Phase transformation in martensite of Cu-12,4% Al / J. Kwarciak, Z. Bojarski, H. Morawiec // *Journal of Materials Science*. – 1986. – vol.21. – P. 788-792.

44. Goodwin, R.J. Manganese Bronze Ltd. Report No GR/R/14 / R.J. Goodwin, D.M. Stephens // N.- Y.: International Copper Research Association, 1967.

45. Swann, P.R. The electron-metallography and crystallography of copper-aluminium martensites / P.R. Swann, H. Warlimont. – *Acta Metallurgica*. – 1963. – vol.11. – P. 511-527.

46. Khan, A., Brabers, M., Delaey, L. The Hall-Petch relationship in copper-based martensites / A. Khan, M. Brabers, L. Delaey // *Materials Science & Engineering*. A 15. – 1974. – P. 263–274.

47. Roulin, G. Study of the ordering stage by tempering the partially ordered martensitic phase of Cu-Al alloys / G. Roulin, P. Duval, N. Le Guiner // *Scripta Materialia*. – 1997. – vol.37. – P. 253-258.

48. Stice, J.D. Observations of aging effects in a Cu-Sn shape memory alloys / J.D. Stice, C.M. Wayman // *Metallurgical Transactions A*. – 1982. – vol.13A. – P. 1687-1692.

49. ГОСТ 613-79 Бронзы оловянные литейные. Марки. – М. : ИПК Издательство стандартов, 2000. – 5 с.

50. ГОСТ 5017-2006 Бронзы оловянные, обрабатываемые давлением. Марки. – М. : Стандартиформ, 2008. – 5 с.

51. ГОСТ 493-79 Бронзы безоловянные литейные. Марки. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2004. – 6 с.
52. ГОСТ 18175-78 Бронзы безоловянные, обрабатываемые давлением. Марки. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2004. – 6 с.
53. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т.2 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с., ил.;
54. Лившиц, Б.Г. Металлография / Б.Г. Лившиц; – Изд-во «Металлургия», 1971, – 408 с.;
55. Металловедение. Учебник для вузов / А.П. Гуляев. 6-е изд., перераб. и доп. М. : Metallurgia, 1986. – 544 с.
56. Фетисов, Г.П., и др. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов, и др. –М. : Высшая школа, 2001. – 637 с.
57. Сучков, Д.И. Медь и ее сплавы. М.: Metallurgia, 1967. 248 с.
58. Смирянин, А.П. Промышленные цветные металлы / А.П. Смирянин. 2-е изд. М. : Metallurgizdat, 1956. – 559 с.
59. Патент 53947 RU, МПК В33D 7/04. Устройство для турбулентного перемешивания кристаллизующегося металла в процессе турбулентного литья / Б.А. Потехин, А.Н. Глущенко (RU). – 2005135247/22; Заявл. 14.11.2005; Опубл. 10.06.2006. Бюл. № 16.
60. Потехин, Б.А. Свойства баббита марки Б83 / Б.А. Потехин, А.Н. Глущенко, В.В. Илюшин // Технология металлов. – 2006. – № 3. – С. 17-22.
61. Потехин, Б.А. Влияние способов литья на структуру и свойства оловянного баббита / Б.А. Потехин, В.В. Илюшин, А.С. Христолюбов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 8. – С. 16-21.
62. Потехин, Б.А. Особые свойства баббита Б83, полученного турбулентным способом литья / Б.А. Потехин, В.В. Илюшин, А.С. Христолюбов // Литье и металлургия. – 2010. – № 3(57). – С. 78-81.
63. Машины и стенды для испытания деталей / Под ред. Д. Н. Решетова. – М.: Машиностроение, 1979 – 343 с. ил.

64. Патент 1730857 SU МПК C22C009/01. Спеченный антифрикционный материал на основе меди / Куимов С. Д., Пузанов О. Г. RU – 4832288/02; Заявл. 14.07.1993; Оpubл. 27.11.1995.

65. Патент 2077784 RU, МПК C22C9/01. Спеченный антифрикционный материал на основе меди / Савицкий А. П., Коростелева Е. Н. RU – 94015775/02; Заявл. 07.04.1994; Оpubл. 20.04.1997.

66. Патент 2023737 RU, МПК 20237373 C22C33/02, C22C38/04, C22C38/10, F16C33/12. Антифрикционный сплав на основе железа со структурой ϵ – мартенсита и антифрикционное изделие / Воынова Т. Ф. RU – 5024896/02; Заявл. 28.04.1992; Оpubл. 30.11.1994.

68. Патент 2094522 RU, МПК C23C4/06, C22C38/38, C23C30/00. Сплав на основе железа для порошковых газотермических покрытий / Ревун С. А., Муравьева Е. Л., Буланов В. Я. RU – 95110547/02; Заявл. 19.06.1995; Оpubл. 10.04.1997.

69. Патент 2030475 RU, МПК C22C21/00. Антифрикционный сплав на основе алюминия / Потеряев Ю. П., Кузьмин Н. Г., Битнер Э. Г. и др. RU – 92003679/02; Заявл. 05.11.1992; Оpubл. 10.03.1995.

70. Патент 2049140 RU, МПК C22C21/00C1. Антифрикционный сплав на основе алюминия / Чернышев А. Е., Кокуш И. Б., Лаврентьев П. И. и др. RU – 93036498/02; Заявл. 14.07.1993; Оpubл. 27.11.1995.

71. Патент 1767913 RU, МПК C22C009/01. Износостойкий сплав на основе никеля / Задябина Т. Б., Варфоломеева Р. Т., Мигунов В. П. и др. RU – 4832288/02; Заявл. 14.07.1993; Оpubл. 27.11.1995.

72. Патент 2026400 RU, МПК C22C19/05, C22C32/00, C23C30/00. Высокотемпературный антифрикционный материал покрытия / Самсонов М.Б., Федоров Е.А., Баринов В.В. и др. RU – 4949955/02; Заявл. 15.03.1991; Оpubл. 09.01.1995.

73. Патент 2057973 RU, МПК F16C33/04. Способ изготовления вкладышей подшипников скольжения / Першин В.А., Столпнер М.Е., Хмелевская В.Б. RU – 5034995/28; Заявл. 31.03.1993; Оpubл. 10.04.1996.

74. Патент 2064615 RU, МПК F16C33/12. Способ изготовления вкладыша подшипника / Вилянская Г. Д., Первушина Н. М., Челюканов Ю. А. и др. RU – 5034290/28; Заявл. 26.03.1992; Оpubл. 27.07.1996.

75. Патент 2170281 RU, МПК C22C33/02. Порошковый коррозионно-стойкий антифрикционный материал на основе железа / Бошин С.Н., Гусев В.А. Бошин С.В. Шорохов С.А. RU - 99108940/02; Заявл. 27.04.1999; Оpubл. 10.07.2007.

76. Патент 2169784 RU, МПК C22C29/08. Металлокерамический антифрикционный сплав / Хамзин Ш.Х., Хамзин Э.Ш. RU - 2000118574/02; Заявл. 17.07.2000; Оpubл. 27.06.2001.

77. Илюшин, В.В. Влияние технологии получения антифрикционных сплавов на их структуру и свойства : дис. ...канд. техн. наук : 05.02.01 / Илюшин Владимир Владимирович. – Екатеринбург. 2009. – 180 с.

78. Патент 2328544 RU, МПК C22C9/04, C22C9/06 Сплав на основе меди / Ю.А. Щепочкина (RU). - 2006140460/02; Заявл. 15.11.2006; Оpubл. 10.07.2008.

79. Патент 2301844 RU, МПК C22C9/06 Подающийся твердению и упрочнению медный сплав / Томас Хельменкамп (DE) Дирк Роде (DE). - 2003104534/02; Заявл. 14.02.2003; Оpubл. 27.06.2007.

80. А.с. 1244955 (СССР). Способ поверхностного упрочнения медьсодержащих сплавов / Ю.С. Авраамов, А.Л. Шляпин, Е.В. Кураченкокова, В.К. Седунов, 1986.

81. Прусс, А.П. Получение отливок из сплавов с высоким содержанием меди / А.П. Прусс, В.Д. Илюхин, В.И. Марьямов // Н-Т сборник Ракетно-космическая техника, Материаловедение, серия VIII. – 1985. – Вып 4. – С. 91-97.

82. А.с. 1302703 (СССР) Способ термообработки железно-медных сплавов / Ю.С. Авраамов, А.П. Груздов, А.Н. Лищук, А.Д. Шляпин, А.С. Ляпин, 1986.

83. Банных, О.А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справ. изд. / Банных О.А., Будберг П. Б., Алисова С.П. и др. – М. : Металлургия, 1986. – 441 с.

84. Хансен, М., Структуры двойных сплавов: в 2-х т. / М. Хансен, К. Андерко; пер. с англ. П.К. Новика, М.Б. Гутермана, Л.Б. Вульфа, Г.В. Инденбаума, науч. ред. И.

- И. Новикова, И.Л. Рогельберга. – М. : Изд-во лит-ры по чер. и цв. мет., 1962. – 446 с.
85. Эллиот, Р.П. Структуры двойных сплавов: в 2-х т. / Р.П. Эллиот; пер. с англ. А.М. Захарова, В.С. Золоторевского, П.К. Новика, Ф.С. Новика; науч. ред. И. И. Новикова, И.Л. Рогельберга. – М.: Изд-во "Металлургия", 1970.– 456 с.
86. Ohtani, H. Solid/Liquid Equilibria in Fe–Cu Based Ternary Systems / H. Ohtani, H. Suda, K. Ishida // *ISIJ Int.* – 1997. – V. 37. – No. 3 – P. 207–216.
87. Homogenization of Highly Alloyed Cu–Fe–Ni: A Phase Diagram Study / I. Gallino, S. Curiotto, M. Baricco, M. E. Kassner, R. Busch // *J. Phase Equilib. Diffus.* – 2008. – V. 29. – No. 2. – P. 131–135.
88. Qin, G. W. The isothermal sections of the Cu–Ni–Fe ternary system at 600, 800, 1000 and 1050°C / G. W. Qin, G. Zhao, M. Jiang, H. X. Li, S. M. Hao // *Z. Metallkd.* – 2000. – V. 91. – No. 5. – P. 379–382.
89. Turchanin, M. A. Thermodynamics of Alloys and Phase Equilibria in the Copper–Iron System / M. A. Turchanin, P. G. Agraval, I. V. Nikolaenko // *J. Phase Equilibria.* – 2003. – V. 24. – No. 4. – P. 307–319.
90. Gan, W. Miscibility Gap in the Fe–Cu–Ni System at 1173K / W. Gan, Z. Jin // *Chin. J. Met. Sci. Technol.*, – 1992. – V. 8. – No. 3. – P. 181–184.
91. Майданчук, Т.Б. Электродные и присадочные материалы для наплавки и сварки литейных оловянных бронз (обзор) / Т.Б. Майданчук // *Автоматическая сварка.* – 2014. – №1 (728). – С. 58-64.
92. Вайнерман, А.Е. Новые сварочные материалы и технологические особенности сварки и наплавки изделий из медных сплавов и разнородных материалов / А.Е. Вайнерман, С.А. Пичужкин, С.П. Чернобаев и др. // *Международ. науч.-техн. конф. «Сварочные материалы».* – 2012. – С. 141-147.
93. Рыбин, В.В. Исследование особенностей и разработка технологий сварки медных сплавов со сталями и наплавка медных сплавов на сталь // В.В. Рыбин, А.Е. Вайнерман, А.В. Баранов и др. // *Вопросы материаловедения.* – 2006. – №1. – С. 220-229.
94. Шаповал, Б. И. Некоторые физико-механические свойства микрокомпозита Cu - Fe / Б. И. Шаповал, В. М. Ажажа, В. М. Аржавитин, И. Б. Доля, В. Я. Свердлов,

М. А. Тихоновский, В. Г. Яровой // Вопросы атомной науки и техники. – 2002. – № 1. Сер. Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (12). – С. 133-135.

95. Авраамов, Ю. С. Сплавы на основе систем с ограниченной растворимостью в жидком состоянии (теория, технология, структура и свойства) / Ю. С. Авраамов, А. Д. Шляпин. – Москва : Интерконтакт наука, 2002. – 372 с.

96. Закономерности формирования особо высокой удельной мощности трения скольжения: отчет о патентных исследованиях / Уральский государственный лесотехнический университет; исполн.: В. В. Глазырин, С.В. Токан. – Екатеринбург, 2010. – 148 с.

97. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник / Под общ. ред. Шухардина С.В. – М.: Издательство «Наука», 1979. – 247 с.

98. Смирягин, А.П. Промышленные цветные металлы и сплавы / А.П. Смирягин, Н.А. Смирягина, А.В. Белова. – 3-е изд.: М. : Металлургия, 1974. – 488 с.

99. Филиппов, М. А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении : учебное пособие : в 2 т. Т. II. Цветные металлы и сплавы / М. А. Филиппов, В. Р. Бараз, М. А. Гервасьев. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2013. – 236 с.

100. Сарычев, В.А. Исследование сплавов системы Cu-Co-Ni-Sn / В.А. Сарычев, Илюшин В.В., Потехин Б.А. // XI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых-металловедов: сборник научных статей. Екатеринбург: УрФУ. – 2010. – С. 192-194.

101. Илюшин, В.В. Возможности улучшения оловянных бронз / В.В. Илюшин, Б.А. Потехин, В.А. Сарычев, **А.С. Христолюбов** // Материалы науч.-техн. конф. «Наука – образование – производство: Опыт и перспектива развития...» в 3 т. Т2. «Сварка – Реновация –Триботехника» / М-во образования и науки РФ, ФГАО ВПО «УрФУ им первого Президента России Б.Н. Ельцина» Нижнетагил. технолог. инт (фил.). – Нижний Тагил:НТИ (ф)-УрФУ. – 2011 – С. 79-80.

102. Григорович, В. К. Строение жидких сплавов в связи с диаграммами состояния / В. К. Григорович // Известия АН СССР. Metallургия и топливо. – 1961. – № 3. – С. 124–129.

103. Пастухов, Э. А. Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов / Э. А. Пастухов, Н. А. Ватолин, В. Л. Лисин, В. М. Денисов, С. В. Кечин. – Екатеринбург : УрО РАН, 2003. – 352 с.

104. Константинов, А.Н. Изучение взаимосвязи строения и свойств сплавов на основе Fe, Cu и Al в твердом и жидком состояниях : дис. ... канд. хим. наук : 02.00.04 / Константинов Андрей Николаевич. – Екатеринбург., 2014. – 154 с.

105. Ткаченко, К. И. Анализ наноструктурного состояния бинарных твердых растворов на основе γ -Fe в высокотемпературной области / К. И. Ткаченко, И. Ф. Ткаченко, В. Г. Гаврилова // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2009. – № 19. – С. 95-98. – Режим доступа: http://nbuv.gov.ua/UJRN/vprtu_2009_19_22.

106. Древаль, Л.А. Термодинамические свойства жидких сплавов меди и железа с хромом, кобальтом, никелем : автореф. дис. ... канд. хим. наук : 02.00.04 / Древаль Лия Александровна. – Киев. – 20 с.

107. Потехин, Б.А. Возможность создания композиционного сплава бронза – мартенситно-стареющая сталь / Б.А. Потехин, В.В. Илюшин, **А.С. Христолюбов**, А.Ю. Жилияков, А. Эрнандес // Metallоведение и термическая обработка металлов. – 2013. – № 5 (695). – С. 6-10.

108. Грачев, С.В. Теплостойкие и коррозионностойкие пружинные стали / С.В. Грачев, В.Р. Бараз. – М. : Metallургия, 1989. – 144 с.

109. Перкас, М.Д. Высокопрочные мартенситностареющие стали / М.Д. Перкас, В.М. Кардонский. – М. : Metallургия, 1970. – 224 с.

110. Тарасенко, Л.В. Фазовый состав и упрочнение сталей системы Fe-Cr-NiCo-Mo с мартенситно-аустенитной структурой / Л.В. Тарасенко, А.Б. Шалькевич // М. : МиТОМ, 2007. – № 4. – С. 32-37.

111. Сергеев, О.В. Изменение механических свойств мартенситно-стареющих сталей при ионопучковом наноструктурировании поверхностного слоя

/ О.В. Сергеев, М.В. Федорищева, В.П. Сергеев, Н.А. Попова, Э.В. Козлов // Известия Томского политехнического университета. – 2011. – Т.2. – С. 319.

112. Потехин, Б.А. Формирования структуры композитных бронз, армированных стальными дендритами / Б.А. Потехин, В.В. Илюшин, **А.С. Христолюбов**, А.Ю. Жилияков // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Том 115. – № 4. – С. 442-448.

113. Gupta, K.P. The Cu–Fe–Ni (Copper–Iron–Nickel) system / K.P.Gupta // Phase Diagram of Ternary Nickel Alloys. – 1990. – No.1. – P. 290–315.

114. Chuang, Y.Y. Calculation of the equilibrium phase diagrams and the spinodally decomposed structures of the Fe–Cu–Ni system / Y.Y. Chuang, R.Schmid, Y.A. Chang // Acta Mater. – 1985. –No.8. – P. 1369–1380.

115. Lopez, V.M. A study of phase decomposition in Cu–Ni–Fe alloys / V.M. Lopez, N. Sano, T. Sakurai, K. Hirano // Acta Metall. Mat. – 1993. – No.1. – P. 265–271.

116. Потак, Я.М. Высокопрочные стали / Я.М. Потак // М.: Metallургия, 1972. – 208 с.

117. Потак, Я.М. Структурная диаграмма деформируемых нержавеющей сталей / Я.М. Потак, Е.А. Сагалевиц // М.: МиТОМ. – 1971. – №9. – С. 12-16.

118. Жуков, А.А. Микроструктура стали и чугуна и принцип Шарпи / А.А. Жуков, Л.З. Эпштейн, Г.И. Сальман – «Изв. АН СССР. Металлы», №2, 1971. – С.145-152

119. Трубоченко, Л.Н. Распределение элементов в сплавах системы Cu-(Ni-Si)-(Fe-Cr-C) / Л.Н. Трубоченко, В.В. Христенко, Б.А. Кириевский // Процессы литья. – 2012. – №1(91) – С. 55-61.

120. Рой, И.А. Исследование диаграммы состояния сплавов Cu-Cr-Si, богатых медью / И.А. Рой, Н.Н. Федякина, Н.И. Ревина, А.К. Николаев // Конструкционные и прецизионные сплавы цветных металлов: Тематический сборник научных трудов. – М.: Metallургия. – 1987. – С. 28-33.

121. Wang, Y.Yu. Thermodynamics and kinetics in liquid immiscible Cu-Cr-Si ternary system / Y.Yu. Wang, X. Liu, R. Kainuma, K. Ishida // Materials Chemistry and Physics. – 2011. – Vol. 127. – P. 28-39. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2010.11.033.

122. Самойлова, О.В. Фазовые равновесия, реализующиеся в медном угле диаграммы состояния системы Cu-Cr-Si / О.В. Самойлова, Е.А. Трофимов, Г.Г. Михайлов, О.В. Зайцева // *Расплавы*. – 2015. – №2. – С. 7-15.

123. Потехин, Б.А. Особенности формирования структуры композитных бронз, армированных стальными дендритами / Б.А. Потехин, **А.С. Христолюбов**, А.Ю. Жилияков, В.В. Илюшин // *Вопросы материаловедения*. – 2013. – № 4 (76). – С. 43-49.

124. Потехин, Б.А. Структурные особенности наплавленных композитных бронз типа БрЖНКА 18-8-2-1 / Б.А. Потехин, **А.С. Христолюбов**, А.Ю. Жилияков // *Вопросы материаловедения*. – 2014. – № 4 (80). – С. 67-73.

125. Потехин, Б.А. Экспериментальное моделирование наплавленного металла на примере бронзы БрЖНА 12-7-1 / Б. А. Потехин, **А. С. Христолюбов**, В. И. Шумяков // *Сварка и диагностика: сборник докладов форума*. – Екатеринбург: УрФУ. – 2016. – С. 233-238.

126. Потехин, Б.А. Создание композитных бронз, армированных стальными дендритами / Б.А. Потехин, **А.С. Христолюбов**, А.Ю. Жилияков // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2018. –Т.4. – С. 68-76.

127. Potekhin, B.A. New class of composite bronze, armed with steel dendrites for antifriction technique [Электронный ресурс] / B.A. Potekhin, **A.S. Khristolyubov**, A.A. Hernandez Ferreira // XXIV International scientific conference Trans & Motauto 16. – Varna Bulgaria. – 2016. – Режим доступа: <https://stumejournals.com/journals/ms/2016/3/28.full.pdf>.

128. Пат. 170923 RU, Порошковая проволока для получения антифрикционных покрытий / В.И. Шумяков, Б.А. Потехин, Ю.С. Коробов, **А.С. Христолюбов** и др. – №2015126187. Заявлено 30.06.2015. Опубликовано 15.05.2017. Бюл. № 14.

129. Потехин, Б.А. Структура и свойства композитной бронзы БрЖНА 12-7-1, полученной литьем, наплавкой и вакуумным всасыванием / Б.А. Потехин, **А.С. Христолюбов**, А.Ю. Жилияков, В.В. Илюшин, Н.К. Джемилев // *Вопросы материаловедения*. – 2015. – № 4 (84). – С. 38-44.

130. Potehkin, B.A. Influence of the microstructure dispersion on the tribological properties of composite bronzes reinforced with steel dendrites [Электронный ресурс] / B.A. Potehkin, A.A. Hernandez Fereira, **A.S. Khristolyubov**, A.Yu. Zhilyakov, V.V.Iliushin // 17th LACCEI International Multi-Conference for Engineering, Education, and Technology, LACCEI 2019. – Montego Bay, Jamaica. – 2019. – Режим доступа: <https://doi.org/10.18687/LACCEI2019.1.1.295>.

131. Potehkin, B.A. Tribological properties of composite bronzes reinforced with dendrites from maraging and stainless steels / B.A. Potehkin, **A.S. Khristolyubov**, A.Yu. Zhilyakov // Lecture Notes in Mechanical Engineering (Proceedings of the 6th International Conference on Industrial Engineering - ICIE 2020). – 2021. – 1st ed. – P.1214-1220. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1007/978-3-030-54814-8>

ПРИЛОЖЕНИЕ А

ООО НПТТ ТСП

нам доверяют с 1988г.

Технологические разработки в области Сварочного Производства, упрочняющих технологий.
 Разработка, изготовление, техническое обслуживание оборудования и материалов для напыления.
 Наплавка и газотермическое напыление. Производство машиностроительной продукции.

620078, г. Екатеринбург, ул. Студенческая, 51 оф.8. (343) 374-01-32 mail@npptsp.ru, npptsp@mail.ru, www.npptsp.ru

АКТ

**промышленного применения композитной бронзы
 БрЖНХК 12-7-5-1**

В целях обеспечения антифрикционных свойств рабочих поверхностей поворотных колец управляющей диафрагмы турбин необходимо на поверхность стального кольца наносить антизадирный слой покрытия. Способами сварки взрывом, дуговой наплавки в среде защитных газов нанесение такого покрытия трудоемко и не обеспечивает приемлемого уровня антифрикционных свойств покрытия ввиду ограничений, накладываемых возможностями легирования наплавляемых материалов.

Начиная с 2012 г. по согласованию с отделом Главного конструктора АО "Уральский турбинный завод" антифрикционное покрытие наносилось способом плазменного порошкового напыления. В качестве основного антифрикционного материала применялся порошок оловянистой бронзы ПР- Бр ОФ10-1 фракции 40-100 мкм.

Использование этого материала позволило решить проблему создания антифрикционного покрытия на поверхностях скольжения. Вместе с тем нанесение такого покрытия представляет технологические сложности:

- значительное испарение олова, наряду с испарением меди. Пары олова и меди, несмотря на средства индивидуальной защиты, значительно ухудшают условия работы оператора при напылении;

- повышенная концентрация олова в присутствии фосфора приводит к повышенному "налипанию" коагулировавших частиц материала в зоне введения порошка в плазменную струю. Налипание частиц провоцирует неконтролируемое каплеобразование и попадание капель металла на напыляемую поверхность.

Налипшие капли должны быть обязательно удалены, так как в этом месте провоцируется образование дефектов в покрытии при проточке. Деталь приходится снимать с расточного станка, транспортировать и повторно напылять локально. Это в значительной степени усложняет весь цикл работ по нанесению антифрикционного слоя.

Приходится останавливать процесс нанесения покрытия и очищать капли с поверхностей покрываемой детали и с плазмотрона для напыления - "настыль" из порошка около инжектора и сам инжектор подающий порошок в плазменную струю.

С целью устранения указанных недостатков был разработан порошкообразный материал на основе созданной в рамках диссертационного исследования Христолюбова А.С. «Создание новых композитных антифрикционных бронз,

ПРИЛОЖЕНИЕ А (продолжение)

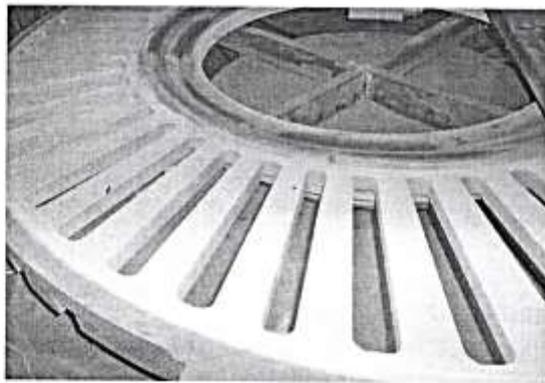
армированных стальными дендритами» (руководитель Б.А. Потехин) композитной бронзы БрЖНХК 12-7-5-1, исключая легкоплавкие компоненты при высоких антифрикционных свойствах слоя. После проведения испытаний на образцах и изделиях достигнуто разрешение отдела Главного конструктора завода изготовителя турбин АО "Уральский турбинный завод" на промышленное применение нового антифрикционного материала.

Материал получен способом распыления азотом. Изготовитель АО "Полема"

Фактический состав по данным завода.

№ партии	Гранулометрический состав, %		Текучесть, с	Насыпная плотность, г/см ³	Единицы измерения	Количество	Масса нетто, кг								
	Остаток на сите № 01	Проклад через сито № 004													
1	0,2	7,0	15,8	4,57	шт.	3	60,0								
<i>Итого:</i>					шт.	3	60,0								
№ партии	химический состав, %														влажность
	Cu	Fe	Ni	Cr	Si	Al	Y	Zn	Pb	Sn	P	Sb	O ₂	N ₂	
1	осн.	12,6	7,9	4,3	1,4	0,28	0,11	0,2	0,06	0,1	0,1	0,05	0,016	0,004	0,006

Новым антифрикционным материалом в 2020 г. выполнено нанесение антифрикционного слоя толщиной 1,8...2,0 мм на четырех комплектах поворотных колец управляющей диафрагмы турбины (см. рис. а) и восстановление брака в зоне бронзового покрытия при изготовлении подпятника электродвигателя (см.рис. б).



а



б

Рисунок. Поворотное кольцо управляющей диафрагмы паровой турбины (вес 1200кг, диаметр 2600 мм) – (а); посадочная поверхность подпятника электродвигателя после газотермического напыления (вес 2894 кг.) – (б).

По результатам применения опытной партии (70 кг) нового антифрикционного материала БрЖНХК 12-7-5-1 выяснилось следующее:

1. Значительно улучшились условия работы оператора при напылении. Паров легкоплавких компонентов и меди стало существенного меньше.

ПРИЛОЖЕНИЕ А (продолжение)

2. Налипание материала около инжектора плазмотрона и капли металла на поверхности напыляемых деталей полностью устранены. Производительность труда при напылении этих покрытий возросла примерно в 2-3 раза.

3. Вследствие отсутствия в составе покрытия легкоплавких компонентов и снижения окисления за счет принятой системы легирования существенно повышена когезионная прочность покрытия. Ранее в период с 2012 по 2019 г. при механической обработке нанесенного антифрикционного покрытия на основе оловянистой бронзы иногда были одиночные дефекты вследствие большой толщины покрытий. Дефекты возможно было устранять только при повторном локальном напылении. Для этого деталь приходилось привозить с завода.

При использовании опытного порошкообразного материала БрЖНХК 12-7-5-1 дефектов при обработке четырех комплектов колец дефектов не наблюдалось.

4. Применение порошкообразных антифрикционных материалов, содержащих легкоплавкие компоненты Zn, Pb, Sn в дальнейшем полностью будет исключено на нашем предприятии ввиду вредности для оператора.

5. Антифрикционный порошкообразный материал БрЖНХК 12-7-5-1 по технологическим и экологическим параметрам превосходит все известные нам Российские и зарубежные бронзы и их аналоги.

Директор
ООО "НПП "ТСП"



Кочугов С.П.



_____ 2021 г.

ПРИЛОЖЕНИЕ Б



Публичное акционерное общество
«Уральский завод тяжелого машиностроения»
(ПАО «Уралмашзавод»)

ОКПО / ОГРН 00210571/1026605620689
ИНН / КПП 6663005798 / 668601001

620012, г. Екатеринбург, Площадь 1-й Пятилетки
Тел. / факс: +7 (343) 336-65-81 / +7 (343) 336-60-40
E-mail: mail@uralmash.ru Web: uralmash-kartex.ru

20.07.2021 № 778-10/21

УТВЕРЖДАЮ:

Директор по КТПП

 М.Л. Спицын

«20» июля 2021 г.

М.П.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

В настоящее время на предприятии в подшипниках скольжения эксцентрикового узла дробилок применяют антифрикционные баббитовые покрытия, получаемые заливкой и/или газовой наплавкой. Применение указанных способов, в ряде случаев, сопряжено с высоким уровнем пористости получаемых покрытий, повышенной металлоемкостью из-за больших припусков и недостаточной износостойкостью. Проведенное исследование показало, что альтернативный вариант, дуговая наплавка бронзы вида БрЖНА 12-7-1, достаточно технологичен, он позволяет снизить пористость покрытия, уменьшить припуск на механическую обработку с 4 до 1 мм, снизить интенсивность изнашивания в подшипниковом узле в 1,5-2 раза по сравнению с используемыми антифрикционными покрытиями при аналогичном коэффициенте трения.

На основании полученных результатов планируется в 2021-2022 году внедрить в производство подшипников скольжения эксцентрикового узла дробилок применение дуговой наплавки бронзы вида БрЖНА 12-7-1 в качестве антифрикционных покрытий вместо существующих баббитовых покрытий.

В указанной работе активно участвовал инженер Христолюбова А.С., его доля участия составила 25 %.

Главный сварщик





С. В. Кандалов