

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ
ФЕДЕРАЦИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
образования
«Тольяттинский государственный университет»

Институт машиностроения
(наименование института полностью)

Кафедра «Нанотехнологии, материаловедение и механика»
(наименование)

22.03.01. «Материаловедение и технологии материалов»
(код и наименование направления подготовки / специальности)

«Современные материалы и технологии их производства»
(направленность (профиль)/специализация)

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА (БАКАЛАВРСКАЯ РАБОТА)

на тему Исследование качественных и количественных показателей микроструктуры
бронзы БрАЖ9-4, как основных факторов, определяющих уровень механических
характеристик

Обучающийся

Д.П. Константинов

(Инициалы Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

к. ф.-м. н., доцент Попова Л. И.

(ученая степень (при наличии), ученое звание (при наличии), Инициалы Фамилия)

Аннотация

Выпускная квалификационная работа на тему «Исследование качественных и количественных показателей микроструктуры бронзы БрАЖ9-4, как основных факторов, определяющих уровень механических характеристик» посвящена моделированию износостойкой микроструктуры выше названного сплава путем термической обработки. Результаты настоящих исследования позволят стабилизировать свойства и улучшить показатели износостойкости конструкционных элементов из железо-алюминиевой бронзы.

Основная цель работы, задачи, последовательно решаемые для ее достижения, обоснование актуальности настоящих исследований представлены во введении.

Аналитический обзор содержит сведения о различных рекомендованных упрочняющих режимах термической обработки БрАЖ9-4, о влиянии химического состава на фазовые превращения и формирование структуры, а также анализ основных факторов, определяющих износостойкость бронз.

Второй раздел посвящен описанию методам исследования, применяемых в настоящей работе.

В третьем разделе настоящей работы представлены результаты и анализ экспериментальных исследований.

В заключении отражены основные достижения настоящих исследований и сформулированы выводы.

Дипломная работа состоит из пояснительной записки на 54 страницах, в том числе 25 рисунков, 3 таблиц, 29 источников.

Abstract

The final qualifying work on the topic "Study of qualitative and quantitative indicators of the microstructure of bronze BRAZH9-4, as the main factors determining the level of mechanical characteristics" is devoted to modeling the wear-resistant microstructure of the above-mentioned alloy by heat treatment. The results of this study will help to stabilize the properties and improve the wear resistance of structural elements made of iron-aluminum bronze.

The main purpose of the work, the tasks consistently solved to achieve it, the justification of the relevance of these studies are presented in the introduction.

The analytical review contains information on the various recommended hardening modes of heat treatment BRAZH9-4, on the influence of chemical composition on phase transformations and structure formation, as well as an analysis of the main factors determining the wear resistance of bronzes.

The second section is devoted to the description of the research methods used in this work.

The third section of this paper presents the results and analysis of experimental studies.

In conclusion, the main achievements of these studies are reflected and conclusions are formulated.

The thesis consists of an explanatory note on 55 pages, including 25 figures, 3 tables, 29 sources.

Содержание

Введение.....	5
1 Аналитический обзор	7
1.1 Алюминиевые бронзы и их характерные особенности.....	7
1.2 Фазовые превращения в системе Cu-Al-Fe и влияние легирующих элементов на свойства БрАЖ9-4	8
1.3 Термическая обработка железо-алюминиевых бронз	13
1.4 Физико-химические процессы износа. Факторы, определяющие износостойкость пар трения	18
2 Материалы и методы экспериментальных исследований	21
2.1 Постановка экспериментов	21
2.2 Стандартные методы испытаний	23
2.3 Оборудование и реактивы	24
3 Результаты испытаний	37
3.1 Химический состав и сопротивление абразивному износу	37
3.2 Механические и металлографические испытания	39
Заключение	51
Список используемой литературы	53

Введение

Изделия из бронзы БрАЖ9-4 используются в различных отраслях производства: в машиностроении, сельскохозяйственной сфере, химической и нефтегазоперерабатывающей отраслях, авиационной и станкостроительной промышленности. Бронзовый сплав уверенно противостоит коррозии и может применяться в судостроительном производстве [6].

Бронза БрА4Ж 9 –4 в силу высокой технологичности, низкой цены и широкой доступности является одной из наиболее применяемых в промышленности Российской Федерации. Однако, как уже замечалось ранее [1,28] серьезным недостатком данной марки является нестабильность трибологических свойств обусловленная, вероятно, неудачным компонентным составом: в рамках требований ГОСТ 18175 может формироваться матрица сплава как однофазная на основе α -раствора так и двухфазная на основе смеси α +эвтектоид (из распада высокотемпературной β -фазы).

На АО «АВТОВАЗ» из данного сплава изготавливают направляющие колодки, работающие в паре с борштангой из стали 19ХГН. При эксплуатации оборудования направляющая колодка с нитроцементованной борштангой работают практически в условиях сухого трения. Существует проблема значительной разницы в сроках службы направляющих колодок, которые могут отличаться в несколько раз. Колодки с низкой износостойкостью требуют замены до окончания установленного технологической документацией их срока службы, что повышает себестоимость изделий. В связи с чем, была поставлена задача стабилизировать структуру и повысить трибологические свойства деталей из БрА4Ж 9 –4.

Цель работы: повышение стойкости деталей технологической оснастки, работающих в условиях сухого трения, изготовленной из сплава марки БрАЖ 9 – 4.

Перечень задач, необходимых для достижения поставленной цели:

- выявить факторы, влияющие на сопротивление абразивному изнашиванию в данных условиях;
- провести анализ литературных данных и назначить экспериментальные режимы термической обработки сплава;
- установить взаимосвязь между микроструктурой сплава БрАЖ 9 – 4 после различных режимов термической обработки и абразивной износостойкостью;
- подобрать оптимальный режим термической обработки, обеспечивающий максимальное сопротивление абразивному изнашиванию и минимум деформаций заготовок.

Как показывает анализ специальной литературы, в настоящее время нет данных о взаимосвязи между параметрами ТО, микроструктурой и характеристиками износостойкости сплава БрАЖ9-4, поэтому настоящие исследования представляют научный интерес. Повышение износостойкости изделий из БрАЖ9-4 путем термической обработки обеспечат увеличение срока службы направляющих колодок, снижение себестоимости выпускаемой продукции, в связи с чем работа является актуальной.

1 Аналитический обзор

1.1 Алюминиевые бронзы и их характерные особенности

Алюминиевые бронзы - сплавы меди с алюминием и другими легирующими элементами, отличаются низкой стоимостью и повышенными характеристиками механических свойств и коррозионной стойкостью по сравнению с другими медными сплавами. Они имеют высокие показатели литейных свойств, таких как жидкотекучесть, герметичность изделий, отсутствие ликваций. Кроме того алюминиевые бронзы обладают отличным сочетанием прочности и пластичности, что позволяет изготавливать из них полуфабрикаты пластическим деформированием. Основными легирующими элементами для алюминиевых бронз являются железо, никель, марганец [29].

Из алюминиевых бронз изготавливают конструкционные элементы способные работать в условиях износа при температурах до 500⁰С, например направляющие втулки, элементы клапанов и насосов, шестерни. Благодаря высокой теплопроводности и электропроводности сплавов бронзы применяют в теплообменниках и токопроводящих элементах конструкций [29].

Гранецентрированная решетка меди обеспечивает бронзам высокую ударную вязкость при пониженных температурах. Различное сочетание легирующих элементов позволяет изменять свойства в широких интервалах. Термическая обработка бронз, состоящая из закалки и отпуска, повышает прочность сплавов до значений, характерных для среднелегированных сталей, порядка 600-650 МПа.

1.2 Фазовые превращения в системе Cu-Al-Fe и влияние легирующих элементов на свойства БрАЖ9-4

По характеру взаимодействия с медью, основные легирующие элементы – железо и алюминий, относятся к группе элементов, растворимых в решетке меди и образующих твердые растворы.

В соответствии с диаграммой состояния «Cu-Al» (рис.1) максимальная растворимость алюминия в меди составляет 9,4 весовых %. Сплавы с содержанием Al до 9 % представляют собой α – твердый раствор и обладают высокой пластичностью. Увеличение содержания алюминия приводит к протеканию эвтектоидного превращения при температуре 565⁰С и формированию в структуре сплава эвтектоидной смеси из α и γ_2 – фазы. γ_2 – фаза является промежуточной фазой, существующей в некотором концентрационном интервале на базе Cu_9Al_4 . Эта фаза имеет кубическую решетку сложного строения, обладает высокой твердостью и играет роль упрочняющей фазы.

На рисунке 1 представлена диаграмма равновесных состояний системы «медь-алюминий».

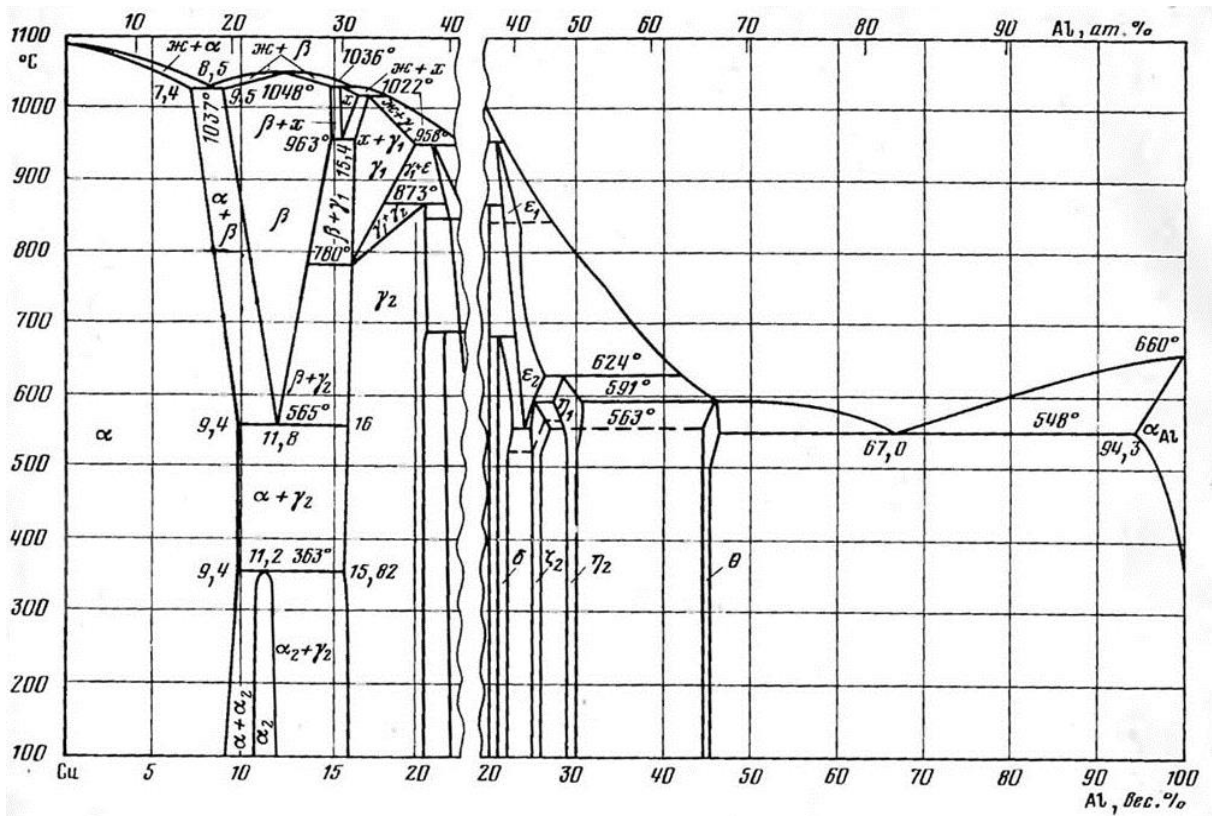


Рисунок 1- Диаграмма равновесных состояний системы «медь- алюминий»

Эвтектоидному распаду подвержена β – промежуточная фаза, представляющая собой твердый раствор на базе кристаллической решетки соединения Cu_3Al . Для фазы β характерна решетка ОЦК, также как и α – фаза, она пластична и электропроводна. β – промежуточная фаза присутствует в сплавах концентрационного диапазона 7,4 – 15,4 вес. % алюминия при температурах выше эвтектоидного превращения и вплоть до температуры плавления наряду с другими фазовыми составляющими. Например при температурах выше 780°C β –фаза сосуществует с γ_1 – фазой, кристаллическое строение которой описывает сложная орторомбическая решетка [9].

Присутствие эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$) в структуре сказывается на свойствах сплава: пластичность значительно падает, а прочностные характеристики возрастают.

При медленном охлаждении до температур ниже 363°C в системе протекает перитектоидная реакция с образованием α_2 –фазы, существующей в узком интервале концентраций. Эта фаза имеет ГЦК решетку, но с отличными от α -фазы межатомными расстояниями в решетке.

Железо имеет низкую растворимость в кристаллической решетке меди. Согласно диаграмме состояния «Fe-Cu» (рис.2) растворимость железа при температуре эвтектоидного распада 850°C не превышает 1,3 % и уменьшается практически до нуля при дальнейшем охлаждении. Эффект твердорастворного упрочнения при этом незначителен. Однако в присутствии алюминия железо образует с ним промежуточные интерметаллидные фазы типа Al_3Fe , FeAl , Fe_3Al (рис.3), способствующие дисперсионному упрочнению. В бронзах, где количество алюминия и железа небольшое, чаще образуется высокодисперсная фаза Fe_3Al , повышающая прочностные характеристики, сдерживающая рост зерна и рекристаллизационные процессы при нагреве.

Если содержание железа в бронзе превышает предел растворимости (максимум 4%), то возможно образование k -фазы, шаровидной формы. Спектральный анализ показывает следующий химический состав k -фазы: около 85% меди, 5% железа, 10% алюминия. Образование k -фазы облегчается в присутствии никеля. Присутствие в структуре k -фазы способствует повышению износостойкости, но снижению стойкости к электрохимической коррозии.

На рисунке 2 представлена диаграмма равновесных состояний системы «Fe-Cu».

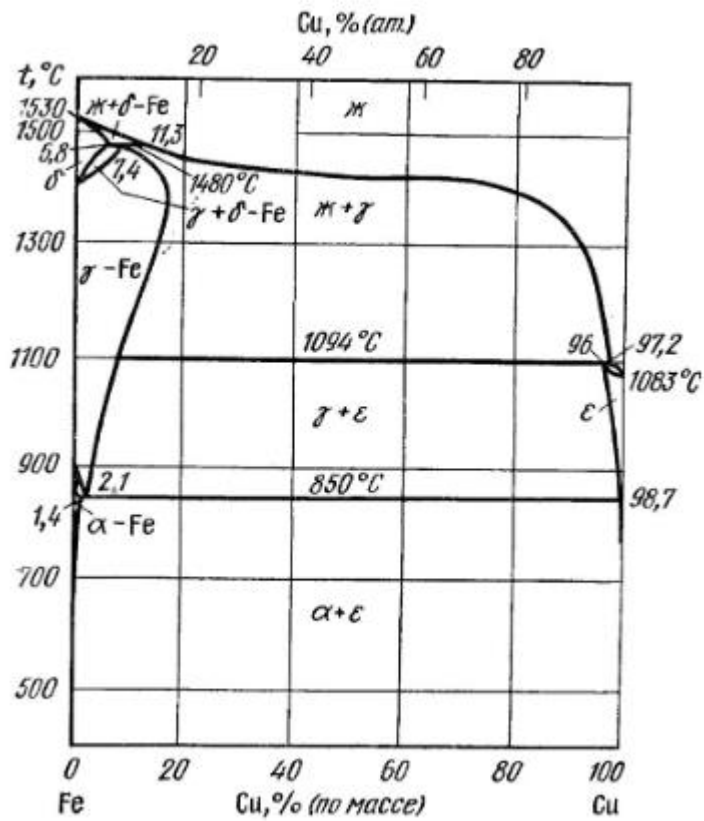


Рисунок 2- Диаграмма равновесных состояний системы «Fe-Cu»

На рисунке 3 представлена диаграмма равновесных состояний системы «Fe-Al».

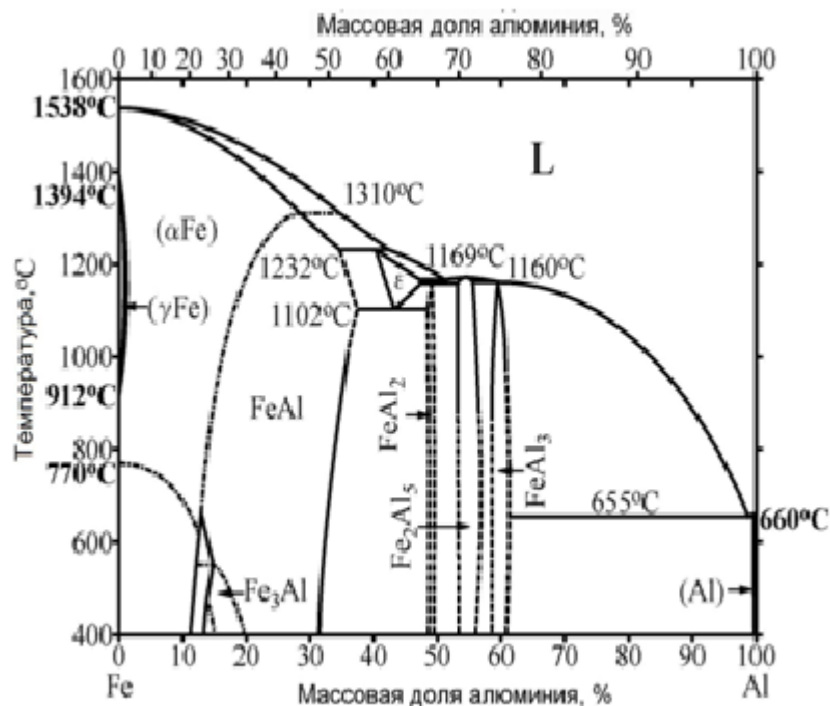


Рисунок 3- Диаграмма равновесных состояний системы «Fe-Al»

Железо, как легирующий элемент бронз, способствует измельчению зерна в процессе кристаллизации, повышению пластичности двухфазных сплавов. Железо предотвращает образование крупной γ_2 -фазы в медных сплавах с содержанием алюминия 9-11%, которая располагается строчечно в α -фазе и способствует охрупчиванию сплавов. В присутствии железа задерживается эвтектоидный распад и уменьшается растворимость алюминия в α -растворе [20]. Последний фактор определяет возможность к дополнительному повышению прочности после закалки и старения, и способствует протеканию эвтектоидного распада в тройной системе «Cu-Al-Fe» при содержаниях алюминия значительно меньших, чем 9,4%. К такому же эффекту приводит и ускоренное охлаждение бронзы с температур существования β - фазы. В научных работах показано, что эвтектоид может наблюдаться в микроструктуре бронзы при содержании алюминия от 8 до 6%.

1.3 Термическая обработка железо-алюминиевых бронз

Алюминиевые бронзы обладают высокими литейными свойствами, и полуфабрикаты из них получают в основном литьем. Однако в процессе кристаллизации в отливках формируется концентрированная усадочная раковина. Избежать этого недостатка позволяет метод непрерывного литья, который способствует и получению более однородного состава заготовки. При необходимости проводят гомогенизирующий отжиг в интервале температур $700 \div 750^{\circ}\text{C}$.

Технологический процесс изготовления изделий из бронз, в том числе и из железо-алюминиевой бронзы, предполагает определенный порядок основных операций.

После литья заготовки, как правило, подвергают горячему деформированию, степень пластической деформации может достигать 25-30%. Если содержание алюминия не превышает 8%, то однофазные бронзы можно подвергать и холодной обработке давлением [27].

После горячего формообразования изделия закаливают в воде, переводя структуру в однофазное состояние, и вторично деформируют при температурах выше рекристаллизационного порога, но ниже температуры первичной обработки давлением на несколько десятков градусов..

Температура нагрева под закалку зависит от химического состава бронзы. С увеличением содержания алюминия в сплаве температура нагрева понижается. На практике используют эмпирическую формулу [2]

$$T_3 = 1990^{\circ}\text{C} - 1000 * \% \text{Al}(\text{вес.})$$

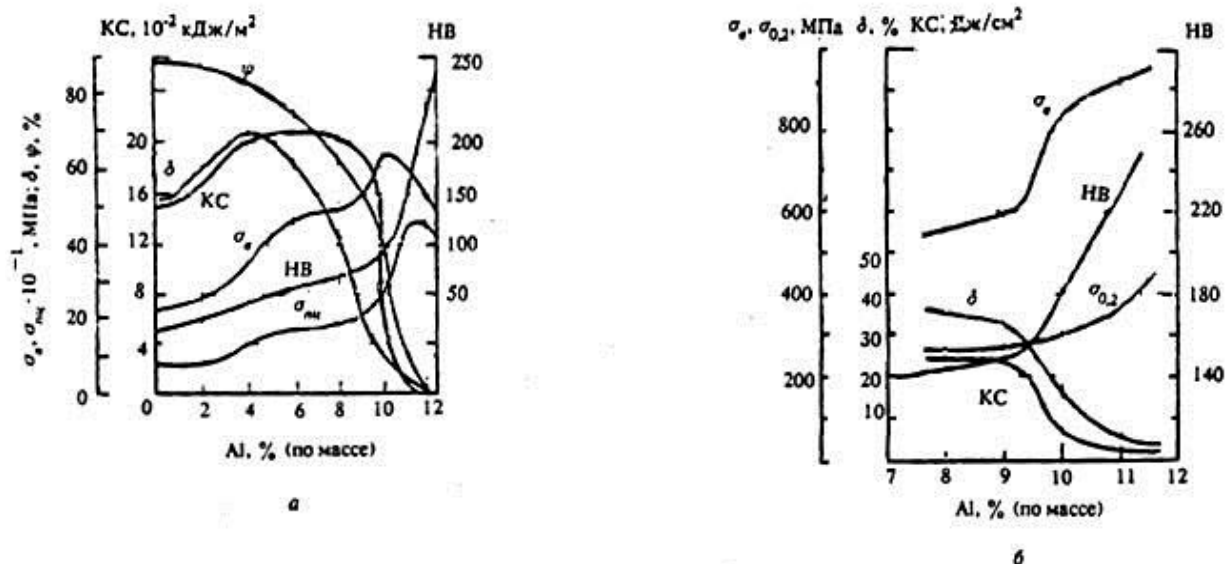
Время выдержки при нагреве зависит от размеров изделия, формы изделий, размещения изделий на поддоне, среды нагрева.

После холодной деформации бронзы приобретают текстурированное состояние, анизотропия свойств может снижать эксплуатационные характеристики изделий, поэтому такие полуфабрикаты отжигают по режиму рекристаллизации. Как показывают экспериментальные

исследования прочность и твердость после ожига не всегда имеют однозначную корреляцию и значительно зависят от содержания алюминия в бронзах [2,20]. Согласно рисунку 4, после рекристаллизационного отжига деформированных полуфабрикатов происходит одновременное возрастание временного сопротивления и твердости наряду с относительным удлинением и ударной вязкостью при увеличении содержания Al до 4-5%. Дальнейшее повышение содержания алюминия приводит к резкому падению характеристик вязкости и пластичности, при этом прочность возрастает значительно, чем твердость. В концентрационном интервале 9÷12% Al прочность уменьшается, а твердость стремительно увеличивается.

Известно, что согласно ГОСТ бронза одной марки имеет достаточно широкий допустимый концентрационный интервал содержания легирующих элементов, что является одной из причин нестабильности механических свойств изделий. Так для стабилизации прочностных и пластических свойств в странах Европы и США нормирующие документы предполагают допустимые интервалы по содержанию легирующих элементов в бронзах уже в 1,5-2 раза меньшие.

На рисунке 4 представлена зависимость механических характеристик сплава БрАЖМц10-3-1,5 от содержания Al.



а - деформированные полосы ($\epsilon=40\%$) после отжига ($T_{отж}= 650^\circ\text{C}$);

б - прессованные прутки и трубы

Рисунок 4 – Зависимость механических характеристик сплава БрАЖМц10-3-1,5 от содержания Al

Широкий разброс химического состава одной марки влечет за собой значительную разницу в процессах, формирующих микроструктуру сплавов даже в идентичных условиях охлаждения. Это, в свою очередь, создает трудности в выборе технологических параметров окончательной термической обработки, коей является закалка и отпуск (или старение), обеспечивающие дисперсионное упрочнение сплавов.

Обращение к справочным материалам по термической обработке бронз показало, что в основном предлагается высокотемпературная закалка с температур 930-950° С при которых сплав состоит из β -твердого раствора, который фиксируется охлаждением в воде. Затем проводят отпуск в интервале температур близком к 300 ° С в течении нескольких часов [29] Такая обработка является энергозатратной, а высокие степени переохлаждения вызывают деформации деталей в процессе закалки.

Другие рекомендуемые режимы термической обработки предполагают более низкие интервалы нагрева под закалку, когда сплав переводят в двухфазное состояние $\alpha+\beta$ [21], но в этом случае необходимо подбирать температуру нагрева для каждой партии сплава в связи с отличиями в химическом составе. При нагреве до одной и той же температуры в разных партиях будет формироваться различное количество образующейся β -фазы и стабильность свойств будет отсутствовать. Температура отпуска после такой закалки составляет $380\div 420$ °С. Все вышеуказанные режимы предполагают эффект упрочнения, но исследований о влиянии данных режимов ТО на износостойкость бронзы нет.

Анализ литературных источников определил наличие единственной термической обработки, повышающей износостойкость алюминиевых бронз авторов Щербакова Г.К., Ушакова Л.А. и Железняк Л.В [22]. Такая термическая обработка состоит из 3 основных операций:

- отжиг при температуре 500°C ;
- нагрев под закалку до температур близких к 900°C с дополнительной изотермической выдержкой при температурах $600-650^{\circ}\text{C}$;
- охлаждение в масле;
- отпуск изделий в интервале $300 - 350^{\circ}\text{C}$ в течение 3,5 ч.

В связи со сложностью и дороговизной такая обработка не нашла широкого применения в массовом производстве.

В УЛИР ОАО «АвтоВАЗ» были проведены предварительные исследования структуры и механических свойств сплава БрАЖ9-4 после различных режимов термической обработки [1,28]. Показано, что повышению износостойкости способствует увеличение количества дисперсных включений γ_2 -фазы и высказано предположение о необходимости проводить отпуск после закалки в интервале температур эвтектоидного распада β -фазы. Необходимо отметить, что в последних работах не проводились исследования трибологических свойств БрАЖ9-4.

Более того, было отмечено отсутствие корреляции между твердостью бронзы и сопротивлением изнашиванию.

Таким образом, вопрос о разработке технологического процесса термической обработки, обеспечивающей высокую износостойкость алюминиевых бронз, остается открытым.

Кроме того, при выборе технологии ТО необходимо учитывать особенности технологического процесса в реальных условиях; сложность и неоднозначность фазовых превращений в многокомпонентных системах на основе меди; значительное влияние любых отклонений температуры и состава сплава на конечную структуры бронзы [3].

Экспериментальные исследования показывают, что распад β -фазы протекает через образование нескольких промежуточных фаз, характеризующихся некоторым пересыщением растворенных элементов и, потому, отнесенных к фазам мартенситного типа. Основные из них- это β_1 , β_1' и β' - фазы. Максимальную растворимость алюминия в меди имеет β_1 - фаза с ОЦК решеткой (11,9%Al). β_1' –фаза с ромбической кристаллической решеткой растворяет немного меньше алюминия. β_1 и β_1' фазы характеризуются высокой степень упорядочения, в отличие от β' – фазы с ГЦК решеткой, в которой наблюдаются значительные искажения и напряжения 3 –го рода. Кинетику распада высокотемпературного β -раствора иллюстрирует диаграмма распада, построенная для двухкомпонентного сплава Cu+12,2% Al[18] и представленная на рисунке 5.

Как показывает изотермическая диаграмма распада, в указанной системе формируется достаточно многообразные и многофазные структуры в зависимости от степени переохлаждения охлаждения. Мартенситному превращению, протекающему ниже температуры 400⁰С, предшествует выделение промежуточных фаз, которые могут сохраняться в структуре после полного охлаждения.

На рисунке 5 представлена изотермическая диаграмма распада высокотемпературной β - фазы для сплава Cu+12,07% Al.

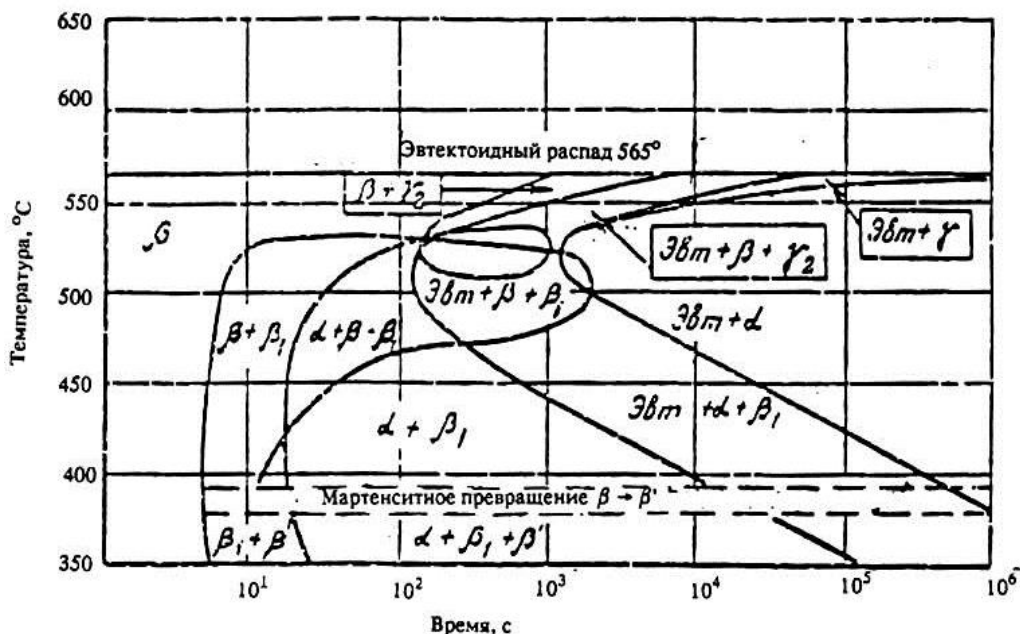


Рисунок 5- Изотермическая диаграмма распада высокотемпературной β - фазы для сплава Cu+12,07% Al

1.4 Физико-химические процессы износа. Факторы, определяющие износостойкость пар трения

Износ – есть процесс разрушения материалов с поверхности под действием сил трения. Изменение линейных размеров тела или его массы во времени определяют скорость изнашивания и ресурс рабочего времени.

Сопротивление деталей износу зависит как от свойств самого материала, так и от внешних условий и наличия смазочных материалов.

Детали, работающие в паре трения, подвергаются различным типам износа, которые могут проявляться и совместно. Выделяют адгезионный, абразивный, окислительный и усталостный типы износа.

Взаимодействие поверхностей трущихся деталей имеет сложную природу, которую наиболее исчерпывающе описывает теория адгезионно-

деформационного износа [17]. Поверхности деталей имеют определенную шероховатость и контактируют с максимальной нагрузкой в локальных местах, где происходит максимальное пластическое деформирование и упрочнение поверхностных слоев. Низкий модуль упругости материалов или высокая шероховатость поверхности увеличивают деформацию поверхностного слоя, упрочняют до критических значений и способствуют хрупким отколам частей поверхности, увеличивая износ. С другой стороны, на первоначальном этапе работы пары трения, необходима так называемая притираемость деталей, которая уменьшается с увеличением твердости и упругих характеристик материалов.

В процессе плотного контактирования деталей происходит их разогрев и увеличивается вероятность образования адгезионных связей между поверхностями деталей. Образуются, так называемые «мостики сварки», разрушающиеся при движении поверхностей с возможным вырывом части поверхностного слоя. Величина адгезионного износа определяется прочностью адгезионной связи на срез τ_{cp} и твердостью материалов [23]:

$$V_i \sim \tau_{cp} / HRC$$

Прочность адгезионных связей значительно уменьшается при наличии смазочных материалов в зоне контакта, образовании прочных оксидных пленок. Схватывание между парой твердых материалов приводит к разрушению обеих поверхностей и высокой скорости износа. Образование адгезионных связей между твердой и более пластичной поверхностью менее опасно. Пластичная составляющая сплава способна деформироваться без разрушения, тем самым уменьшая контактное давление и предотвращая схватывание.

Во всех случаях, частицы металла, оторвавшиеся от поверхности, начинают работать как абразив и ускоряют износ. Происходит процесс микрорезания, который является самым опасным и недопустимым механизмом разрушения поверхностей при работе деталей в контакте.

Таким образом, согласно адгезионно- деформационной теории износа, необходимо создать совместимую пару трения. Только повышением твердости достигнуть повышения износостойкости не представляется возможным. Наряду с повышенной твердостью сплав должен обладать определенным запасом пластичности, высоким сопротивлением срезу и образованию адгезионных связей.

Направляющая колодка из бронзы БрАЖ4-9 работает в паре с бортштангой из стали 19ХГН с цементованной поверхностью в условиях сухого трения. Условия эксплуатации конструктивного узла «направляющая колодка- бортштанга» и технологические возможности производства не позволяют использовать смазочные материалы или легкоплавкие покрытия как меры повышения износостойкости, хотя такие попытки и предпринимались первоначально. Было принято решение использовать технологический процесс термической обработки, как наиболее экономичный и результативный с точки зрения направленного изменения свойств и их одновременной стабилизации.

Повышение упругих и прочностных характеристик бронзы достигается за счет дисперсионного упрочнения частицами вторичных фаз, при этом сохраняется пластичная основа из твердого раствора на основе меди. Именно термическая обработка за счет изменения технологических параметров позволяет в широком диапазоне варьировать количество упрочняющей фазы и ее дисперсность, изменять величину твердорастворного упрочнения в матрице, и тем самым получать различное сочетание прочности, твердости и пластичности сплава.

2 Материалы и методы экспериментальных исследований

2.1 Постановка экспериментов

Поставленные в предыдущем разделе задачи требуют проведения ряда экспериментальных работ. Во-первых, из анализа литературных источников [1, 28] следует, что сплав БрАЖ 9 – 4 имеет различный фазовый состав при разных температурах нагрева. Различные справочники предлагают различные варианты закалки и отпуска для получения оптимальных механических свойств [1,21,27,29]. При этом какой режим термической обработки наиболее подходит именно для повышения износостойкости неясно. Кроме того, вызывает сомнение способность данной марки значимо менять свойства при содержании алюминия менее 9% [1, 3, 13]. Поэтому целесообразно провести самостоятельный эксперимент по выявлению связи между сопротивлением абразивному изнашиванию и режимами термической обработки.

Для ответа на поставленные вопросы было принято решение изготовить образцы для испытаний из деталей, имеющих наихудшую стойкость по данным производственного цеха. В первую очередь необходимо определить химический состав данного изделия. Во вторую очередь было предложено провести термическую обработку сплава. Выбор режимов проводили исходя из того, что заготовки направляющих колодок уже были изготовлены, поэтому возможности для окончательной доработки практически не имели. Таким образом, требовалось минимизировать коробление сопрягаемых поверхностей. Из статьи [1] известно, что нагрев выше 950° С приводит к значительному короблению данной детали. Поэтому режимы, предложенные в работах [3, 7, 29] неприемлемы. Рекомендации [6] не получили производственного подтверждения и потому не могут быть признаны техническим решением. При этом показано, что увеличение температуры нагрева увеличивает твердость изделий, а нагрев

сплава из однофазной области эффективен только до 900° С, т.к. при дальнейшем увеличении температуры нагрева эффективность прироста доли β-фазы снижается, а закалка в воду не в состоянии подавить распад β → β + α. Также были получены данные [1], что наличие среднетемпературной γ₂-фазы положительно влияет на износостойкость.

Исходя из вышеизложенного были предложены режимы, представленные в таблице 1.

Таблица 1 – Экспериментальные режимы термической обработки

Номер режима	Температура нагрева под закалку и условия отпуска	Комментарий
0	Без термической обработки (далее БТО)	-
1	850° С, охлаждение воздух, отпуск 400° С, 30 мин, охлаждение в воду	Цель охлаждения в воду задержать распад γ ₂ -фазы
2	850° С, охлаждение воздух, отпуск 500° С, 30 мин, охлаждение в воду	Цель охлаждения в воду задержать распад γ ₂ -фазы
3	550° С с выдержкой 360 мин, охлаждение на воздухе	По данным [1] режим обеспечивает максимальное упрочнение
4	900° С охлаждение в воду, отпуск 300° С в течение 120 мин	Для обеспечения максимального количества β-фазы и снятия напряжений
5	800° С охлаждение в воду, отпуск 400° С в течение 30 мин, окончательное охлаждение на воздухе	Режим «улучшения» согласно [21]
6	750° С охлаждение в воду, отпуск при 250° С в течение 180° С остывание на воздухе	По данным [1] обеспечивает количество эвтектоидных фаз на уровне образцов в максимальной износостойкостью

Продолжение таблицы 1

Номер режима	Температура нагрева под закалку и условия отпуска	Комментарий
1п	850° С охлаждение в воду, отпуск при 500° С в течение 15 мин, остывание на воздухе	Отпуск при температуре близкой к минимальной устойчивости β -фазы по данным [18]
3п	850° С охлаждение в воду, отпуск при 350° С в течение 30 мин, остывание на воздухе	Отпуск при температуре близкой к температуре начала распада γ_2 -фазы
4п	850° С охлаждение в воду, отпуск при 250° С в течение 180 мин, остывание на воздухе	Низкий отпуск, исключаящий распад β -фазы

Примечание: режимы с литерой «п» сформулированы по результатам исследований режимов 1 – 6.

После термической обработки по указанным в таблице 1 режимам образцы подвергались испытанию на абразивный износ. Для термической обработки и последующего испытания на износостойкость были подготовлены образцы размерами 19,5 x 6,5 x 10 мм, при этом площадь поверхности для испытаний на сопротивление абразивному изнашиванию составила 127 мм².

С целью зафиксировать фактическое состояние до и после термической обработки все образцы подвергались испытаниям на определение твердости и исследованию микроструктуры.

2.2 Стандартные методы испытаний

Для оценки твердости образцов использовали стандартизированный метод Виккерса. Для чего был выбран ГОСТ Р ИСО 6507 – 1 -2007 т.к. он является наиболее актуальным документом на сегодняшний день и, в

отличие от ГОСТ 2999, описывает измерения с нагрузкой в более широком диапазоне, а также предусматривает оценку неопределенности результатов измерений.

Микроструктуру сплава оценивали с применением ГОСТ 21073 «Металлы цветные. Определение величины зерна». Для подсчёта соотношения фаз использовали метод количественного анализа на основе ГОСТ 8233 – соотношение перлита и феррита в стали. Данный подход считаем возможным, так как в системах анализа изображений принцип подсчёта фаз реализован за счёт условного разделения структурных компонентов на «черное» и «белое».

2.3 Оборудование и реактивы

Поскольку основная задача при металлографическом анализе определить количественное соотношение α -фазы и эвтектоидной составляющей требуется применить реактив позволяющий чётко разделить основу на «светлые» и «тёмные» поля. Для чего в соответствии с рекомендациями [1] проводили контрастирование фаз травлением в растворе, состоящим из 16,7 г $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, 25 мл соляной кислоты и 100 мл дистиллированной воды, травление проводилось в течении 5 – 10 с в соответствии с рекомендациями справочной литературы. В нашей работы мы опирались на справочник под авторством М. Беккерта и Х. Клемма [19, 24]. При этом гарантируется получение изображения пригодного для адекватного автоматического обсчёта (рисунок 5). Вычисление проводили в автоматическом режиме с применением программного комплекса SIAMS 800 интегрированного с инвертированным оптическим микроскопом марки OLYMPUS GX-51 (рисунок 6).

Преимуществами SIAMS 800 являются [4]:

- автоматическое выравнивание неравномерности освещенности поля зрения и коррекция загрязненности оптической системы микроскопа;
- построение панорамных изображений из видеопотока кадров в режиме реального времени, без остановок между кадрами и без ограничений по размеру;
- вычисление в режиме реального времени размеров и площади отснятого изображения;
- экспресс-оценка структуры: вычисление доли контрастной фазы с моментальным пересчетом при перемещении образца на новое поле;
- возможность пересъемки фрагментов готовой панорамы;
- автоматическая сборка сфокусированного изображения на неплоской поверхности в режиме видео при вращении оператором рукоятки фокусировки;
- многослойная съемка кадров в разных методах контрастирования, имеющихся в микроскопе с возможностью одновременного измерения элементов структуры на каждом слое.

На рисунке 5 представлен пример наложения «маски» для автоматического обсчета в программном комплексе SIAMS 800.

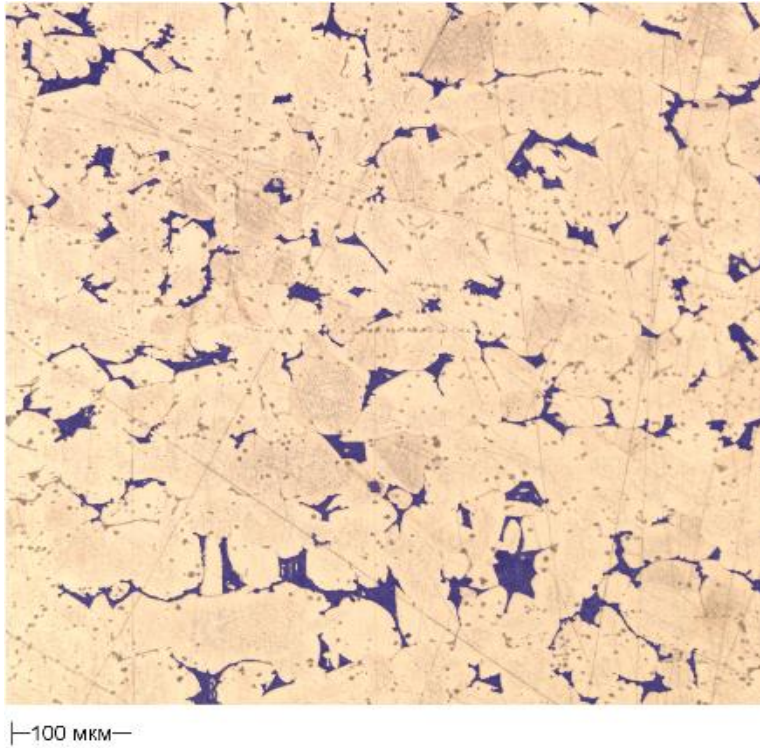


Рисунок 5 – Пример наложения «маски» для автоматического обчёта в программном комплексе SIAMS 800

На рисунке 6 представлен инвертированный оптический микроскоп OLIMPUS-GX51.

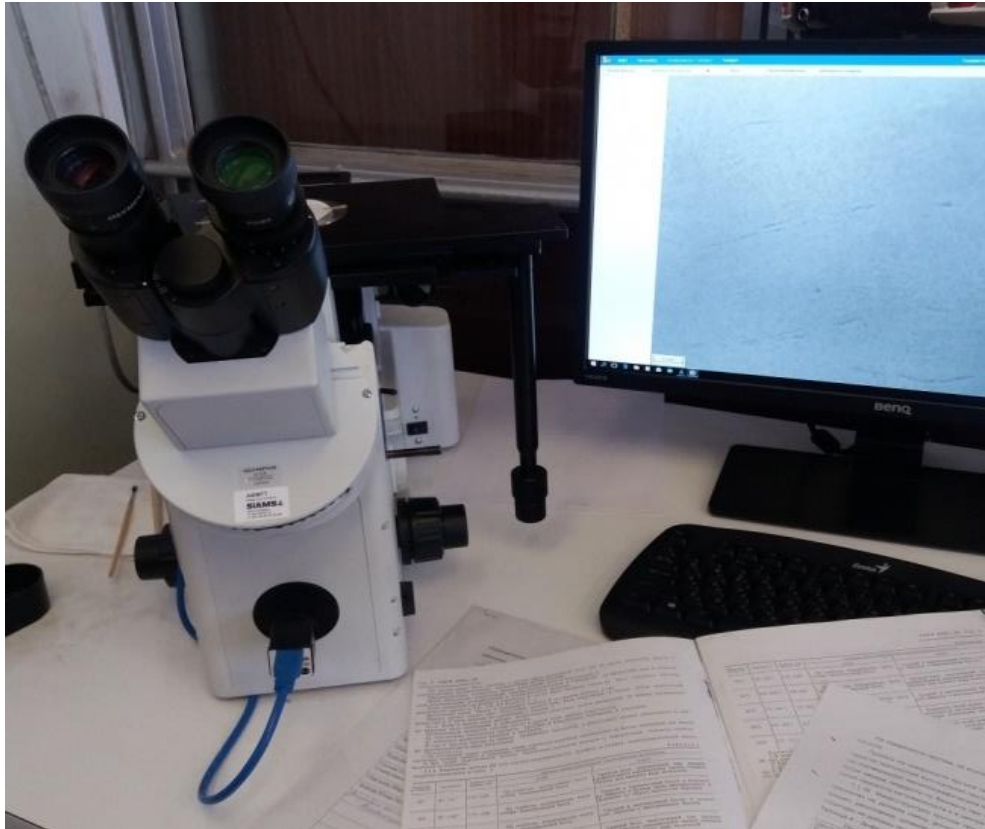


Рисунок 6 – Инвертированный оптический микроскоп OLIMPUS-GX51

В процессе работы применяется специализированный режим анализа объектов на движущемся образце с динамическим наложением маски. Назначение данного режима – экспресс-анализ доли фазовых составляющих. Возможно применение выравнивания освещенности поля при построении панорамных изображений и захвате отдельных кадров в режиме Live-Light, что помогает в тех случаях, когда микроскоп не обеспечивает чёткого изображения структуры. Имеется функция интеллектуального уточнения положения текущего поля зрения, которая исключает погрешность стыковки кадров [5, 19].

Для изготовления [6] микрошлифов нарезали образцы при охлаждении водой на равные бруски размером 20x10x10 мм и запрессовали их в карбопласт с помощью автоматического запрессовочного станка MECAPRESS 3 ф. Presi (Франция) (рисунок 7).

На рисунке 7 представлен Автоматический запрессовочный станок MECAPRESS 3.



Рисунок 7 – Автоматический запрессовочный станок MECAPRESS 3

MECAPRESS 3 полностью автоматический станок [10] для горячей запрессовки. Встроенная цветная сенсорная контрольная панель позволяет добавлять и записывать все параметры запрессовки: температура нагрева, время нагрева, время охлаждения, метод охлаждения, давление, форму, тип смолы, количество смолы, материал формы. Простота использования, качество и сенсорный экран делает MECAPRESS 3 интуитивно-понятным и очень легким в эксплуатации. Эксплуатационная надежность: у пневматической системы надежность выше, чем у гидравлической. Не требуется дополнительное обслуживание, замена и доливка масла в

гидравлическую систему. Точность приложения нагрузки у пневматической системы выше, чем у гидравлической.

MECAPRESS 3 оснащен простой и безопасной системой запираения. Запуск станка автоматически блокируется при открытой форме. Температурные датчики предохраняют образцы и станок от перегрева. У MECAPRESS 3 верхний пуансон не заходит в цилиндр пресс-формы, такая конструкция верхнего запорного механизма предотвращает залипание верхнего пуансона в пресс-форме, что часто встречается в моделях, в которых верхний пуансон помещается непосредственно в пресс-форму.

Далее проводили подготовку поверхности шлифов до зеркального блеска путём шлифовки образцов с подачей холодной воды, используя шкурки с возрастающей зернистостью P400-P2000 на станке MINITECH 300 DP1 ф.PRESI (Франция). Технические характеристики станка приведены в таблице 2. Полировку образцов проводили алмазной пастой с зернистостью 0...1 мкм на полировальном сукне с использованием спирта и ПАВ L.O.C ф. Amway.

На рисунке 8 представлен MINITECH 300 DP1 станок шлифовально-полировальный двухдисковый.



Рисунок 8 - MINITECH 300 DP1 Станок шлифовально-полировальный
двухдисковый

Таблица 2 – Технические характеристики станка MINITECH 300 DP1 [11]

Количество рабочих дисков	2
Количество двигателей	1
Диаметр рабочего диска	250 / 300 мм
Скорость вращения диска	20 – 700 об/мин
Мощность двигателя S1	900 Вт
Мощность двигателя S3	1 500 Вт
Вращение диска: по и против часовой стрелки	-
Дисплей	Цветной сенсорный TFT
Таймер	1 – 999 с
Композитный ударо- коррозионностойкий корпус	-
Быстросъемная чаша	-
Отображение силы прижатия образца	-
Многоструйная подача воды	-

Продолжение таблицы 2

Габариты (ШхГхВ)	1100 x 810 x 330 мм
Вес	60 кг
Энергопотребление	230 В, одна фаза 50 Гц
Соответствие	СЕ

После просмотра образца на предмет отсутствия грубых рисков и неметаллических включений выполняют металлографическое травление по методике, описанной выше. Современные подходы к качеству и безопасности металлографического травления в лаборатории требуют внедрение строго регламентированных правил по хранению, использованию и утилизации химических реактивов с применением бережливого производства на основе 5S [8], поэтому необходимые растворы находятся в требуемом количестве непосредственно в зоне травления – в вытяжном шкафу – с указанием названия, объёмов, количества и времени приготовления и срока годности растворов. Для снижения производственных рисков на каждый реактив наносится цветовая маркировка: красный – «кислоты», желтый – «огнеопасно», синий – «щелочь», фиолетовый – «соли», зеленый – «нейтральный» (рисунок 9).

На рисунке 9 представлены реактивы, используемые для травления образцов.



Рисунок 9– Реактивы, используемые для травления образцов

Механические испытания состояли в измерении твердости по Виккерсу при нагрузке в 1 кг. Продолжительность выдержки под нагрузкой для цветных металлов 30 ± 2 с в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507 – 1 – 2007. Твердость определяли делением приложенной нагрузки на квадрат диагонали отпечатка по прилагаемым к оборудованию таблицам.

Испытания на твёрдость проводится аналогично работе [5] с помощью твердомера Micromet 5101 фирмы Buehler (США) (рисунок 10) с алмазным наконечником по Виккерсу (ГОСТ 9450). Цикл приложения нагрузки автоматизирован и запускается вмонтированной в корпус твердомера кнопкой. Время выдержки и значение нагрузки устанавливаются соответствующими ручками на корпусе прибора. Переход к системе измерения длины диагоналей отпечатка с помощью микрометрической головки после цикла приложения нагрузки и переход к повторению цикла приложения нагрузки осуществляется оператором. Измерительная головка микроскопа позволяет производить измерения диагоналей отпечатков в мкм. 50 Вт галогеновая лампа с настраиваемой апертурой.

Перевод измеренных значений в числа твёрдости осуществляется по таблицам, входящими в комплектацию прибора. Тестовые нагрузки от 10 до 1000 г. Пределы допускаемой абсолютной погрешности в зависимости от твёрдости: от 50 до 300 HV – от ± 3 до ± 15 . Питание 220/240 В.

На рисунке 10 представлен твердомер Micromet 5101, Buehler.



Рисунок 10 – Твердомер Micromet 5101, Buehler

Химический состав был определён с помощью оптически-эмиссионного спектрометра OBLF QSN – 750 - II (рисунок 11).

Перед проведением анализа выполняется калибровка по контрольным образцам, проводится выравнивание фона процентного содержания медных сплавов. Погрешность измерений – менее 1% [5, 14].

На рисунке 11 представлен оптический эмиссионный спектрометр OBLF QSN -750 – II.



Рисунок 11 – Оптический эмиссионный спектрометр OBLF QSN -750 – II

Во время исследования образцы подвергались режимам ТО в муфельной печи «Термокремика». Точность данного оборудования ± 1 °С. Программируемый терморегулятор позволяет печи работать по заданной программе: плавно набирать температуры, зафиксировать температуру на заданное время, осуществить плавное остывание, при необходимости, фиксируясь на температурных полках. Конструкция всех муфельных печей позволяет производить быструю замену и муфеля, и нагревательных элементов. В нашем случае использовались муфельные печи с нагревательными элементами из фехраля с максимальной рабочей температурой в 1300 °С.

Для определения стойкости к абразивному изнашиванию [5] образцы, имеющие одно качество поверхности, одинаковую площадь, подвергались шлифованию поверхности образцов мелкой шкуркой, шероховатостью P500 (30-40 мкм), в течение 20 секунд.

Для того, чтобы определить количественный параметр износостойкости, снимались показания веса образца до и после

шлифования. Образцы взвешивались в лабораторных весах с точностью 0,0001 г.

Исследование на износостойкость [5] проводились методом оценки абразивного износа при воздействии гибкими шлифовальными дисками (рисунок 12).



а)



б)

Рисунок 12 – Установка для испытаний на абразивную стойкость

Шлифовальные диски с абразивностью 30 μ были выбраны для закрепления на станке в последующей работе. Образец закрепленный между тисками на магнитной платформе подвергался шлифованию в течение 20 секунд .

Полученные результаты подвергались статистической обработке данных: среднеарифметическое от трёх взвешиваний, вычислялась разница двух измерений (до и после абразивного воздействия на поверхность образца), определялось среднее значение из серий измерений и определялось стандартное отклонение в таблицах Excel.

Заключение к разделу 2.

По результатам подготовки данного раздела был проанализированы способы решения поставленных задач. Выполнен подбор оборудования, для проведения необходимых испытаний. По данному разделу можно сформулировать ряд выводов:

- проведена постановка экспериментальной части работы;
- определены необходимые методики анализа;
- подобрано современное оборудование, обеспечивающее требуемую точность анализов.

3 Результаты испытаний

3.1 Химический состав и сопротивление абразивному износу

В результате реализованной программы испытаний были получены данные, представленные ниже. Химический состав образцов, определенный спектральным анализом представлен в таблице 3.

Таблица 3 – Химический состав испытанных образцов в сравнении с требованиями стандартов

Образец/стандарт	Cu	Al	Fe	Примеси	Марка
фактически	88,20	8,14	2,94	0,72	БрАЖ 9-4
ГОСТ 18175	Ост.	8,0-10,0	2,0-4,0	Ост.	БрАЖ 9-4
ASTM B124	Ост.	8,5-10,0	3,0-4,5	Pb \leq 0,2 Sn \leq 0,6 Zn \leq 0,8	C61900
ASTM B124	Ост.	6,0-8,0	1,5-3,5	Pb \leq 0,1 P \leq 0,015 Zn \leq 0,2 Mn \leq 1,0 Zn \leq 0,15	C61400
ISO 428	Ост.	7,0-9,0	1,5-3,0	Ni \leq 1,0 Mn \leq 0,8 Zn \leq 0,5	CuAl8Fe3
ISO 428	Ост.	8,5-11,0	2,0-4,0	Ni \leq 1,0 Mn \leq 2,0 Zn \leq 0,5	CuAl10Fe3

Таким образом, химический состав, проанализированных образцов, во-первых, соответствует ГОСТ 18175, во-вторых, при таком содержании основных элементов не может быть отнесен к сплавам C61900 и CuAl10Fe3, аналогом которых, как заявляется является сплав БрАЖ 9-4, а скорее

относится к сплавам более низкими показателями механических свойств - С61400 и CuAl8Fe3. Главное, что согласно [1] сплав с таким химическим составом при охлаждении на воздухе из горячего состояния будет иметь однофазную α -основу, что не исключает образования двухфазной матрицы при закалке в воду.

Результаты испытаний на стойкость к абразивному изнашиванию приведены на рисунке 13.

Из рисунка 13 следует, что наибольшей износостойкостью обладает образец после закалки с температуры 850° С с последующим отпуском при 500° С в течение 15 минут. Сопоставимые результаты имеет образец закаленный с 750° С и отпущенный при 250° С в течение 3 часов.

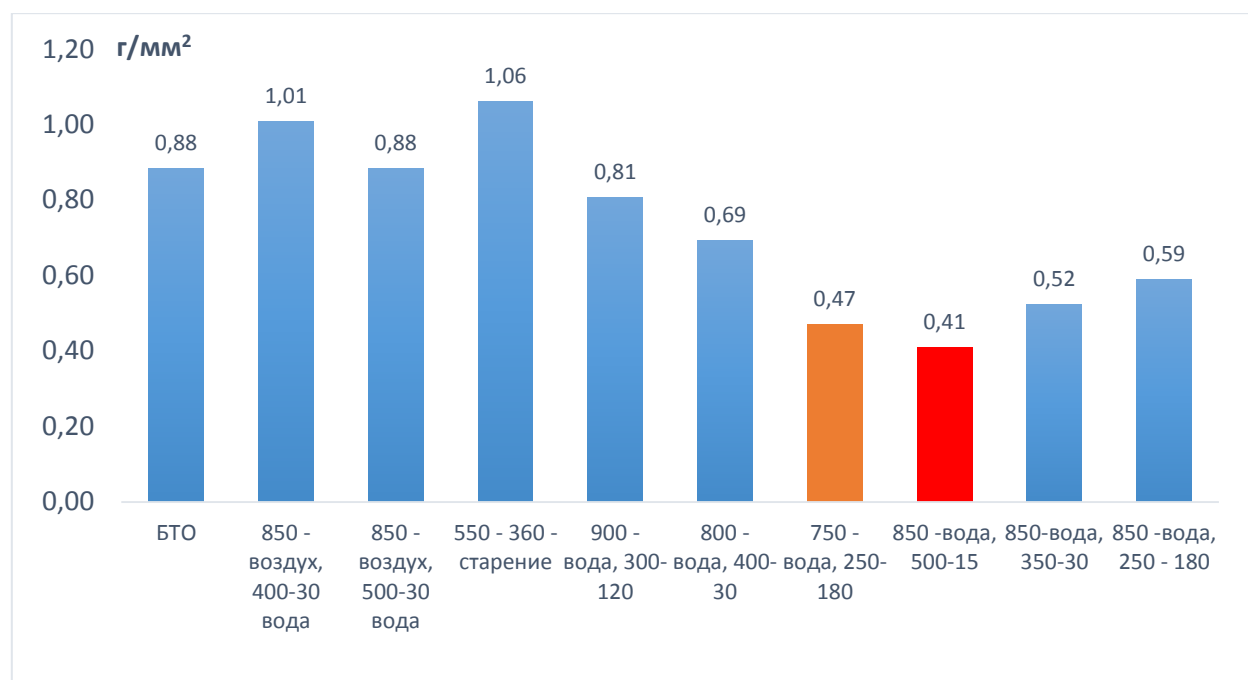


Рисунок 13 – Весовой износ образцов, термообработанных по различным режимам

Режимы, связанные с охлаждением на воздухе, с длительным старением показывают результаты сопоставимые с образцом не прошедшем термическую обработку. Для объяснения причин таких результатов-

необходимо провести дополнительные исследования фактического состояния образцов.

3.2 Механические и металлографические испытания

Результаты измерения твердости образцов приведены на рисунке 14. Из полученных данных можно сделать вывод, что повышение твердости не коррелирует с абразивной стойкостью исследуемого сплава, а значит за повышение износостойкости ответственны другие, вероятно, микроструктурные характеристики.

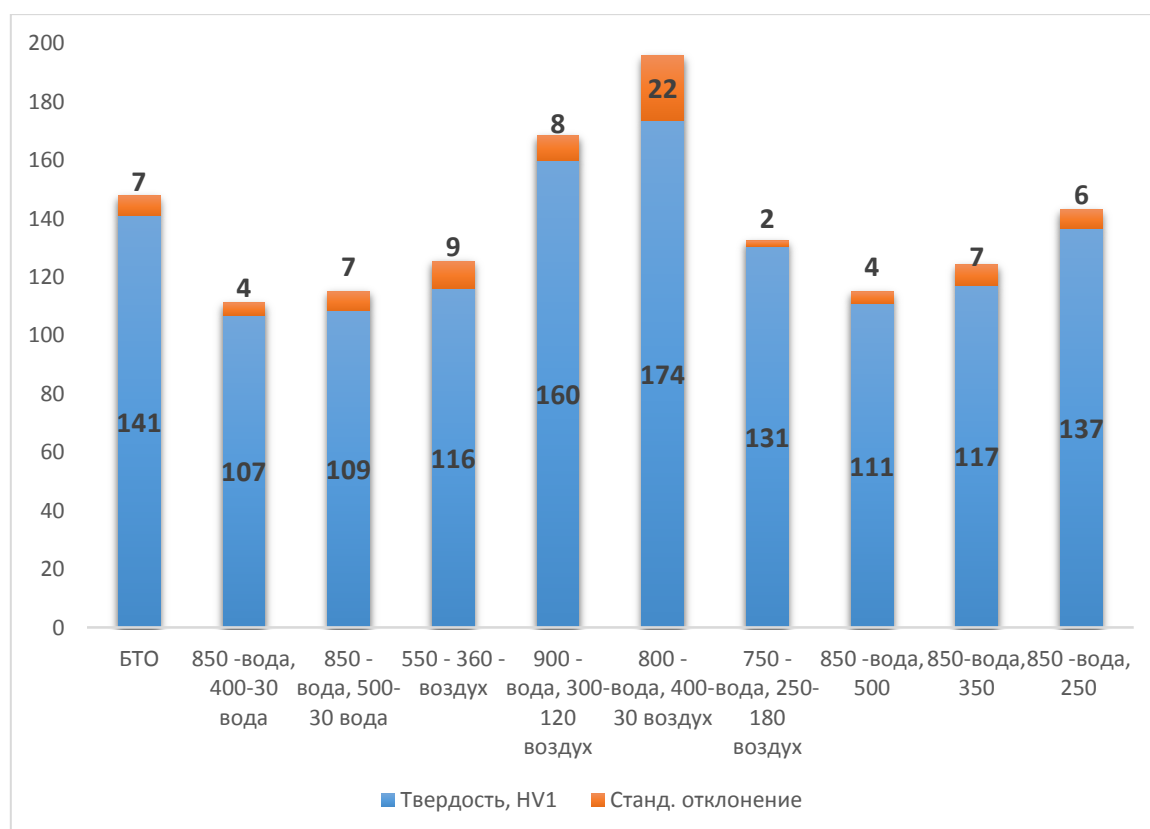


Рисунок 14– Твердость образцов после различных режимов термообработки

На рисунке 15 представлена микроструктура сплава без термической обработки.

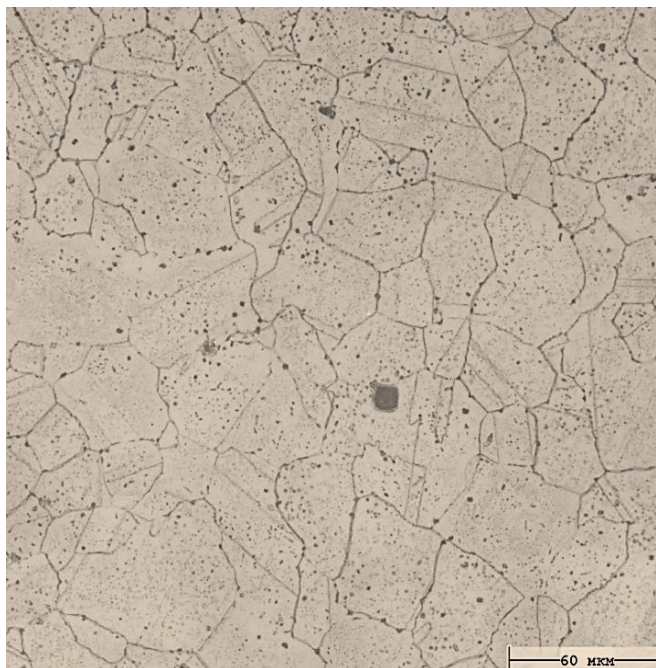
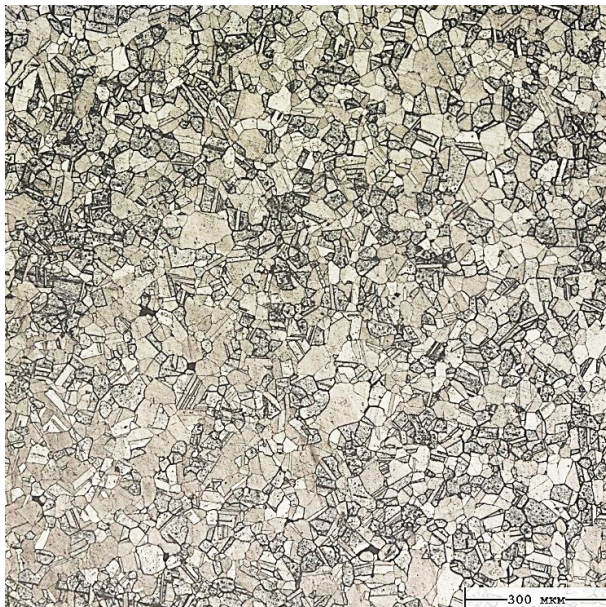


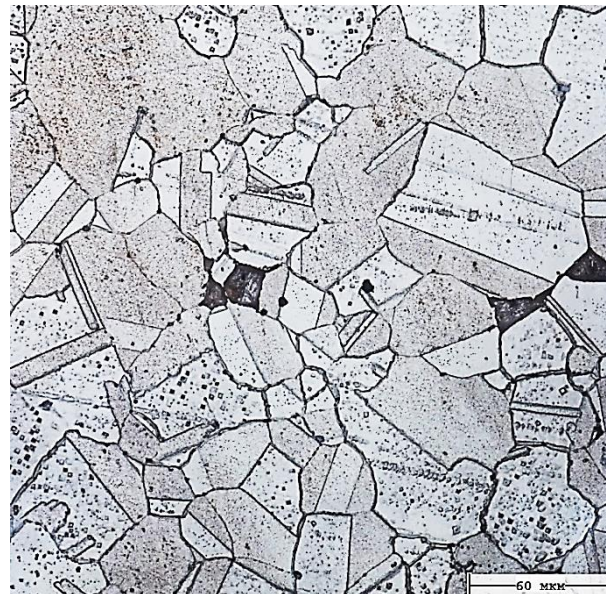
Рисунок 15 – Микроструктура сплава без термообработки: α -фаза + дисперсные выделения, x500

Таким образом, исходный образец имеет однофазную основу с дисперсными включениями согласно [25] представляющие собой Fe_3Al , в соответствии с [12] - γ_{Fe} -фазу. Кроме того, встречаются достаточно крупные единичные включения темного цвета, вероятно, представляющие из себя интерметаллидное соединение на основе Fe_3Al . Зерна с наличием двойников. На рисунках 16-21 представлены микроструктуры образцов после термической обработки по режимам 1 – 6.

На рисунке 16 представлен образец после ТО по режиму 1.



а) x100



б) x500

Рисунок 16 – Образец после ТО по режиму 1

Микроструктура образца 1 также с однофазной α -основой, присутствуют единичные области, представляющие собой согласно [1] β -фазу. Дисперсные включения, укрупненные ромбической формы, зерно α -фазы характерное для отожжённой формы зерен меди с выраженными двойниками. Микроструктура образца 2, в общем, имеет идентичное строение с образцом 1 (рисунок 17) с тем отличием, что участки с β -фазой не выявляются. Значит температура отпуска при 500°C более близка к критической, что приводит к полному распаду β -фазы. Режим 3 (рисунок 18) приводит уширению границ зерен, но в целом не влияет на микроструктуру сплава в сравнении с образцом без термической обработки.

На рисунке 17 представлен Образец после ТО по режиму 2, x500.

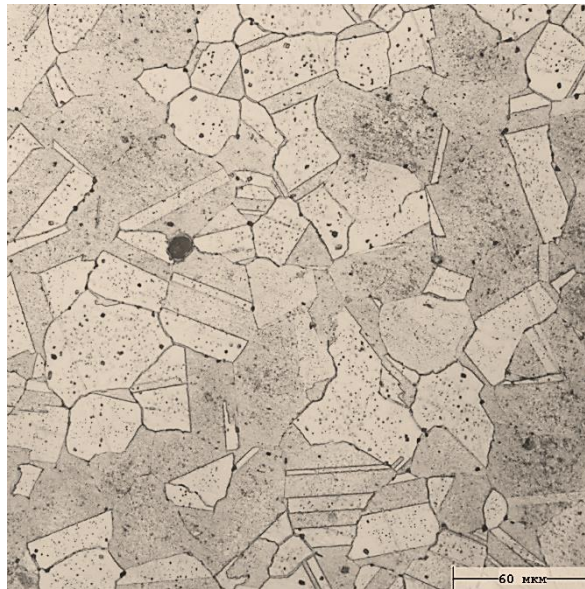


Рисунок 17– Образец после ТО по режиму 2, x500

На рисунке 18 представлен образец после ТО по режиму 3, x500.

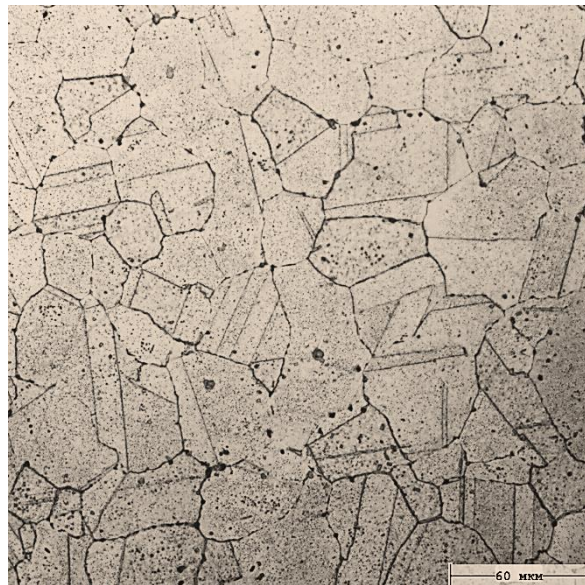


Рисунок 18 – Образец после ТО по режиму 3, x500

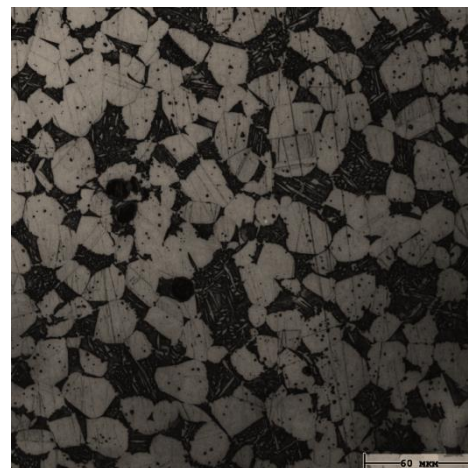
При закалке с 900°C фиксируется двухфазная основа (рисунок 19). Количество α -фазы 60...70%, при этом из исходных зерен β -фазы выделяются иглообразные включения α -фазы, что указывает на протекание эвтектоидного распада. Низкотемпературный отпуск при 300°C не

позволяет образовываться высокотемпературной γ_2 -фазе. Количество дисперсных включений значительно меньше, чем в предыдущих режимах, двойники менее выражены.

На рисунке 19 представлен образец после ТО по режиму 4, x500.



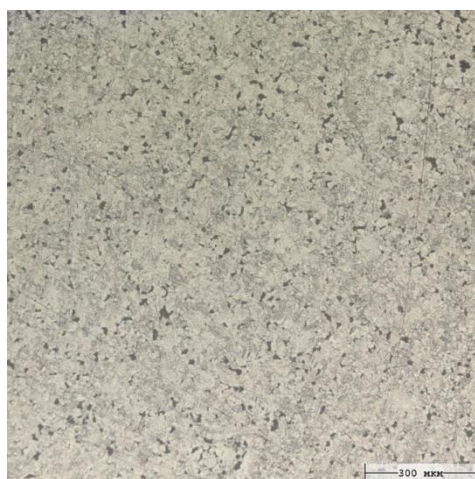
а) x100



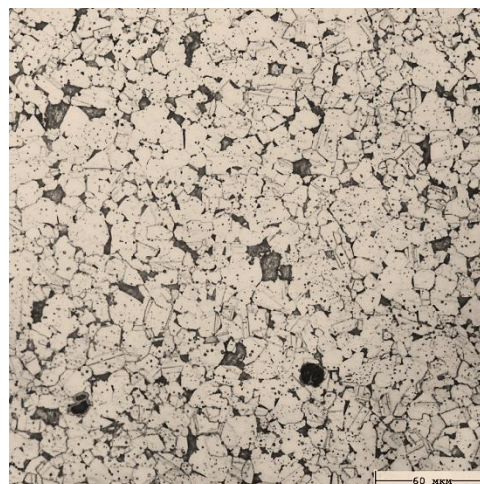
б) x500

Рисунок 19 – Образец после ТО по режиму 4, x500

На рисунке 20 представлен образец после ТО по режиму 5.



а) x100

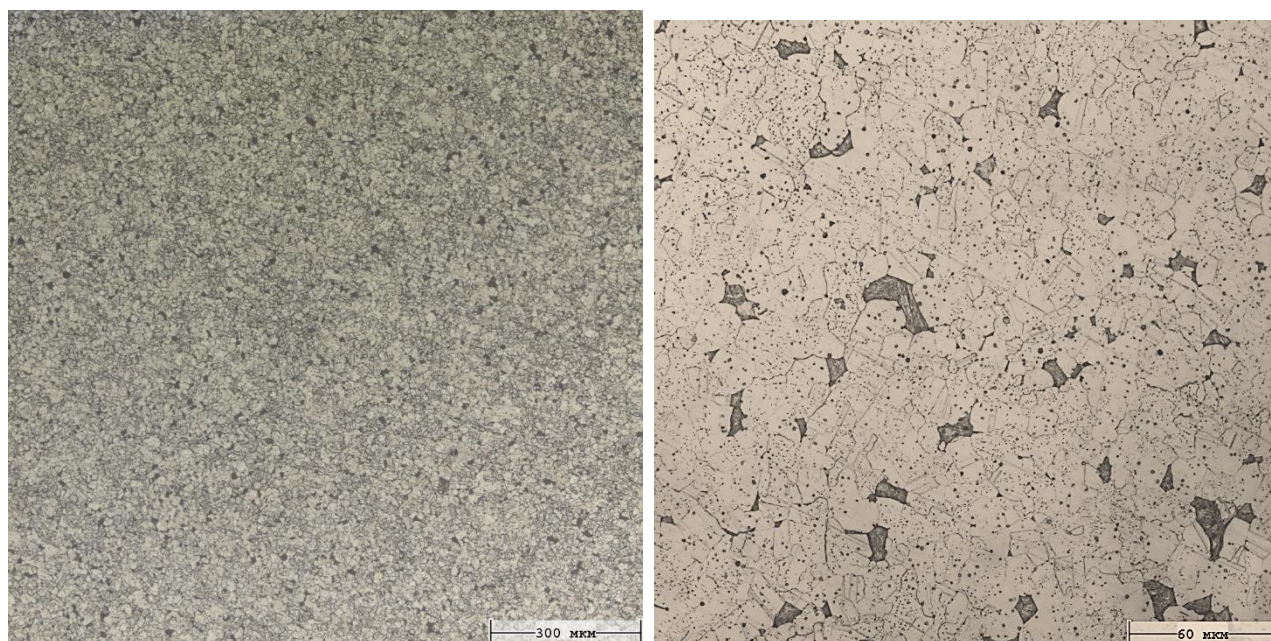


б) x500

Рисунок 20 – Образец после ТО по режиму 5

При закалке с 800°C фиксируется двухфазная основа (рисунок 20). Количество α -фазы 82%, при этом структура исходных зерен β -фазы плотноупакованная, выделений α -фазы в зерне не выявлено, а значит эвтектоидный распад полностью подавлен. Зерна с двойниками, однако размер значительно уменьшился до 10...15 мкм, что говорит о незначительном перегреве относительно температуры рекристаллизации. Форма и размер дисперсных выделений занимает промежуточное положение между высокотемпературным нагревом и низкотемпературными образцами.

На рисунке 21 представлен образец после ТО по режиму 6.



а) x100

б) x500

Рисунок 21 – Образец после ТО по режиму 6

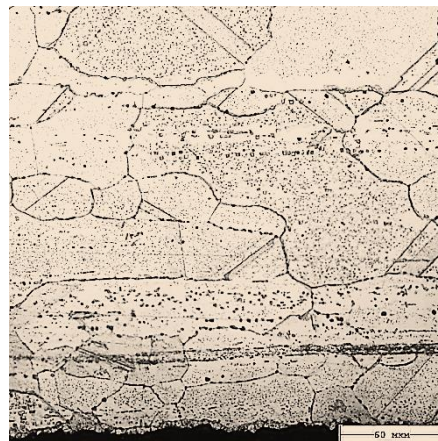
Дальнейшее снижение температуры закалки (рисунок 21) соответственно уменьшает количество β -фазы до 7%, при этом количество дисперсных включений увеличивается. На данном этапе исследований можно предположить, что на износостойкость влияет количество β -фазы

(негативно) и дисперсных включений (положительно), что несколько противоречит результатам работ [1, 6], при этом стоит отметить, что увеличение дисперсных включений, сопряженное с появлением включений ромбической формы, негативно сказывается на сопротивлении износу. Однако, по всей видимости, снижение износостойкости при увеличении доли β -фазы связано с тем, что данная фаза растворяет в себе большее количество алюминия, присутствующего также и в дисперсных включениях. При этом большое количество дисперсных включений в образце без термической обработки не оказывает положительного влияния. Заметим, что наиболее низкую стойкость имеют образцы, структура которых формировалась в процессе непрерывного охлаждения на воздухе. Вероятно, для повышения износостойкости требуется получение дисперсных включений «правильного» количества, формы и состава. В работе [1] отмечалось, что за повышение износостойкости ответственно увеличение количества γ_2 -фазы. Для увеличения ее доли предлагалось проводить отпуск в соответствующем интервале. На рисунках 22 – 23 представлены микроструктуры после отпуска сплава в таком интервале температур, на рисунке 24 сплав после отпуска в низкотемпературном интервале. Обращает на себя внимание, что даже кратковременного отпуска при 350°C и при 500°C оказалось достаточно для полного распада β -фазы, вместо нее образовались зерна α -фазы с выраженными цепочками округлых включений, по-видимому, представляющие собой включения γ_2 -фазы.

На рисунке 22 представлен образец после ТО по режиму 1п.



а) x200

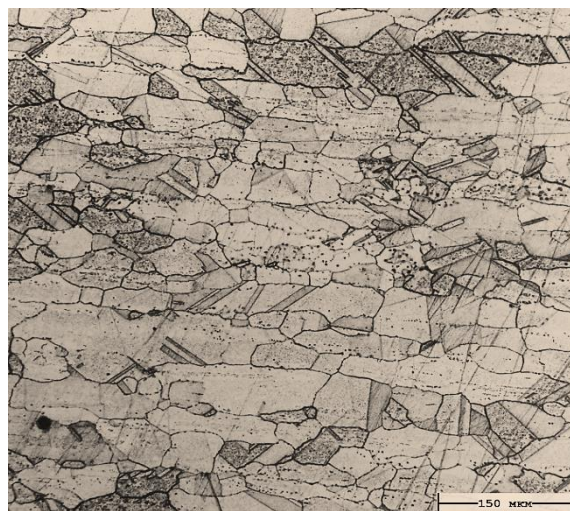


б) x500

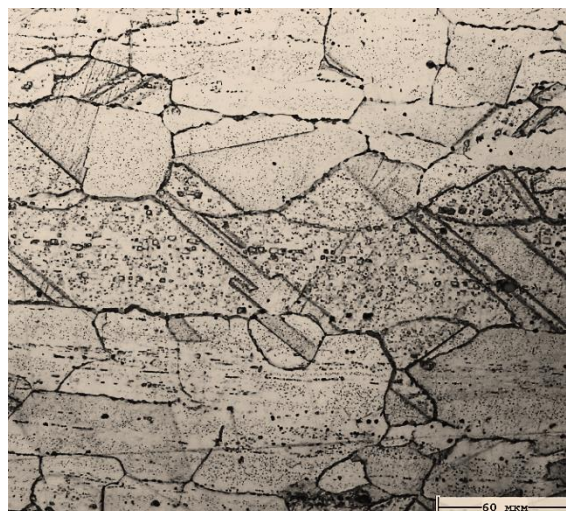
Рисунок 22– Образец после ТО по режиму 1п

Микроструктура сплава, обработанного по режимам 1п и 3п, идентичная, на рисунке 23 можно выделить более широкие границы зерен, что в совокупности с данными рисунка 14 позволяет предположить, что процессы стабилизации γ_2 -фазы полностью не прошли.

На рисунке 23 представлен образец после ТО по режиму 3п.



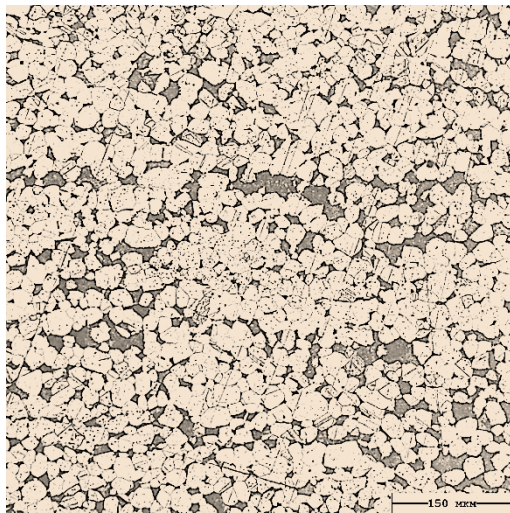
а) x200



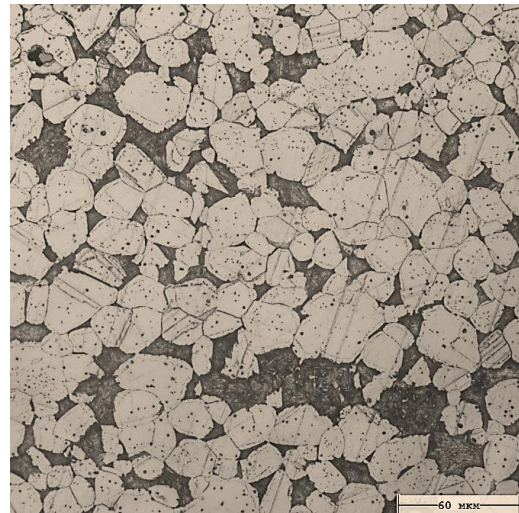
б) x500

Рисунок 23 – Образец после ТО по режиму 3п

На рисунке 24 представлен образец после ТО по режиму 4п.



а) x200



б) x500

Рисунок 24– Образец после ТО по режиму 4п

Рисунок 24 весьма показателен с точки зрения иллюстрации процессов распада, протекающих при различных температурах отпуска. При отпуске 250° С β-фаза сохраняет первоначальное количество, соответственно количество дисперсных частиц минимально.

На рисунке 25 представлено изменение количества β-фазы от температуры нагрева под закалку.

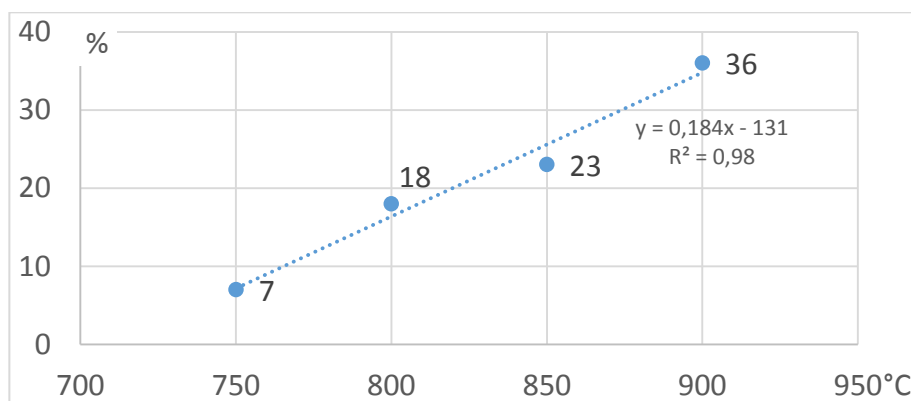


Рисунок 25 – Изменение количества β-фазы в зависимости от температуры нагрева под закалку

Полученные результаты подтверждают предположение, что наибольшей износостойкостью обладают образцы, отпущенные в области $\alpha+\gamma_2$ на диаграмме состояния Cu-Al, а именно 363–565 °C [1].

Вероятно, причиной такого эффекта являются высокодисперсные выделения γ_2 -фазы, образующиеся при отпуске в результате распада высокотемпературной β -фазы. Причём нагрев в интервале ниже 300°C к такому эффекту не приводит. Для ответа на вопрос о факторах, обусловивших различную износостойкость при различных режимах, требуется провести более глубокие исследования.

По данному разделу можно сформулировать ряд выводов:

- анализируемый сплав БрАЖ 9-4 по фактическому содержанию химических элементов аналогичен сплавам С61400 и CuAl8Fe3, что не способствует обеспечению высоких типологических характеристик и способности к упрочнению;
- определены необходимые методики анализа;
- наибольшей износостойкостью обладает образец после закалки с температуры 850° С с последующим отпуском при 500° С в течение 15 минут. Сопоставимые результаты имеет образец закаленный с 750° С и отпущенный при 250° С в течение 3 часов;
- повышение твердости не коррелирует с абразивной стойкостью исследуемого сплава, а значит за повышение износостойкости ответственны другие показатели;
- наибольшей износостойкостью обладают образцы, отпущенные в области $\alpha+\gamma_2$ на диаграмме состояния Cu-Al, а именно 363–565 °C.

Заключение

Экспериментальные данные о микроструктуре и свойствах сплава БрАЖ 9-4 и их анализ позволил сделать следующие выводы:

- исследуемый сплав БрАЖ 9-4 по фактическому содержанию химических элементов аналогичен сплавам С61400 и CuAl8Fe3, что не способствует обеспечению высоких типологических характеристик и способности к упрочнению;
- наибольшей износостойкостью обладает образец после закалки с температуры 850° С с последующим отпуском при 500° С в течение 15 минут. Сопоставимые результаты имеет образец закаленный с 750° С и отпущенный при 250° С в течение 3 часов;
- повышение твердости не коррелирует с абразивной стойкостью исследуемого сплава, а значит за повышение износостойкости ответственны другие показатели;
- наибольшей износостойкостью обладают образцы, отпущенные в области $\alpha+\gamma_2$ на диаграмме состояния Cu-Al, а именно 363–565 °С

Результаты работы позволили выделить 2 пути повышения износостойкости направляющих колодок:

- замена сплава БрАЖ 9-4 на бронзу с более высоким содержанием алюминия, обеспечивающим больший эффект упрочнения при термической обработке;
- термическая обработка направляющих колодок по режиму закалка с 850° С и отпуск при 500° С в течение 15мин.

Опираясь на деформационно – адгезионную теорию износа и на экспериментальный факт отсутствия строгой корреляции между твердостью и износостойкостью, можно утверждать, что абразивная стойкость исследуемого сплава зависит так же от уровня сопротивления срезу и способности сплава сопротивляться образованию адгезионных связей в паре трения.

С точки зрения микроструктуры, например, сопротивление срезу будет зависеть от прочности границ между матрицей и упрочняющими фазами, от прочности самих упрочняющих фаз, от количества, дисперсности и распределения упрочняющей фазы в матрице, от величины твердорастворного упрочнения α - раствора. Все вышеперечисленные факторы определяются степенью распада твердых растворов и перераспределением легирующих элементов между фазами при термической обработке

В результате проведенных экспериментов найдена микроструктура сплава обладающая повышенной износостойкостью по сравнению со структурным состоянием, характерным для сплава без термической обработки. Однако для лучшего понимания процессов распада и факторов, определяющих стойкость к абразивному изнашиванию необходимо определить химический состав α - раствора и промежуточных γ_2 и Fe_3Al фаз, сделать количественный анализ износостойкой микроструктуры и возможно найти отличия в морфологии и распределении упрочняющих фаз.

Таким образом, определены и основные направления дальнейших исследований.

Список используемой литературы

1. А.В. Святкин, Л.И. Попова, П.Э. Шендерей. Моделирование микроструктуры алюминиевой бронзы БрАЖ 9-4, обеспечивающей повышенное сопротивление изнашиванию // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение. Материаловедение. – 2020 Т. 2. №2. – С. 12 – 22.
2. Алюминиевые бронзы [Электронный ресурс]. URL: <https://studfile.net/preview/3741074/> (дата обращения 3.05.2022г.)
3. А. В. Гоциридзе, Д. Л. Кедо, Е. И. Лудзская, К. В. Мартынов. Исследования влияния химического состава и термической обработки на некоторые свойства бронзы БрАЖ 9-4 // Металлообработка - №3 (93) – 2016 – 55 – 58 с.
4. Анализаторы микроструктуры SIAMS [Электронный ресурс] URL:<https://siams.com/> (дата обращения: 21 апреля 2022г.).
5. Анализатор изображений SIAMS 800 // Методики анализа SIAMS 800. – URL: <https://www.siams.com/products/siams800/> (дата обращения: 22 апреля 2022г.).
6. Бронза БрАЖ 9 - 4 [Электронный ресурс]. URL: <https://cuprum-metall.ru/informatsiya/bronza/brazh9-4/#:~:text=%D0%98%D0%B7%D0%B4%D0%B5%D0%BB%D0%B8%D1%8F%20%D0%B8%D0%B7%20%D0%B1%D1%80%D0%BE%D0%BD%D0%B7%D1%8B,%D1%88%D0%B5%D1%81%D1%82%D0%B5%D1%80%D0%B5%D0%BD%D0%BA%D0%B8%20%D0%B8%20%D0%B2%D1%82%D1%83%D0%BB%D0%BA%D0%B8> (дата обращения: 01.04.2022).
7. Бронзовый сплав БрАЖ 9-4 [Электронный ресурс] URL: <https://cu-prum.ru/bronza/bronza-brazh9-4.html> (дата обращения: 15 апреля 2022г.).
8. Бережливая лаборатория: повышение эффективности и упрощение процессов [Электронный ресурс] URL:

https://www.mt.com/ru/ru/home/library/collections/laboratory-division/lean_lab.html (дата обращения: 25 апреля 2022г.).

9. Диаграммы состояния двойных сплавов: Методические указания по выполнению работы / Сост. :А.В.Павлов, А.Г.Уфаев; ФГБОУ ВПО «Саратовский ГАУ им. Н. И.Вавилова». – Саратов, 2016. – 14 с.

10. MECAPRESS 3 Станок автоматический запрессовочный [Электронный ресурс] URL: <https://lucon.pro/ro/mecapress-3> (дата обращения: 23 апреля 2022г.).

11. MINITECH 300 DP1 Станок шлифовально-полировальный двухдисковый [Электронный ресурс] URL: https://lucon.pro/index.php?route=product/product&path=9&product_id=7541 (дата обращения: 23 апреля 2022г.).

12. Машиностроение. Энциклопедия / Ред. Совет: К.В. Фролов и др. М.: Машиностроение. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т II-3 / И.Н. Фридляндер, О.Г. Сенаторова, О.Е. Осинцев и др. Под общ. Ред. И.Н. Фридляндера. 2001. 880 с.

13. H J Meigh. Resistance to Wear of Aluminium Bronzes Chapter 10 of 'Cast and Wrought Aluminium Bronzes Properties, Processes and Structure. Copper Development Association. CDA Pub 126, 2000. p. 25.

14. OBLF / Products / Spark Spectrometer / QSN 750-II [Электронный ресурс] URL: <https://oblf.de/en/products/spark-spectrometer/qsn-750-ii/> (дата обращения: 27 апреля 2022г.).

15. Правила по охране труда и эксплуатации электроустановок. – М.: Издательство стандартов, 2016

16. Правила по охране труда при термической обработке металлов ПОТ Р М 005-97 (ред.от 21.04.11) [Электронный ресурс] URL: <https://rulaws.ru/acts/POT-R-M-005-97.-Pravila-po-ohrane-truda-pri-termicheskoy-obrabotke-metallov/> (дата обращения: 20 мая 2022г.).

17. Полюшкин, Н.Г. Основы теории трения, износа и смазки: учеб. пособие / Н.Г. Полюшкин; Краснояр. гос. аграр. ун-т. – Красноярск, 2013. – 192 с.
18. Розенберг, В.М. Диаграммы изотермического распада в сплавах на основе меди: Справочник. Розенберг В.М., Дзудев В.Т. – М.: Metallurgia, 1989. – 326 с.
19. Резцова А.А. Исследование влияния термической обработки на структурообразование и механические свойства многокомпонентных латуней: выпускная квалификационная работа ... бакалавр./ А.А. Резцова. - Тольятти: ТГУ, 2021. – 91 с
20. Справочник по цветным металлам. Алюминиевые бронзы –URL: <http://libmetal.ru/bronze/albronze.htm> (дата обращения 10.04.2022г.)
21. СТ ЦКБА 027 – 2006. Арматура трубопроводная. Термическая обработка деталей из цветных сплавов на основе меди и никеля. Типовой технологический процесс. Введ. – 2006-07-01. НПФ «ЦКБА», 2006. 12 с.
22. Способ термической обработки алюминиевых бронз: пат. 2013463 Рос. Федерация: МПК С22F1/08 / Щербакова Г.К., Ушакова Л.А., Железняк Л.В.; заявитель и патентообладатель АО "Уралтрак". – №5025927/02; заявл. 11.11.91; опубл. 30.05.94.
23. Солнцев Ю.П. Специальные материалы в машиностроении [Электронный ресурс]: учебник / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин, В. Ю. Пирайнен ; под ред. Ю. П. Солнцева. - 2-е изд., стереотип. - Санкт-Петербург: ХИМИЗДАТ, 2014. - 640 с.
24. Способы металлографического травления: Справ. изд.: Пер. с нем. Беккерт М., Клемм Х. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Metallurgia, 1988. С. 400 с.
25. Смирнягин, А.П. Промышленные цветные металлы и сплавы. Справочник. 3-е изд. / А.П. Смирнягин, Н.А. Смирнягина, А.В. Белова. – М.: Metallurgia. 1974, 488 с.

26. Сибикин, Ю. Д. Безопасность труда при монтаже, обслуживании и ремонте электрооборудования предприятий. Справочник. / Ю. Д. Сибикин. – М.: «Кнорус», 2016.

27. Термообработка бронзовых втулок [Электронный ресурс] URL: <https://tsvetmet.wordpress.com/2019/03/09/> (дата обращения: 15 апреля 2022г.).

28. Фофанова В.А. Моделирование износостойкой структуры БрАЖ-9-4 методом термической обработки: выпускная квалификационная работа ... бакалавр./ В.А. Фофанова. - Тольятти: ТГУ, 2018. - 62 с

29. Электронное издание на основе: Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. 2-е изд., пере-раб. и доп. М.: Инновационное машиностроение, 2016. 360 с.