

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 влияния технологического нагрева на свойства латуней с интерметаллидным упрочнением»

Обучающийся

М.К. Меркулов

(Инициалы Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

к.т.н., доцент, А.В. Святкин

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

Тольятти 2023

Аннотация

Выпускная квалификационная работа состоит из: 63 стр., 35 рис., 12 таб., 35 источников.

Исследование влияния технологического нагрева на свойства латуней с интерметаллидным упрочнением является актуальной темой.

Исследования в данной работе производились с целью получения сведений о влиянии различных режимов термической обработки на механические свойства латунного сплава ЛМцАКНХ.

Для достижения данной цели исследовано поведение структуры сплава при различных технологических нагревах, изучены факторы, влияющие на размер, форму и количество включений, оценено влияние режимов термической обработки на абразивный износ.

В первой главе был проведен анализ литературных источников на данную тематику и были получены сведения о термической обработке, свойствах материала, фазовом составе, области применения, проблемах при производстве деталей.

Во второй главе приведены методики по исследованию латунных сплавов, определен состав оборудования, применение которого необходимо для решения указанных выше задач и достижения целей работы.

В третьей главе представлены результаты испытаний и их анализ. По полученным данным были сделаны выводы об оптимальных режимах термической обработки.

Последняя глава посвящена технике безопасности при работе на производственном оборудовании.

По итогу работы были сделаны выводы о влиянии технологического нагрева на процессы, протекающие в сплаве, и его влияние на изменение механических свойств материала.

Abstract

The graduation work consists of: 63 pages, 35 figures, 12 tables, 35 sources.

The study of the effect of technological heating on the properties of brass with intermetallic hardening is an urgent topic.

The research in this work was carried out in order to obtain information about the influence of various heat treatment modes on the mechanical properties of the brass alloy Cu-Zn-Al-Si-Ni-Cr.

To achieve this aim, the following tasks were solved in the course of the study: the behavior of the alloy structure under various technological heats is investigated, factors affecting the size, shape and number of inclusions have been studied, the influence of heat treatment modes simulating the production process of semi-finished products on abrasive wear is estimated.

In the first chapter, an analysis of literary sources on this topic was carried out and information was obtained about:

- heat treatment,
- properties,
- phase composition,
- application areas,
- problems in the production of parts.

In the second chapter, methods for the study of brass alloys are given, as well as a number of equipment the use of which is aimed at solving problems and achieving the purpose of the work.

The third chapter presents the test results and their analysis. Based on the data obtained, conclusions were drawn about the optimal modes of heat treatment.

As a result of the work, conclusions were drawn about the influence of technological heating on the processes occurring in the alloy and its mechanical properties.

Содержание

Введение	5
1 Анализ известных научных данных о латунных сплавах	7
1.1 Общие сведения о латунях.....	7
1.2 Влияние легирующих элементов на свойства латунных сплавов....	11
1.3 Термическая обработка латунных сплавов.....	13
1.4 Обзор латунных сплавов, применяемых в автомобилестроении.....	15
1.5 Технические требования к латунным трубам ЛМЦАКНХ.....	20
1.6 Сравнительный анализ некоторых марок латунных сплавов.....	22
1.7 Формирование целей и задач.....	23
2 Методика исследования многокомпонентного латунного сплава.....	26
2.1 Определение химического состава.....	27
2.2 Подготовка латунного сплава к исследованию его микроструктуры	29
2.3 Измерение твердости образцов.....	34
2.4 Термическая обработка.....	35
2.5 Электронная микроскопия.....	38
2.6 Испытания на износ.....	39
3 Анализ полученных результатов.....	42
3.1 Влияние термической обработки сплава на его твердость.....	42
3.2 Анализ изменения количества α -фазы	45
3.3 Испытания на износостойкость после различных режимов термической обработки.....	48
3.4 Анализ результатов, полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии	52
Заключение.....	58
Список используемой литературы и используемых источников.....	59

Введение

В настоящее время в автомобильной промышленности широкое применение нашли сложнолегированные латуни. Медно-цинковые сплавы в сочетании с легирующими элементами имеют достаточно высокие технологические свойства (твёрдость, пластичность), а изделия из таких сплавов прочны и износостойки в эксплуатации, причём, учитывая, что медные материалы зачастую используются в парах трения, то износостойкость латунного сплава является ключевым свойством этого материала.

Современные латунные сплавы способны обеспечить данный комплекс свойств, однако их существенным недостатком является склонность к растрескиванию под действием остаточных напряжений в процессе обработки.

В решении данной проблемы играет важную роль выбор оптимальных режимов обработки, прежде всего температуры нагрева под горячее деформирование и термообработки, и правильный подбор фазовых соотношений в легированных латунях. Особое внимание необходимо уделить химическим элементам, входящих в состав сложнолегированных латуней, которые способны растворяться в матрице сплава тем самым повышая его твёрдость, коррозионную стойкость и износостойкость.

Латунь является сплавом на основе меди с добавлением основного легирующего элемента цинка. В совокупности они образуют в латуни структуры: α -фазу с решеткой ГЦК, β -фазу раствор CuZn с ОЦК решеткой, $\alpha+\beta$ фазу и β' -фазу. Структура сплавов на основе латуни с изменением температуры постоянно меняется, вследствие чего возникает проблема низкой износостойкости. При повышении температуры количество α -фазы уменьшается, а при температуре 468°C полностью замещается высокотемпературной β -фазой. При понижении температуры менее чем

468°C атомы меди и цинка становятся упорядоченными, вследствие чего появляется более твердая и хрупкая β' -фаза.

Однако для применения сплавов на основе латуни необходимо чтобы они обеспечивали требуемый уровень свойств. Для получения необходимых параметров, таких как, стойкость к коррозии, прочность и долговечность готовых изделий применяют сложнолегированные латуни. Основным свойством, задающим долговечность работы изделий и узлов при работе в условиях износа и трения – это износостойкость, которая достигается оптимизацией фазового состава. Вводя в сплав необходимые легирующие элементы, можно задавать необходимые параметры структуры и свойств.

На данный момент для решения вышеуказанных проблем в автомобилестроении применяются легированные многокомпонентные латуни, например, при изготовлении блокирующих колец синхронизаторов коробок переключения передач. Однако возникают проблемы, связанные с низкой технологичностью, штампуемостью и недостаточной износостойкостью. Проблема может быть связана с неправильным выбором технологического нагрева латуни перед штамповкой.

1 Анализ известных научных данных о латунных сплавах

1.1 Общие сведения о латунях

Латунь – это поликомпонентный сплав, состоящий из основы – меди и легирующих элементов, главный из которых цинк. Содержание цинка напрямую будет влиять на механические свойства (рисунок 1) [20, 32]. Как правило, его доля в сплаве варьируется в пределах от 4 до 50% от массы.

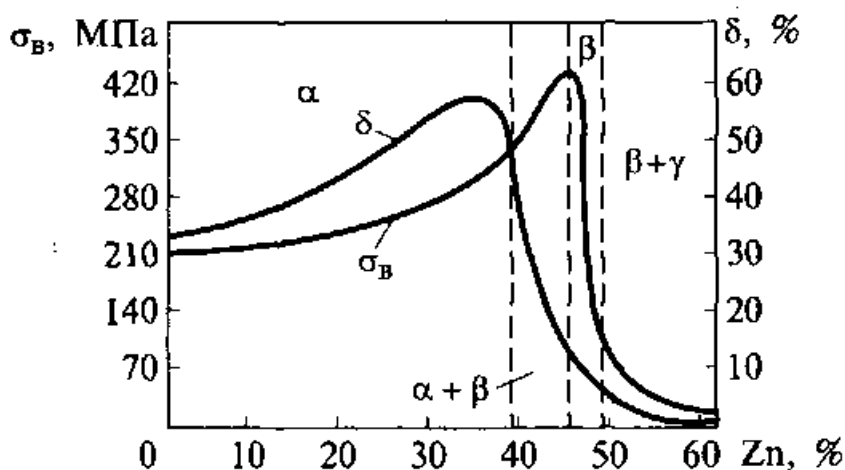


Рисунок 1 – Влияние содержания цинка на механические свойства латуней [20]

На рисунке 2 показано, что структура латунных сплавов может проявляться как:

- α латунь,
- $\alpha+\beta$ латунь,
- β латунь.

Сплавы с α -фазой обладают высокой пластичностью, а также способны подвергаться различной обработке давлением при различных температурах, однако следует избегать температурного интервала от 300°C до 600°C так как в этой области происходит значительное снижение показателя пластичности,

такая зависимость характерна для латуни и до конца не изучена (причина явления не известна). β -латуни обладают значительно меньшей пластичностью и не поддаются обработке давлением, такие материалы используют в промышленности в качестве основы сплавов с памятью формы и высоким пределом упругости [24, 25]. В связи с этим в промышленности зачастую применяют α - и $(\alpha+\beta)$ латуни. Благодаря свойствам таких латуней имеется возможность проведения термической обработки, в следствие которой появляется возможность управления структурой материала и получать различные механические свойства.

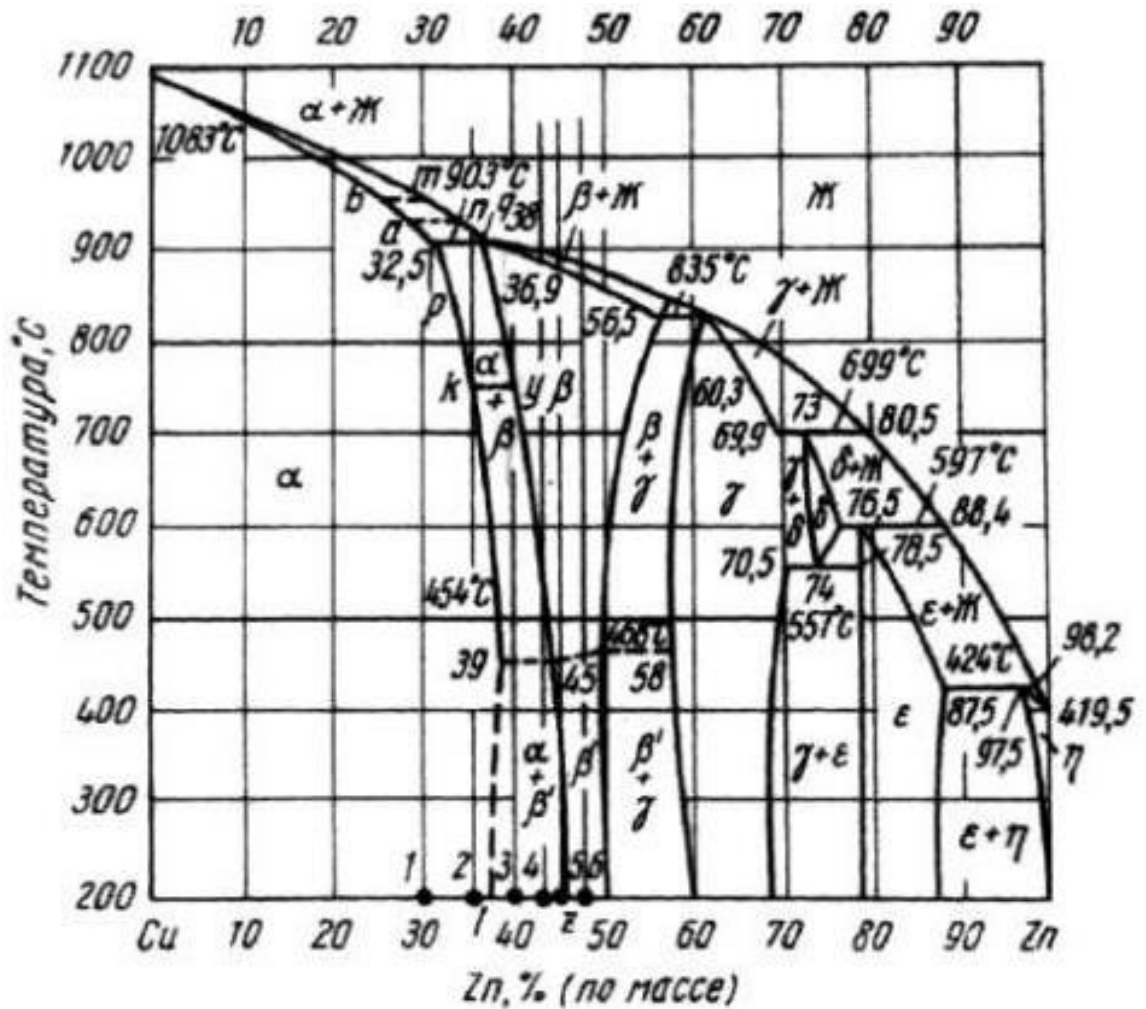


Рисунок 2 – Диаграмма состояния Cu–Zn [20]

Благодаря разнообразным свойствам латуни её применяют в различных областях, таких как автомобилестроение, в виду широкого спектра механических свойств, в электротехнике и электронике, так как имеют высокую электропроводность и в судостроении из-за высокой коррозионной стойкости, в том числе к морской воде, так как ряд латуней, прежде всего, с содержанием мышьяка.

Латунные сплавы подразделяются на:

- простые (двойные),
- легированные.

В состав простых латуней входит только медь и цинк. Такие латуни зачастую это сплавы с α -структурой, содержание цинка в которых близко к пределу растворимости. В основном такие латуни не подвергают упрочняющей термической обработке. Однако, если в таком материале содержание цинка будет составлять от 30 до 32%, то такие латуни перейдут в двухфазное состояние и будут подвержены старению и растрескиванию в условиях ускоренного охлаждения после деформации или отжига. Учитывая это можно увидеть эффект упрочнения латуней при проведении закалки с последующим отпуском. Однако, такие сплавы не предназначены для обработки методами пластической деформации. Чтобы устранить этот недостаток необходимо увеличить содержание цинка до 39%. При этом сплавы кристаллизуются в равновесном состоянии с образованием ГЦК решетки [3].

При повышении содержания цинка (более 39%) в латунных сплавах образуется твердый раствор на основе соединения CuZn с ОЦК решеткой называемый β' -фазой [17, 30, 6]. Цинк имеет высокий показатель растворимости в меди. В своих исследования О.Е.Осинцева [20] обращает внимание на температурную зависимость - при уменьшении температуры растворимость цинка в меди возрастает до 32% и 39% при температурах 905°C и 450°C соответственно, а последующее понижение температуры

растворимости уменьшается до 35% при комнатной температуре. Существуют две модификации β -фазы [26]:

- β -фаза при в интервале температур от 454 до 468°C, такая фаза устойчивая и пластичная с неупорядоченным расположением атомов;
- β' -фаза при температуре ниже 454°C, она более твердая и хрупкая.

Двухфазные латуни могут содержать до 45% Zn, так как β' -фаза, существующая при комнатной температуре более твердая и низкопластичная, такие латуни более прочные и менее пластичные [26, 27, 33].

Легированные латуни - это такие материалы, в которых добавление легирующих элементов способно изменить механические свойства. Латуни, о которых было написано выше, не способны обеспечить достаточный комплекс свойств для ответственных деталей. В связи с этим на сегодняшний день в автомобилестроении применяют сложнолегированные латуни, в которых необходимые свойства обеспечиваются правильно подобранным химическим и фазовым составами, а также технологическими параметрами литья [19, 9]. В исследованиях М.О. Ивкина, С.В. Брусницына, Р.К. Мысики, А.В. Сулицина [8], было показано, что такие латунные сплавы состоят из α -фазы, $\alpha+\beta'$ -фазы и интерметаллидов (рисунок 3).

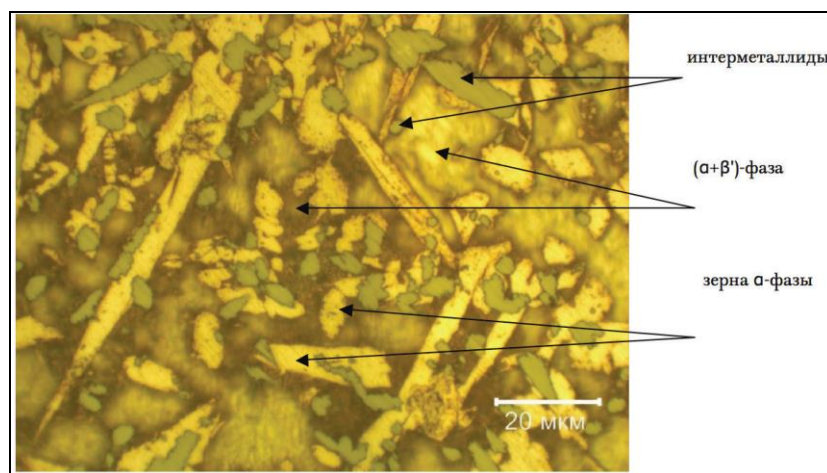


Рисунок 3 – Микроструктура сплава ЛМЦАКХН 62–3–2–0,8–0,2–0,4 в литом состоянии [8]

1.2 Влияние легирующих элементов на свойства латунных сплавов

В исследованиях [20, 4] показывается, что внедрение легирующих элементов влияет на:

- фазовый состав латуней, у которых α -фаза представлена в виде ГЦК решетки, а β -фаза в виде ОЦК решетки;
- структуру сплава.

Упрочнение (армирование) латуней достигается благодаря легирующим элементам, которые при затвердевании сплава выделяются в составе частиц отдельной, более твердой фазы, – интерметаллидов [8, 5]. Влияние легирующих элементов на фазовый состав латуней рассчитывается при помощи коэффициента Гийе [23] (таблица 1).

Таблица 1 – Коэффициенты Гийе

Элемент	Si	Al	Sn	Pb	Fe	Mn	Ni
Коэффициент Гийе	10...12	4...6	2	1	0,9	0,5	-1,4

Под этим коэффициентом подразумевается кажущиеся количество цинка или меди, которое заменяет 1% мас. легирующих элементов без изменения фаз (формула 1):

$$\frac{(A+\sum k_i C_i)}{(A+B+\sum k_i C_i)100\%} \quad (1)$$

где:

A–количество цинка,

B–количество меди,

–концентрация i–го элемента,

–коэффициент Гийе для i–го легирующего элемента.

Данная таблица показывает, что наряду с медью, только никель способствуют увеличению содержания α -фазы, в то время как остальные элементы будут являться катализатором для образования β -фазы. Благодаря легированию улучшаются не только коррозионная стойкость и механические свойства, но и специальные литейные свойства. Чаще всего в качестве легирующих элементов применяют:

- алюминий для повышения коррозионной стойкости, жидкотекучести, а также для улучшения прочностных свойств;
- кремний, добавление которого приводит к увеличению антифрикционных и литейных свойств. Отличительной чертой кремния является его воздействие на латунный сплав и при этом с увеличением содержания кремния повышается концентрация твердых и хрупких интерметаллидных фаз [24]. Чем больше концентрация цинка, тем выше содержание кремния, который способствует образования твердых интерметаллидных фаз обладающих низкой пластичностью. Также данный элемент необходим для образования силицидов (M_5Si_3), которые в свою очередь улучшают антифрикционные свойства латунных сплавов. Концентрация и состав α - и β - зерен может быть изменен при термической обработке. В легированных кремнием латунях формируется дополнительная фаза – интерметаллиды типа $(Fe,Mn)_5Si_3$;
- железо, которое препятствует росту зерен, положительно сказывается на механических свойства сплава;
- свинец способствует улучшению обрабатываемости резанием, а также повышает антифрикционные свойства, однако снижает показатель прочности. Не смотря на положительное влияние данного элемента на механическую обработку латунных сплавов, его применение значительно наносит вред здоровью человека и окружающей среде. Исходя из этого, производители стараются уйти

от свинцовых латуней, разрабатывая новые сплавы, которые по механическим свойствам не им будут уступать;

- марганец увеличивает коррозионную стойкость, однако его наличие в составе сплава негативно сказывается на его жидкотекучести.

Однако на фоне всего выше сказанного многокомпонентные латунные сплавы имеют особые свойства, одно из таких это их высокая склонность к растрескиванию. Растрескивание происходит из-за коррозии по границам зерен в зоне неравномерного распределения напряжений первого и второго рода, образующихся в процессе термического воздействия на материал, данное явление усиливается с увеличением содержания цинка (особенно при содержании более 30%) [18, 34]. В работах А.В. Святкина, С.В. Брусницына и Ивкина М.О. [8], указывается, что на дефект, описанный выше, влияет не только концентрация цинка, но и добавление в шихту низкосортного лома, что в свою очередь является причиной попадания неметаллических включений в сплав. Данная причина влияет на срок службы детали, изготовленной из такого сплава.

1.3 Термическая обработка латунных сплавов

Латуни подвергаются различным видам термической обработки, одним из которых является закалка. На наш взгляд, если при охлаждении на воздухе деталей малого сечения формируется высокотемпературная структура, то такой процесс относится к закалке [8].

Закалка способствует изменению основных показателей, таких как твердость и пластичность. Закалка без полиморфного превращения производится непосредственно перед старением. При выборе температуры под закалку, берется во внимание начало полного растворения избыточных фаз, а верхнюю границу температур подбирают так, чтобы она не попала выше точки солидуса [11, 31]. Во время данного процесса необходимо внимательно подойти к времени выдержки, так чтобы оно совпадало с

окончанием процесса растворения избыточных фаз, а при дальнейшем охлаждении необходимо обратить внимание на то, чтобы не успел произойти распад матричного раствора [11].

В исследованиях [2, 12] упоминается о мартенситном превращении. Научная работа автора показала, что латунь с концентрации цинка приближенной к 40%, закаленная в воде с 860°C и имеющая β структуру, во время погружения в жидкий азот даёт тепловой эффект при температуре минус 14°C. Так же было обнаружено, что β -фаза при более глубоком повторном охлаждении может переходить в α' -фазу с тетрагональной кристаллической решеткой. Такой переход (превращение) осуществляется при температуре минус 14°C и является мартенситным. Во время охлаждения β -фазы при температурах выше мартенситной точки происходит переход атомов из неупорядоченного распределения в упорядоченное (β - β'), а α' -решетка преобразуется в устойчивую α -решетку при температуре близкой к 200°C [20].

Подверженность сплава к деформации под нагрузкой задаётся соотношением пластичной и твёрдой фаз. При увеличении твёрдой фазы в структуре сплава увеличивается показание прочности, в то время как в большей степени снижается способность к пластической деформации [10].

Как было упомянуто выше, основной операцией по упрочнению латунных сплавов является закалка без полиморфного превращения с последующим старением на воздухе. После такого сочетания процессов термообработки, сплавы с уже заданными ему свойствами формируются в первичные изделия (полуфабрикаты). Затем они могут быть подвержены различными видами обработки, например, штамповке.

Штамповкой называют процесс, направленный на изменение геометрической формы и размеров полуфабриката при помощи пластической деформации.

К преимуществам данного процесса можно отнести:

- высокую производительность,

- высокие экономические показатели.

К недостаткам штамповки определяют:

- ограниченный список изготавливаемых деталей путем штамповки;
- высокая стоимость самого инструмента.

Одним из основных параметров при данной операции является температура. Для её определения учитывают:

- химический состав сплава, то есть обращают внимание на его теплоёмкость,
- теплопроводность, на которую влияют геометрические размеры заготовки.

Подводя итог по всему вышесказанному, можно сделать вывод о том, что латуни и латунные сплавы - это уникальные материалы, представляющие особый интерес для отечественной промышленности. Однако, в период стремительного развития, как индустрии, так и технологий необходимо следовать их растущим запросам, путем постоянного изучения и совершенствования. Так и рассматриваемые в данной работе материалы требуют изучения и введения новшеств.

1.4 Обзор латунных сплавов, применяемых в автомобилестроении

В настоящее время в автомобилестроении применяются различные материалы. Объектом исследования в данной работе являются многокомпонентные латунные сплавы, из которых выпускаются ответственные детали автомобиля, а именно блокирующие кольца синхронизатора для коробки переключения передач. Почти во всех выпускаемых трансмиссиях эти кольца изготавливаются из сложнолегированной (специальной) латуни, благодаря свойствам такого материала он способен работать как прочный и в то же время как фрикционный материал [12, 13, 35]. Поэтому основной задачей при

производстве такой детали является необходимость достижения баланса между этими свойствами.

Кольцо предназначено для того, чтобы при понижении или повышении передачи синхронизировать частоту вращения шестерни и вала коробки переключения передач автомобиля. При переключении передачи кольцо прижимается к конусной поверхности шестерни и прокручивается по ней. Сочетание одновременного давления и вращения приводит к высокому трению, и как следствие к износу детали. В связи с этим на автомобильных производствах, таких как АО «АВТОВАЗ», возникает необходимость обеспечения высокого качества данного изделия. Кольцо синхронизатора должно иметь длительный срок службы, и потребитель мог безопасно использовать автомобиль с такой деталью. Но, наряду с показателями, отвечающими за качество, на производстве учитываются факторы, влияющие на стоимость детали. Изготавливаемая деталь должна быть не просто качественная, а еще и должна соответствовать допустимой стоимости. Зачастую эти факторы противоречивы. Решить задачу снижения затрат на производство при одновременном увеличении долговечности детали возможно только при применении новых прогрессивных материалов [13]. Упомянутые выше марки латуни способны обеспечить приемлемый баланс цены и качества. Но, несмотря на это, все равно требуется их детальное изучение с целью совершенствования процессов обработки.

В настоящее время разработана технология плавки и литья сложнелегированных латуней марок: ЛМцАЖН 59–3,5–2,5–0,5–0,4 (далее ЛМцАЖН), ЛМцАЖКС 70–7–5–2–2–1 (далее ЛМцАЖКС), ЛМцСКА 58–2–2–1–1, ЛМцКНС 58–3–1,5–1,5–1. Однако, необходимость использования новых сплавов для изготовления деталей ответственного назначения требует разработки технологии их получения с учетом состава сплава и особенностей формирования структуры [9]. Анализ механических и эксплуатационных свойств сплавов ЛМцАЖКС 70–7–5–2–2–1 и ЛМцАЖН 59–3,5–2,5–0,5–0,4 показал, что в первом образуются крупные силициды, которые на стадии

механической обработки приводят к обесцвечиванию и растрескиванию готовых деталей, а во втором соотношении легирующих элементов и фазовый состав не обеспечивает должного показателя износостойкости [21]. На Ревдинском заводе по обработке цветных металлов была исследована новая марка латунного сплава, предложенная европейскими коллегами – CuZn30Al3Mn3SiNiCr (ЛМцАКНХ 62–3–3–0,8–0,4–0,2), которая позволяет снизить стоимость латунных труб, повысить долговечность деталей коробки переключения передач, повысить технологичность производства, как у производителя, так и потребителя [9]. В статье [3] изучены причины образования дефектов на кольцах синхронизаторов из сложнолегированных латунях, а также влияние Cr на количество и размер интерметаллидов в структуре сплава ЛМцАКХН 62-3-2-0,8-0,2-0,4 и его твердость. Данный сплав был предложен взамен сплавов ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 и ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 из-за высокого спроса к износостойкости и долговечности тяжело нагруженных компонентов КПП автомобилей. Износостойкость таких латуней определяется 3 факторами:

- объемная доля интерметаллидов,
- равномерность их распределения,
- размер.

Так же требуемый эксплуатационный комплекс зависит от соотношения α - и β' -фаз, зависящие от химического состава сплава и термообработки. Сплав ЛМцАКХН 62-3-2-0,8-0,2-0,4 близок к сплаву латуни ЛМцАЖНК 60-3-2-0,3-0,3-0,3, но отличие в том, что в составе одного сплава содержится хром (Cr), а у другого железо (Fe). Исследования [21] показали, что Fe способствует формированию крупных интерметаллидов, а Cr измельчает интерметаллиды при введении его в состав кремнемарганцевой латуни. Износостойкостью в большей степени обладают латуни, у которых интерметаллиды [18] распределены равномерно и имеют форму игл с размером 40-120 мкм, более крупные размеры интерметаллидов в процессе работы кольца синхронизатора начинают крошиться.

Исследования [20] показывают, что при включении в состав данного сплава такого элемента как хром, позволяет увеличить показания твердости, а также увеличивает объемную долю интерметаллидов, что в свою очередь способствует повышению износостойкости. Однако в данном случае добавление хрома не выполняет роль легирования, а он полностью связан в силицидах. Ранее в отечественной промышленности латунные сплавы с добавлением хрома не использовались, отсюда возникает научный интерес к таким материалам, так как их комплекс свойств способен отвечать высоким требованиям для изготовления ответственных деталей.

Исследования [22] показывают, что введение хрома в сплав способствует образованию равноосных интерметаллидов (рисунок 4), содержащих в своём составе силициды хрома и дополнительно упрочняющих сплав (таблица 2).

Таблица 2 – Результаты распределения химического состава, твердости и количества интерметаллидов в структуре

№ варианта	Химический состав, мас. %							N, тыс. шт./мм ³	НВ
	Al	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Zn		
1	1.49	1.41	3.15	0.64	65.10	0	ост.	0	231
2	1.45	1.26	3.34	0.48	66.42	0.14	ост.	20	232
3	1.45	1.34	3.66	0.52	67.37	0.15	ост.	39	233
4	1.50	0.76	3.15	0.45	63.48	0.17	ост.	50	298
5	1.45	0.77	3.14	0.49	64.89	0.23	ост.	138	291
6	1.58	1.18	3.29	0.51	65.84	0.33	ост.	346	248

В структуре таких сплавов выявлены, интерметаллиды равноосной формы, имеющие темную оболочку и светлую сердцевину (рисунок 5, сплав номер 4), где показаны интерметаллиды двух типов Mn–Si (стрелка 1) и Mn–Si–Cr (стрелка 2) [22].

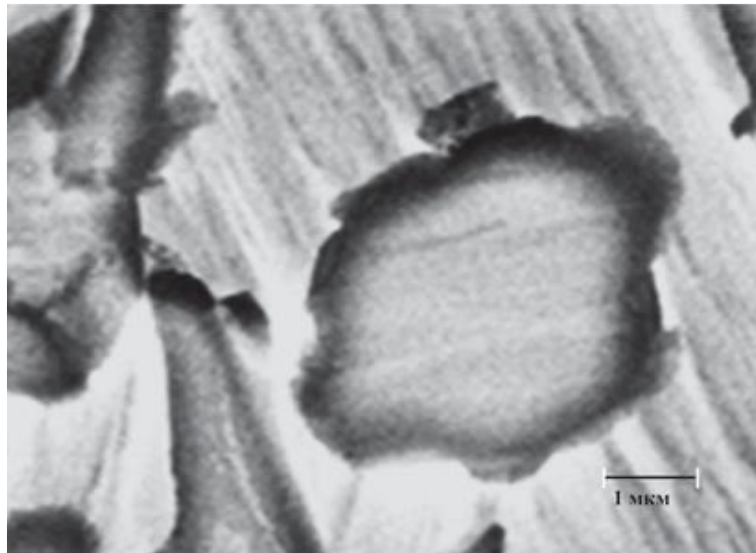


Рисунок 4 – Электронное изображение частицы Mn–Si–Cr [22]

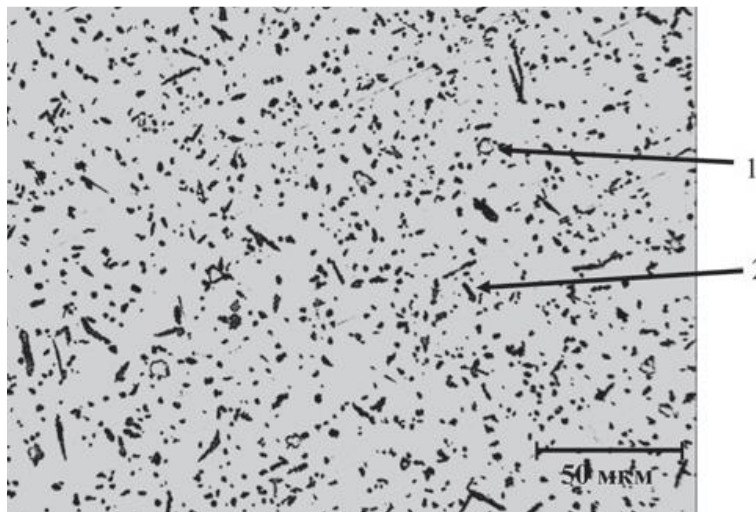


Рисунок 5 – Микроструктура сплава с вариантом химического состава №4 [22]

Так, учитывая все выше перечисленное можно подытожить, что основным фактором, задающим свойства необходимые для производства, является правильный подбор легирующих элементов и их процентное соотношение в сплаве.

1.5 Технические требования к латунным трубам ЛМцАКНХ

Технические требования № 3-1103-2012 применяются для труб, прессованных из латуни марки ЛМцАКХН 62-3-2-0,8-0,2-0,4 для деталей автомобилей. Размеры труб и предельно-допустимые отклонения по ним должны соответствовать требованиям таблицы 3.

Таблица 3 – Размеры труб

Размеры труб	Предельно-допустимые отклонения, мм			Разностенность абсолютная, не более, мм
	по наружному диаметру	по внутреннему диаметру	по длине	
55,4×45,4×4000	+ 0,05; - 0,75	+ 0,05; - 0,75	± 100	1,1
64,9×54,9×4000				
67,5×57,5×4000				
69,4×59,4×4000				
81,5×70,0×4000	+ 0,20; - 0,85			

Абсолютная разностенность труб определяется как разность минимальной и максимальной толщин стенок, измеренных в одном поперечном сечении трубы. Также существует допуск поставки труб длиной не менее 2000 мм и не более 15% от массы заказа.

Трубы, изготовленные из сложнолегированной латуни должны поставляться со снятыми остаточными напряжениями; твердость должна быть не менее 80 HRB. Микроструктура должна состоять [29] из:

- α -фазы в количестве не менее 5%,
- интерметаллидов,
- остальное – β -фаза.

Не допускается:

- наличие внутренних дефектов в виде неметаллических включений;
- раковин, пресс-утяжины, расслоений и трещин;
- матовых светлых пятен цинка, пригаров на поверхности труб.

Допускается наличие мелкой плены, пузырей, вмятин, рисок, задиров, если они не выводят трубы за пределы отклонения по размерам при

контрольной зачистке. Овальность также не должна выводить размеры труб за пределы размеров по наружному диаметру. Кривизна труб не должна превышать 2,5 мм на один метр длины, а общая кривизна не превышает 1 метра длины. Правила приема и методы испытаний осуществляются на образцах для контроля микроструктуры и внутренних дефектов сплава в соответствии с таблицей 4.

Таблица 4 – План контроля [28]

Количество труб в партии, шт.	Количество образцов, отбираемых от разных труб (с обоих концов каждой трубы), шт.
2–8	4 (от 2–х труб)
9–15	6 (от 3–х труб)
16–25	10 (от 5–и труб)
более 25	16 (от 8–и труб)

Также контролируется внутренний диаметр с помощью калибров. Размеры калибров указаны в таблице 5.

Таблица 5 – Размеры калибров

Размер трубы	Исполнительные размеры калибров, мм		
	проходной	непроходной	предельно изношенный
55,4 x 45,4	44,7045 -0,0250	45,4625 -0,0250	44,6500
64,9 x 54,9	54,213 -0,030	54,965 -0,030	54,150
67,5 x 57,5	56,813 -0,030	57,565 -0,030	56,750
69,4 x 59,4	58,713 -0,030	59,465 -0,030	58,650
81,5 x 70,0	63,313 -0,030	70,065 -0,030	69,250

Контроль α -фазы осуществляется по эталонам, в поперечном сечении трубы, не менее чем в трех равноудаленных друг от друга по периметру образца местах. Отсутствие внутренних дефектов проверяется на всей площади поперечного сечения трубы визуально и при увеличении в $\times 16$. Контроль проводят на образцах поперечного среза трубы. Образцы подвергают шлифовке, полировке в воде, высушиванию и травлению.

Травление происходит с помощью раствора уксусной и азотной кислоты в соотношении 1:1, допускаются также другие травители, которые не ухудшают качества шлифа. На каждую партию труб оформляется сертификат в соответствии с требованиями EN 10204/3.1.

1.6 Сравнительный анализ некоторых марок латунных сплавов

В данном пункте будут рассмотрены наиболее часто используемые латунные сплавы типа ЛМцАЖН и ЛМцАКНХ. Благодаря их химическому, представленному в таблице 6, и фазовому составу, а также комплексу механических свойств эти марки латуни наиболее часто применимы для изготовления колец синхронизатора для полноприводных автомобилей (LADA NIVA TRAVEL и LADA NIVA LEGEND), и деталей им подобных.

Таблица 6 – Химический состав сплавов ЛМцАЖН и ЛМцАКНХ [15]

Сплав	Химический состав, %							
	Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Si	Cr	Zn
ЛМцАЖН	58.5–60.5	3.0–4.0	2.0–3.0	0.3–0.7	0.3–0.5	–	–	ост.
ЛМцАКНХ	62.0–63.5	3.0–4.0	3.0–4.0	–	0.40–0.54	–	0.17–0.20	ост.

Стоит отметить, что характеристики сплава ЛМцАКНХ, рассмотренные в предыдущих подразделах, выше. Материалы, из которых изготавливают ответственные детали автомобиля, должны обладать необходимыми свойствами, такими как:

- быть пригодными для обработки резаньем;
- иметь требуемые показатели твердости (не менее 80 HRB) и пластичности;
- микроструктура должна состоять из α -фазы не менее чем на 5%;

Одним из основных факторов обеспечивающих эти свойства является химический состав, а введение легирующих элементов позволяет управлять

им. Так же, значительным отличием данных марок латуни является фазовый состав, благодаря которому меняются свойства и технологичность в производстве. Исследования А.В. Святкина [24] показывают, что фазовый состав сплава ЛМцАЖН состоит из:

- α -фазы в количестве от 6% до 32%;
- $(\alpha+\beta)'$ -фазы;
- силицидов;

В результатах исследования латуни ЛМцАКНХ показывается, что данный сплав содержит:

- α -фазу в количестве 38%;
- $(\alpha+\beta)'$ -фазу;
- силициды;

Исходя из выше перечисленного можно сделать вывод о том, что химический и фазовый состав марки латуни ЛМцАЖН уступает ЛМцАКНХ так как данные параметры у последней выше. Повышенное содержание α -фазы будет обеспечивать необходимую пластичность, что положительно скажется на обработке резаньем, а добавление хрома обеспечит требуемую прочность.

1.7 Формирование цели и задач работы

На данный момент латунные сплавы их свойства и проблематика достаточно хорошо изучены. Применяемые в автомобиле строения марки латуни имеют ряд недостатков такие как: склонность к образованию трещин, плохая штампуемость. К примеру, латунь ЛМцАЖКС, добавление свинца в которую выводит из работоспособного состояния оборудование (засоряет его) и является вредным для здоровья. В связи с этим целесообразно рассматривать перспективный сплав ЛМцАКНХ, однако на данный момент существуют проблемы связанные с недостаточностью информации о поведении сплава при переработке у потребителя, в частности не определено

поведение сплава при штамповке и температурные интервалы старения, что в свою очередь увеличивает риск растрескивания

Цель данной работы - исследовать влияние технологического нагрева на изменение структуры и свойств сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в процессе переработки. Для достижения вышеуказанной цели необходимо решить следующие задачи:

- определить влияние температуры нагрева сплава под прессование на твердость и микроструктуру;
- оценить влияние температуры нагрева под штамповку на микроструктуру и твердость сплава,
- исследовать влияние термической обработки на твердость и структуру сплава;
- оценить влияние различных режимов обработки на стойкость к абразивному износу;
- проанализировать факторы, влияющие на сопротивление абразивному износу.

Заключение 1 раздела.

При изучении и анализе научных работ различных авторов, были получены следующие сведения:

- структура и механические свойства напрямую зависят от добавляемых легирующих элементов, а также от их концентрации;
- основным фактором при производстве деталей из латунных сплавов является технологический нагрев;
- при производстве ответственных деталей автомобиля из латунных сплавов наблюдаются дефекты при обработке.

Специалисты, изучающие данную проблему, в настоящее время не пришли к однозначному выводу о причинах возникновения таких дефектов. Но, в то же время, имеется ряд предположений, которые необходимо дополнительно исследовать и изучить.

2 Методика исследования многокомпонентного латунного сплава ЛМцАКНХ

Для решения поставленных задач необходимо провести ряд исследовательских работ, а именно:

- зафиксировать фактическое состояние на соответствие техническим требованиям;
- оценить изменение микроструктуры и свойств сплава после различных режимов технологического нагрева, которые будут подобраны исходя из особенностей производства как полуфабриката, так и при производстве готовых деталей.

Для его дальнейшего исследования сплава будут использованы образцы, полученные путем отрезания фрагмента от латунной трубы (полуфабриката) из которой изготавливаются кольца синхронизатора.

Процедура исследования будет заключаться из последовательных шагов. Для начала будет осуществлена выборка наиболее подходящих нам элементов. Вторым шагом будет определение химического состава сплава. Третьим – подготовка образцов к термической обработке. Четвертым шагом будет проб подготовка. Пятым – исследование микроструктуры образцов, сравнение сплава после термической обработки и до нее, а также анализ и фиксация всех изменений. Шестой шаг – то исследование образцов на твердость как после термической обработки, так и до. Седьмым является испытание сплава на износостойкость. Восьмым, заключительным шагом, будет анализ изменений, произошедших в следствии выполненных операций. Далее на основании этого будут сформированы выводы по данной работе.

Для изучения всех вышеперечисленных параметров были отобраны фрагменты трубы, изготовленной из сложнолегированной латуни ЛМцАКНХ. Данная марка интересна тем, что в её состав входит хром и она прежде не использовалась в отечественном автомобиле строении. Наличие хрома в составе такой латуни способствует её упрочнению, что может

положительно сказаться в поиске решения проблемы износостойкости латунных сплавов.

2.1 Определение химического состава

Химический состав был определен с помощью спектрометра (рисунок б) OBLF QSN750-II, SN472 по ГОСТ-31382-2009, данный аппарат предварительно был откалиброван медными образцами (эталоны) для получения точных значений. Прибор обладает высокой точностью и имеет погрешность менее 1 %.



Рисунок 6 – Спектрометр OBLF QSN750-II, SN472

На всех этапах данной работы необходима регистрация и анализ микроструктуры после каждой операции, проведенной со сплавом. Оценка микроструктуры в процессе работы определялась системой анализа

изображений SIAMS 800 (рисунок 7) при помощи оптического микроскопа Olympus GX 51 (рисунок 8).

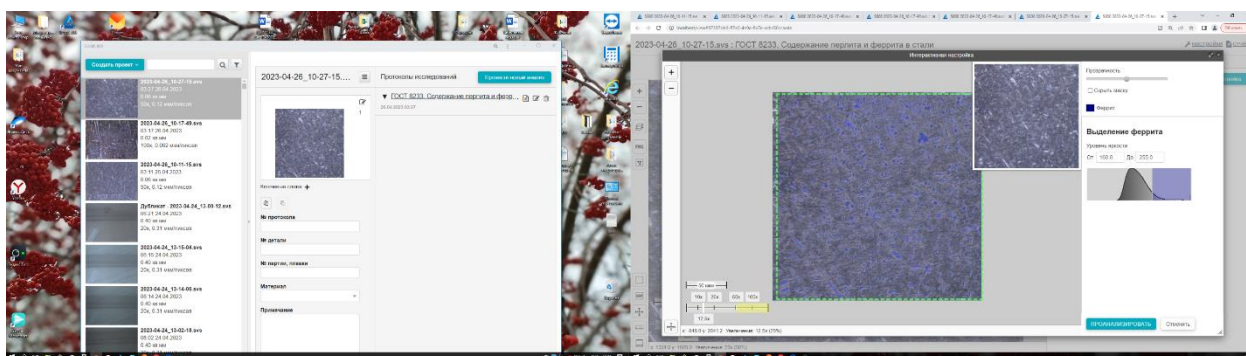


Рисунок 7 – Интерфейс программы SIAMS 800



Рисунок 8 – Оптический микроскоп Olympus GX 51

Для корректного анализа в процессе данной операции применяется специальный режим-обсчет по площади на соотношение феррита и перлита по ГОСТ 8233. Применение такого режима позволяет выровнять освещенность исследуемого поля во время построения панорамных изображений, а также даёт возможность выделения отдельных кадров, что необходимо в тех случаях, когда аппарат не позволяет собрать чёткое изображение.

2.2 Подготовка латунного сплава к исследованию его микроструктуры

Как было упомянуто выше, оценку микроструктуры необходимо проводить на всех этапах исследования, то есть как до термической обработки, так и после нее. Для того чтобы осуществить данный анализ образцы следует подготовить, для этого необходимо:

1. Вырезать с помощью автоматического станка для микрорезки (рисунок 9) небольшие заготовки из элементов трубы поставляемой заводом изготовителем. Заготовки разрезаются на необходимое количество одинаковых частей, оно рассчитывается исходя из того, сколько и какие испытания необходимо провести с образцами.



Рисунок 9 – Станок для микрорезки

2. Залить в шлиф заготовку с помощью станка для горячей прессовки (рисунок 10), для удобной работы с образцом. Образцы помещаются на подставку, которая под действием давления способна перемещаться в

перпендикулярной плоскости станка. После этого с помощью мерной ложки в аппарат на образцы засыпается зернистый гранулят из полимерного легкоплавкого материала в объеме трёх мерных ложек. Визуально проверяется поверхность около рабочей зоны, чтобы не допустить остатков рассыпавшегося гранулята, а в случае если такой есть аккуратно извлекается и помещается к остальному объему полимера. Далее плотно закручивается прижимная крышка. Подается давление на рабочую площадку, и она в свою очередь поднимается вверх и прижимает образец с гранулятом к крышке. Затем включается подогрев до 200°C. По истечении примерно 15 минут аппарат перестанет поддерживать заданную температуру и включится воздушное охлаждение, по истечении еще 7 минут оно выключится, что будет являться сигналом о том, что шлиф готов и его можно извлекать из станка.



Рисунок 10 – Станок для горячей прессовки

3. Обработать образцы в шлифах на 4 абразивных кругах (рисунок 11), на которых установлена наждачная бумага с зернистостью 400; 800; 1500; 2000. Обработка начинается с круга с наименьшей зернистостью, для этого включается аппарат, круги начинают вращаться, на них для охлаждения и

удаления загрязнений из металла и пластика подаётся вода, затем шлиф ставится на вращающийся круг и начинает шлифоваться. Данную процедуру необходимо выполнять до тех пор, пока не уберутся все загрязнения с металлического образца и пока они не будут в одной плоскости со шлифом. Так же необходимо отшлифовать обратную поверхность шлифа (цилиндра) для того чтобы выровнять эту плоскость, это необходимо для получения корректного изображения в микроскопе при промежуточном контроле. Далее операция с поверхностью на которой располагается образец повторяется на круге с большей зернистостью, предварительно шлиф необходимо повернуть на 90° (относительно того направления, в котором шлифовался образец на предыдущем круге). Затем делается тоже самое на остальных кругах. На последнем круге обработка происходит до тех пор, пока риски на поверхности металла будут едва заметны глазом;



Рисунок 11 – Шлифовальные круги

4. Отполировать образец с помощью полировального станка (рисунок 12). На аппарат устанавливается круг с мягким ворсом и включается его

вращение. На поверхность образца наносится алмазная паста из алмазного порошка, связующей жировой основы и поверхностно активных веществ. При полировке она оказывает химические и механическое воздействие на образец. Образец в шлифе ставится на вращающийся круг и начинает полироваться. При этом необходимо постоянно подливать этиловый спирт на поверхность ворсового диска для охлаждения. Данную процедуру необходимо выполнять в течение 1,5–2 минут, затем нанести новую порцию пасты и повторить все 3–4 раза, до достижения зеркальной поверхности на образце. Качество полировки можно оценить на оптическом микроскопе, на увеличении 5 крат (x5), при этом не должно наблюдаться рисок (царапин) после шлифовки. При необходимости процедуру можно повторить;



Рисунок 12 – Полировальный станок

5. Выявить микроструктуру путем обработки шлифа реактивами для травления в два этапа. Сначала с помощью смеси уксусной и азотной кислоты (рисунок 13), а затем с помощью реактива FeCl_3 (рисунок 14). На лабораторную стеклянную палочку наматывается небольшой кусочек ваты, она помещается в колбу с реактивом для травления и пропитывается им, затем с ее помощью наносится препарат на всю поверхность образца и для недопущения сильного затравливания реактив сразу смывается холодной проточной водой. После анализа микроструктуры возможно применение другого реактива для травления это делается для того чтобы изменить контрастность или четкость при выявлении каких-либо деталей микроструктуры.



Рисунок 13 – Реактив для травления уксусной и азотной кислоты



Рисунок 14 – Реактив для травления FeCl_3

2.3 Измерение твердости образцов

Для получения достоверных результатов необходимо провести измерение твердости методом Виккерса по ГОСТ 2999-75 на твердомере (рисунок 15), предназначенном для измерения, контроля микротвердости сплава, без нарушения его структуры.

Образец в шлифе необходимо выровнять под индентором, который будет делать отпечаток в форме ромба на поверхности образца, затем механизмом подъема–опускания с помощью ручки сбоку устанавливается высота индентора, она фиксируется так, чтобы специальный плоский щуп мог с трудом проходить между индентором и поверхностью образца. Затем нажимается педаль, запускается механизм нагрузки на индентор и осуществляется вдавливание в течение 30 секунд, затем нагрузка автоматически снимается и поднимается индентор, рабочая поверхность, передвигается в крайнее правое положение под микроскоп. Глядя в

микроскоп необходимо настроить резкость (фокус) так чтобы прокол (ромб) был четко виден. Далее механизмами в микроскопе настраивается рабочее поле так, чтобы углы ромба касались правой и левой границе поля. После считывается результат на аппарате, полученное число находится в таблице, приложенной к твердомеру и исходя из нее находится значение твердости. После этого необходимо переместить образец по рабочей поверхности стола вручную, так чтобы следующий отпечаток был на расстоянии не ближе чем на 2-2,5 диагонали предыдущего места исследования. Выше перечисленные операции необходимо произвести столько раз сколько указывается в нормативно-технической документации на металлопродукцию, делается это для того чтобы получить истинное значение твердости при этом быть уверенным, что полученные результаты - это не погрешность прибора, далее путем вычисления среднего значения получить результат твердости.



Рисунок 15 – Твердомер Виккерса

2.4 Термическая обработка

Для подбора оптимального режима термообработки, который способен обеспечить максимальное значение твердости были подготовлены 32

образца. Время термической обработки подбиралось исходя из особенностей при изготовлении готовых деталей, были выбраны кратковременные режимы (имитация нагрева под штамповку) и длительные (имитация нагрева под прессование). Нагрев был произведен с помощью муфельной печи для термообработки металла камерного типа (рисунок 16). Ввод параметров нагрева (температура и время выдержки) был осуществлен терморегулятором ТП 403 (рисунок 17), погрешность печи $\pm 5^{\circ}\text{C}$.



Рисунок 16 – Печь для обработки металлов «ТЕРМОКЕРАМИКА»



Рисунок 17 – Терморегулятор ТП 403

Чтобы качественно оценить степень изменения микроструктуры и свойств после подобранных нами режимов термической обработки, мы проводили исследования на образцах одинакового размера и геометрической формы, но в разных временных интервалах. Температура была подобрана согласно политермическому разрезу диаграммы состояния системы Cu–Zn–Mn₅–Si₃. Для исследования сплава было принято решение проводить закалку, а затем старение с промежуточным анализом твердости между этими операциями. Время закалки выбрано исходя из особенностей производства готовых деталей, закалка в течении 12 минут имитирует, нагрев под штамповку, а в течении 3 часов имитирует, нагрев под штамповку.

Образцы, которые проходили термическую обработку и соответствующие им режимы представлены в таблице 7.

Таблица 7 – Режимы термической обработки

№ образца	Закалка		Старение	
	Температура,	Время, мин.	Температура,	Время, мин.
1	780	12	390	40/60/90
2	730	12	390	40/60/90
3	700	180	390	40/60/90
4	740	180	390	40/60/90
5	800	180	390	40/60/90
70	650	12	–	–
71	700	12	–	–
72	830	12	–	–
701	650	12	390	40
702	650	12	390	60
703	650	12	390	90
710	700	12	390	40
712	700	12	390	60
713	700	12	390	90
721	830	12	390	40
722	830	12	390	60
723	830	12	390	90
6	830	180	–	–

После термической обработки необходимо произвести анализ количества, размеров и формы фаз, зерен, включений, полученные данные позволят оценить изменение твердости и микроструктуру в зависимости от режимов ТО, что позволит технологам оптимизировать требования к процессу.

Анализ научных литературных источников [10] показал, что перераспределение хрома положительно влияет на прочностные характеристики сплава, что можно применить в качестве дополнительного упрочняющего фактора при старении. Для этого необходимо провести термическую обработку при режимах, моделирующих реальные условия при производстве.

2.5 Электронная микроскопия

Метод электронной микроскопии металлов в нашем случае необходим для изучения образцов при более высоком увеличении, а также чтобы

определить химический состав отдельно взятых элементов структуры (энергодисперсионный анализ). Пример электронного микроскопа EVO18 CarlZeiss, детектор – HDBSD показан на рисунке 18.

Для получения изображения с помощью катода создается пучок электронов, затем он ускоряется и проходит через образец, затем фокусируется системой магнитных линз и попадает на люминесцентный экран делая картинку видимой для человека.

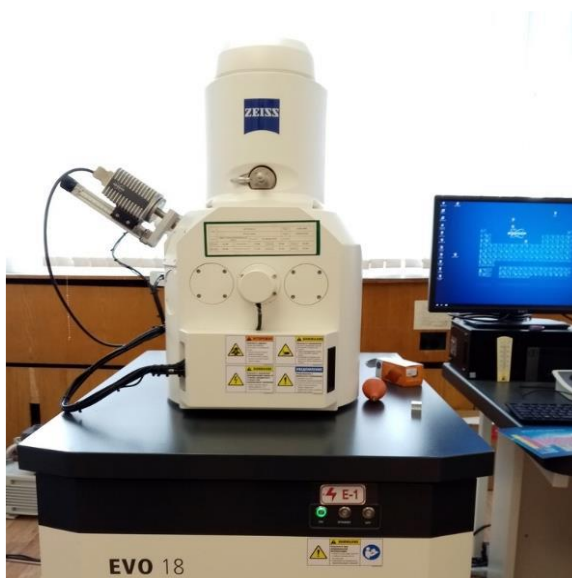


Рисунок 18 – Электронный микроскоп

2.6 Испытания на износостойкость

С целью определения влияния термической обработки на сопротивление абразивному износу производилось испытание на износ с помощью шлифовальной машины, на которую устанавливался диск с зернистостью P320 (рисунок 19).

Чтобы получить значение износостойкости необходимо произвести серию опытов и вычислить разницу двух измерений до абразивной обработки и после нее.



Рисунок 19 – Процесс обработки образца

Заключение 2 раздела.

Для решения поставленных задач, был запланирован ряд испытаний, заключающихся в оценке влияния режимов термической обработки на изменения свойств латунного сплава ЛМцАКНХ.

Определен вид и порядок исследований, таких как:

- определение химического состава;
- микроструктуры и твердости в состоянии поставки, а также после термической обработки.

Подобрано оборудование для обработки латунных сплавов и регистрации процессов, происходящих в них.

Для изучения изменения количества, формы и размеров силицидов были подобраны различные режимы термической обработки.

Регистрация показаний твердости сплава производилась при помощи твердомера Виккерса по ГОСТ 2999-75 с нагрузкой 30 кг так как данный

метод позволяет получить наиболее точные показания с минимальной погрешностью, что крайне важно для исследования.

Исследование микроструктуры производится при помощи инвертированного микроскопа OlympusGX 51 с программным обеспечением SIAMS 800 и с помощью сканирующего электронного микроскопа EVO18 CarlZeiss с детектором – HDBSD.

Режимы термической обработки были подобраны исходя из особенностей производства колец синхронизатора.

Итогом работы является определение изменений фазового состава латунного сплава при различных параметрах термической обработки и впоследствии анализ полученных данных.

В процессе решения задач исследовательской работы был осуществлен подбор необходимого оборудования, а также изучены различные методики испытаний на твердость, сопротивление абразивному износу и рентгеноспектральный анализ.

3 Анализ полученных результатов

В процессе исследования темы дипломной работы, для анализа были отобраны образцы из одной и той же марки латунного сплава, которые были подвержены различным режимам термической обработки.

Для химического анализа были отобраны вырезанные фрагменты из трубы марки ЛМцАКНХ, выпускающиеся на Ревдинском заводе по обработке цветных металлов. Анализ был произведен с помощью спектрографа, результаты которого представлены в таблице 8.

Таблица 8 – Химический анализ сплава ЛМцАКНХ

№ образца	Определяемые элементы, массовая доля, %										Марка сплава
	Cu	Mn	Al	Fe	Zn	Si	Pb	Cr	Sn	Ni	
1	62,65	3,26	2,95	0,12	29,93	0,89	≤0,001	0,23	0,01	0,42	ЛМцАКНХ

3.1 Влияние термической обработки сплава на его твердость

В качестве образцов были отобраны фрагменты полуфабриката (трубы) в количестве 5 штук, из которых изготавливаются блокирующие кольца синхронизатора коробки передач. Результат измерения твердости сплава в состоянии поставки: 164...170 HV.

Для упрочнения латуни ЛМцАКНХ была произведена имитация операции нагрева под штамповку. Для анализа влияния технологических нагревов на твердость материала проводилась серия параллельных экспериментов. Результаты измерений твердости сплава после нагрева и охлаждения на воздухе отображены на графиках (рисунки 20 – 23).

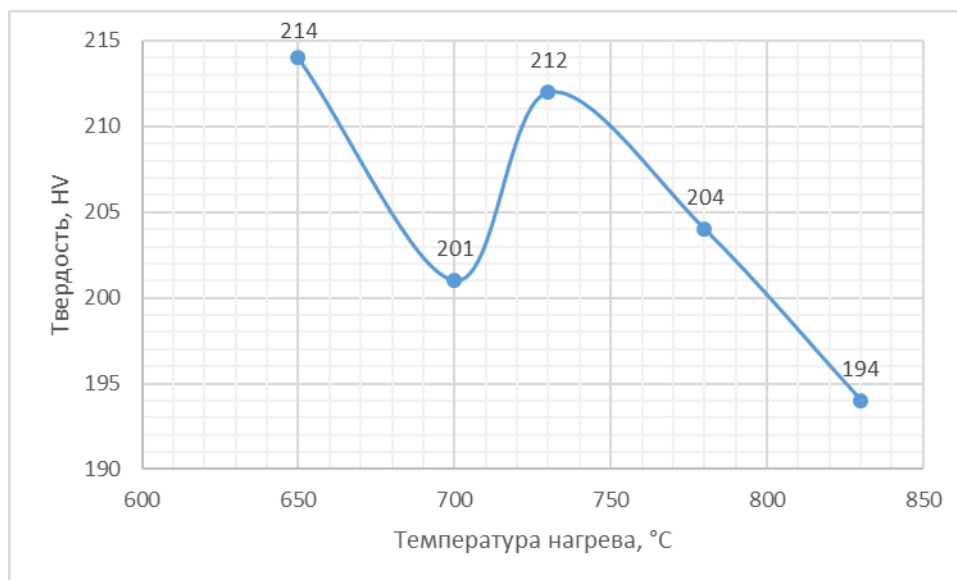


Рисунок 20 – Изменение твердости образцов после кратковременной выдержки

Из графика следует, что максимальное упрочнение сплава достигается при закалке в течение 12 минут на 650°С и 740° С. Первый максимум обусловлен поведением, которое описано на диаграмме состояния Cu-Zn-Mn-Si (чем ниже температура, тем больше доля твердых компонентов – силицидов), для объяснения второго максима требуется провести дополнительные исследования. Последующая выдержка в печи при более высокой температуре способствует снижению твердости.

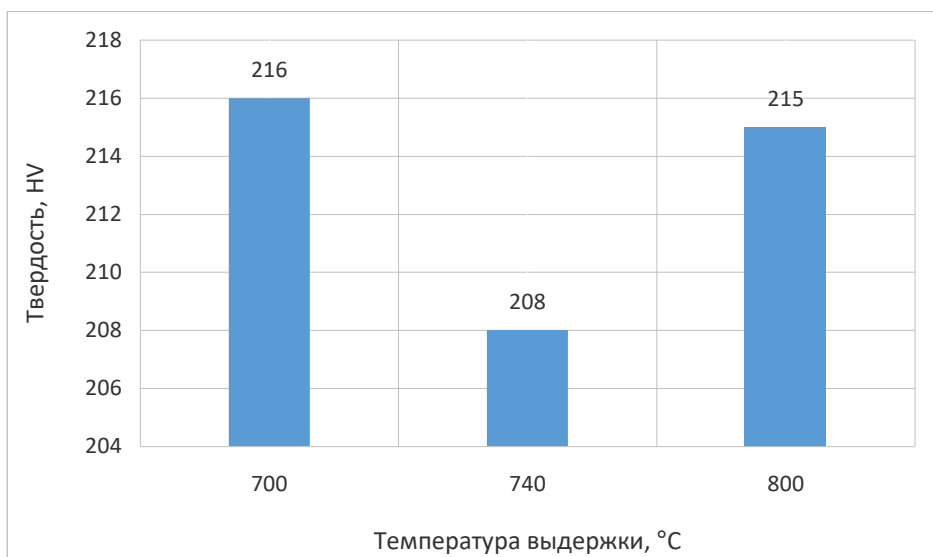


Рисунок 21 – Изменение твердости образцов после длительной выдержки

Рисунок 21 говорит об обратном, при длительной выдержке при температуре 740°C твердость становится минимальной.

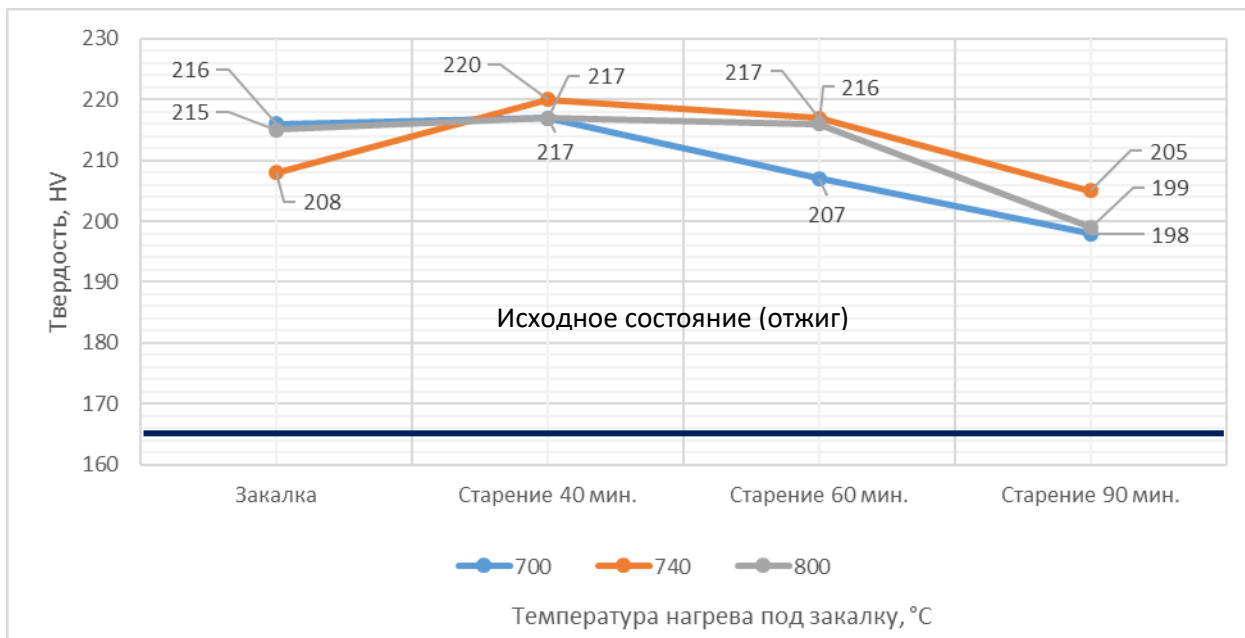


Рисунок 22 – Изменение твердости образцов после длительной выдержки и последующего старения при 390°C

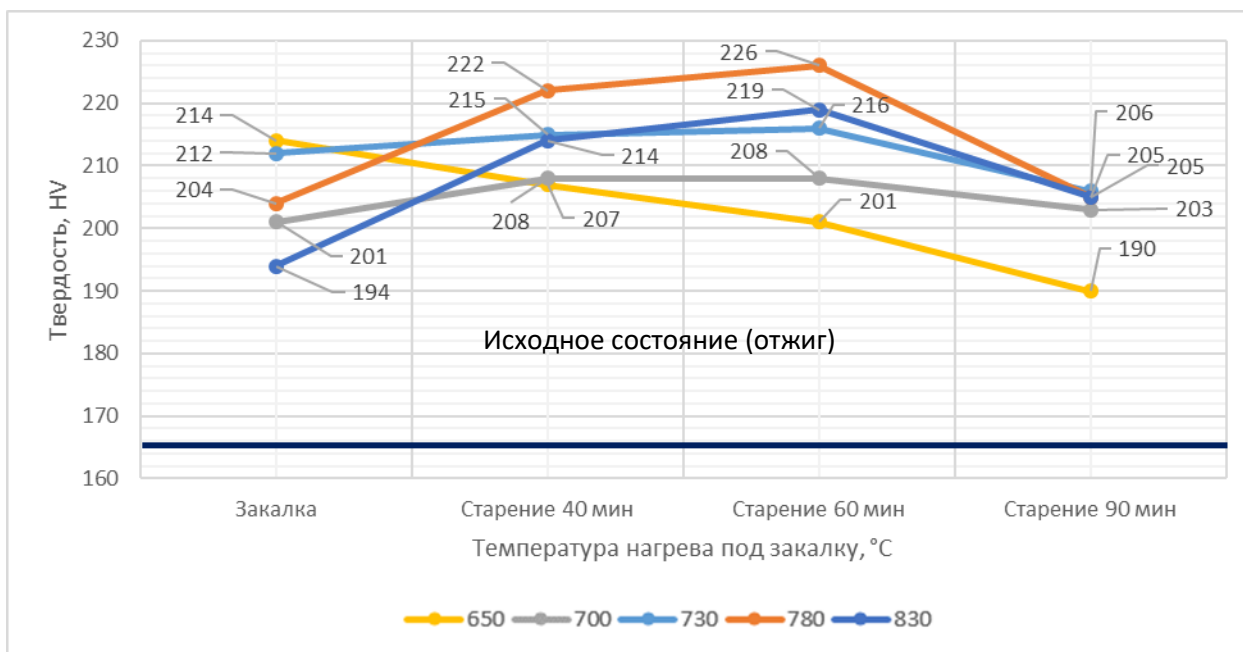


Рисунок 23 – Изменение твердости образцов после кратковременной выдержки и последующего старения при 390°C

Исходя из результатов, представленных графиках можно сделать вывод о том, что режимом, обеспечивающим максимальное значение твердости образца, является выдержка при 780°C в течении 12 минут и старением при 390°C в течении 60 минут. Минимальное значение достигается после выдержки при 650°C в течении 12 минут и последующим старением при 390°C в течении 90 минут. Также замечена тенденция, которая выражена в том, что почти все максимумы твердости достигаются при старении в интервале 40...60 минут, кроме нагрева до 650° C, в этом случае твердость при старении линейно снижается. Таким образом, максимальное упрочнение при старении сплава ЛМцАКНХ при 390°C после имитации штамповки достигается при выдержке в течение 60 минут. В этом случае максимальное упрочнение от исходного состояния составляет 37%.

3.2 Анализ изменения количества α -фазы

Показатель количества α -фазы в латунном сплаве является одним из основных так как на прямую влияет на пластичность, в холодном состоянии

повышая ее, а в горячем снижая. С помощью металлографического анализа было определено содержание α -фазы в образцах, которые были подвержены закалке. Результаты изменения содержания α -фазы представлены на рисунках 24 и 25.

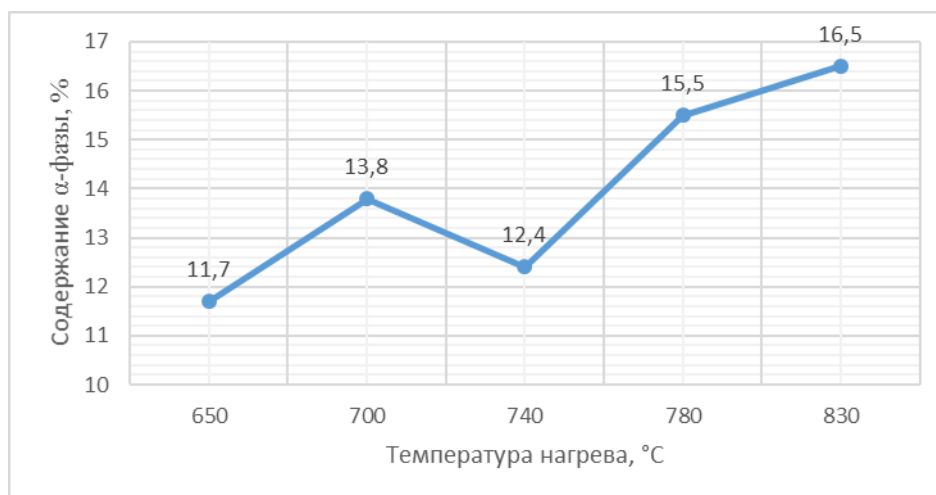


Рисунок 24 – Содержание α -фазы в сплаве после кратковременной выдержки

Максимальное содержание α -фазы достигается при температуре 830°C, что согласуется с результатами твердости, представленными на рисунке 21, когда при данной температуре регистрируется минимум упрочнения. А низкое содержание α -фазы при температурах 650 и 740°C объясняет максимумы по твердости на том же рисунке. Таким образом, наличие второго максимума на рисунке 20 объясняется большим количеством β -фазы.

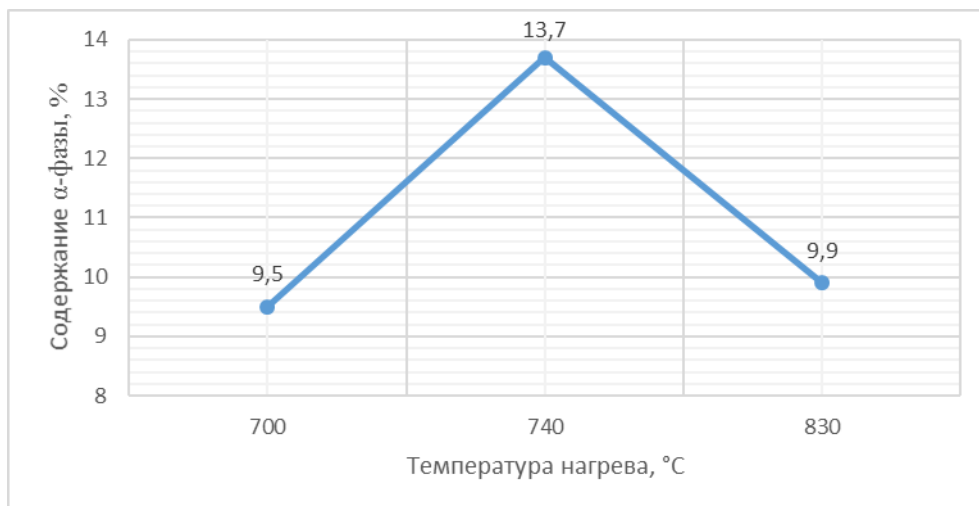


Рисунок 25 – Содержание α-фазы в сплаве после долговременной выдержки

Поскольку высокотемпературная β-фаза обеспечивает максимальную пластичность, целесообразно при нагреве использовать режимы обеспечивающие ее максимальное содержание. При этом использование температуры 700° С более предпочтительно по сравнению с 830°С, т.к. это обеспечивает более высокую стойкость технологической оснастки. Таким образом, с точки зрения прессования целесообразно использовать нагрев до 700° С.

Анализ графика говорит о том, что максимальное содержание α-фазы фиксируется в сплаве, который подвергся нагреву при температуре 740°С в течении 12 минут, что может свидетельствовать о том, что при кратковременном нагреве стабильная α-фаза не успевает выделиться, что в свою очередь приводит к образованию значительной части метастабильной α-фазы, которая приводит к упрочнению. Стоит упомянуть, что содержание данной фазы во всех проанализированных сплавах составляет более 5 %, что удовлетворяет условия технических требований к латунному сплаву ЛМЦАКНХ.

3.3 Испытания на абразивную износостойкость после различных режимов термической обработки

Для оценки работоспособности сплава ЛМцАКНХ в условиях сухого трения были проведены эксперименты по определению сопротивления абразивному износу. Результаты экспериментов приведены на рисунках 26-29.

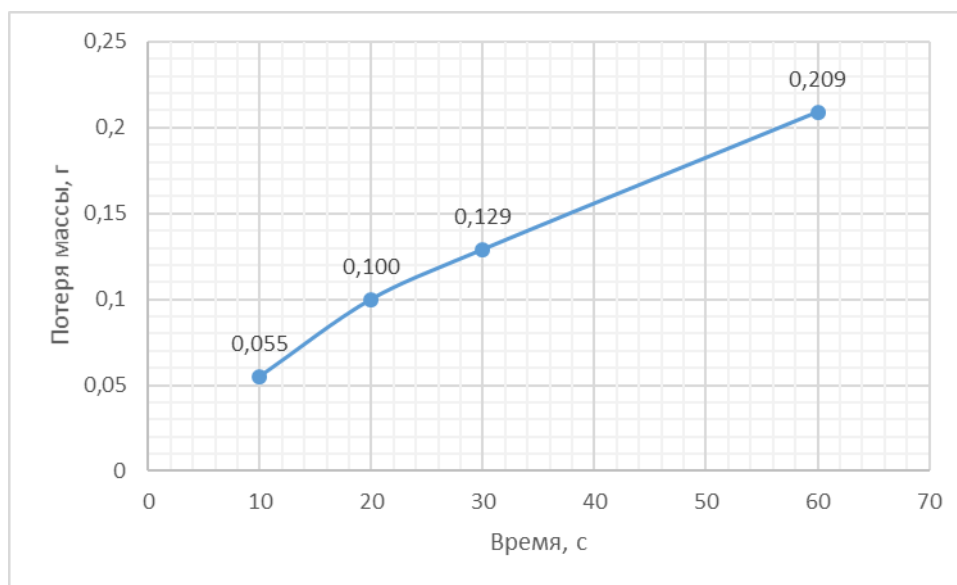


Рисунок 26 – Абразивный износ исходного образца

Анализ графика показывает, что при испытании на абразивный износ исходный образец потерял 0,209 грамм за 60 секунд, что составляет 1,3 % от изначальной массы.

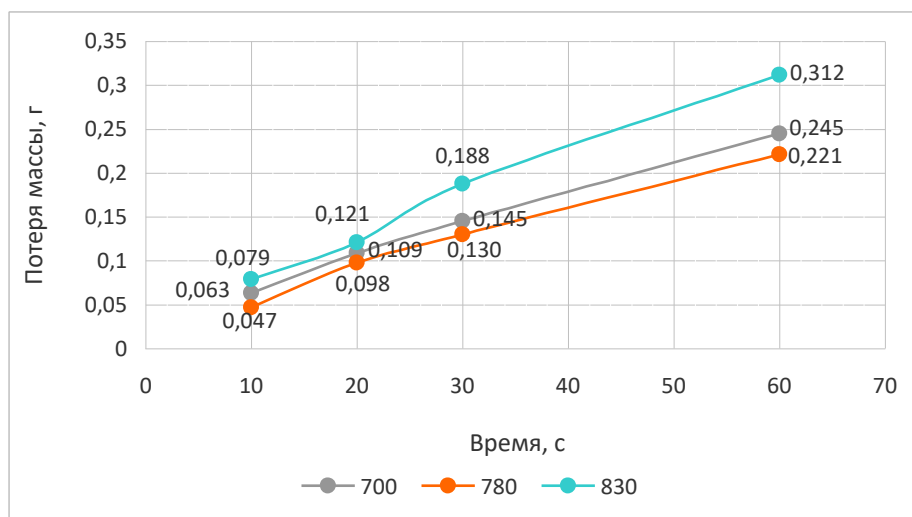


Рисунок 27 – Абразивный износ образцов после кратковременной закалки

Потеря массы образцов при абразивном износе приведена в таблице 9.

Таблица 9 – Сравнение потери массы при абразивном износе исходного образца и образцов после кратковременного нагрева

Режим ТО	Исходный	700°С, 12 мин	780°С, 12 мин	830°С, 12 мин
Потеря массы, % (за 60 секунд)	1,3%	1,27%	1,16%	1,48%

Проанализировав полученные данные, можно сделать вывод о том, что наименее подвержен абразивному износу образец, который был выдержан при температуре 780°С в течении 12 минут, так как при испытании он потерял меньше всего массы. Нагрев в интервале от 700 до 780° С способствует снижению абразивного износа относительно исходного состояния.

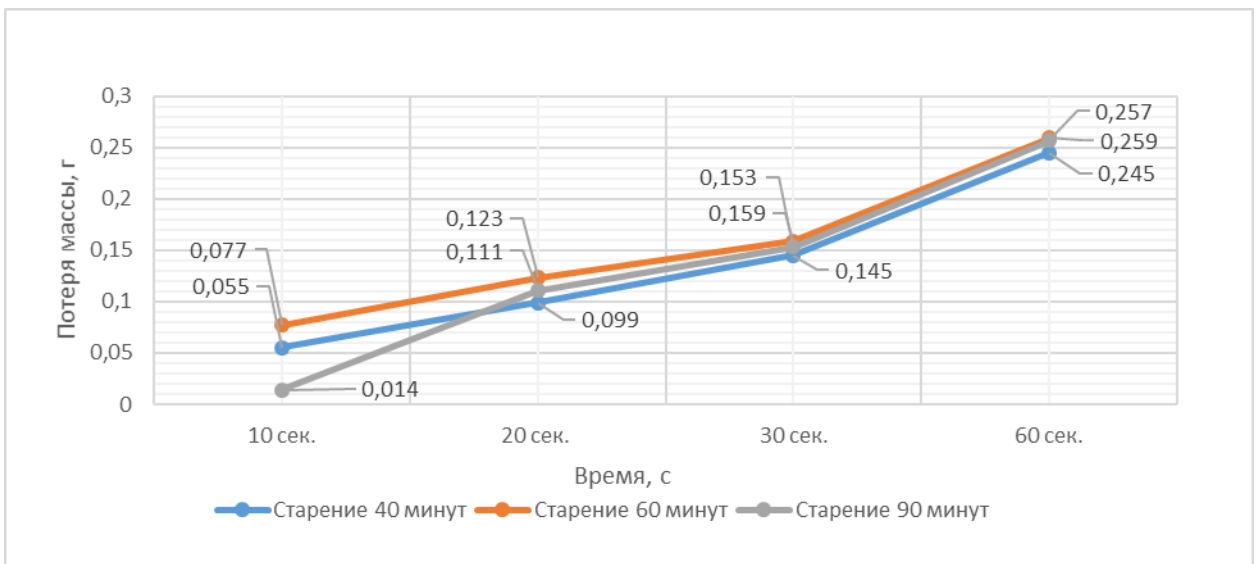


Рисунок 28 – Абразивный износ образцов с одинаковым режимом закалки при 780°С в течении 12 минут, но разным временем старения при 390°С

Анализ результатов испытаний образцов с одинаковым режимом закалки, но разным временем старения представлен в таблице 10.

Таблица 10 – Потеря массы при абразивном износе с одинаковым режимом нагрева (780° С, 12 мин + старение при 390° С)

Режим старения	40 мин	60 мин	90 мин
Потеря массы, % (за 60 секунд)	1,35%	1,34%	1,42%

Исходя из этих данных можно сделать вывод о том, что наиболее износостоек образец, подвергшийся кратковременному нагреву до 780°С и старению при 390 °С 60 мин. Разница с образцом, у которого время старения 40 мин не существенная. Однако после старения износостойкость образцов ниже, чем у исходного состояния.

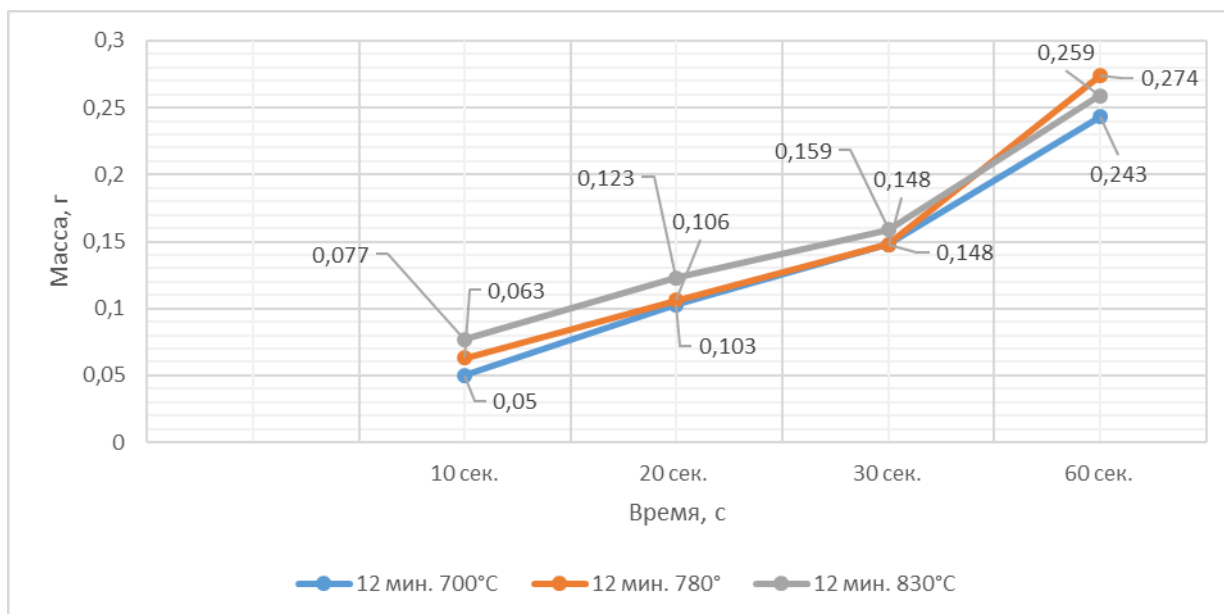


Рисунок 29 – Абразивный износ образцов с одинаковым режимом старения при 390°C в течении 60 минут

Показатели абразивного износ образцов с одинаковым временем старения представлены в таблице 11.

Таблица 11 – Потеря массы при абразивном износе образцов с одинаковым временем старения (60 мин) при нагреве до 390° С

Режим ТО	700°C, 12 мин	780°C, 12 мин	830°C, 12 мин
Потеря массы, % (за 60 секунд)	1,21%	1,34%	1,43%

Анализ показал, что образец, который подвергся закалке при 830°C в течении 12 минут и старению при 390° в течении 60 минут менее износостоек так как потерял массу больше, чем образец при том же режиме старения, но с другой температурой (700 и 780°) под закалку. Наилучшие показатели износостойкости демонстрируют образцы без старения, что создает предпосылки, для отмены термической обработки.

3.4 Анализ результатов, полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии

Для определения процессов, происходящих в структуре сплава, был выполнен ряд анализов с помощью электронного микроскопа. В процессе анализа были получены следующие данные:

В исходном состоянии (рисунок 30) сплав состоит из α - и β' -фаз, а также силицидов. Химический состав фаз приведен в таблице 12. Основу составляет β' -фаза с зернами α -фазы и интерметаллидами округлой и стержневой формы.

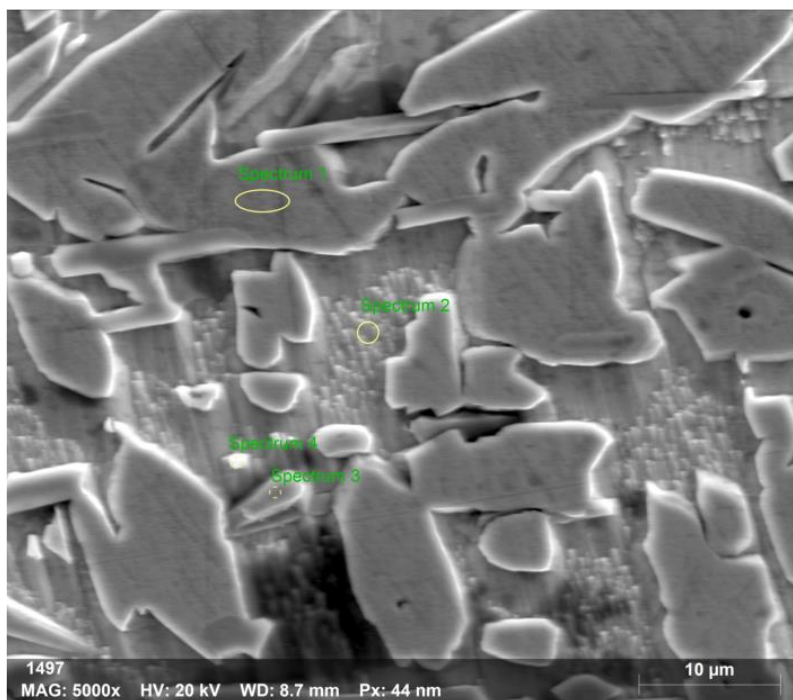


Рисунок 30 – Структура сплава в исходном состоянии
Увеличение 5000X

Таблица 12 – Результаты химического анализа исходного образца

Spectrum № / Фаза	Определяемые элементы, массовая доля, %						
	Cu	Zn	Al	Mn	Si	Ni	Cr
1 / α-фаза	61,99	30,72	1,63	3,64	1,65	0,37	–
2 / β-фаза	65,48	29,99	2,60	1,44	0,12	0,37	–
3 / силицид стержневидный	4,47	1,17	–	65,55	20,47	1,55	0,58
4 / силицид округлый	–	–	–	3,72	16,53	–	79,68

Таким образом, стержневой силицид представляет собой соединение типа Mn_5Si_3 . Округлые силициды представляют собой соединение типа Cr_3Si .

Анализ рисунков 31-33 показывает, что в исходном состоянии (рисунок 31) и при нагреве сплава ЛМцАКНХ до $700^\circ C$ (рисунок 32) включения α-фазы имеет более равноосную форму. Наличие равноосных участков, выявленных при нагреве до $700^\circ C$ может свидетельствовать о неполной перекристаллизации сплава. Нагрев до температуры $780^\circ C$ с последующим старением приводит к полной перекристаллизации сплава с образованием α-фазы игольчатой морфологии (рисунок 33).

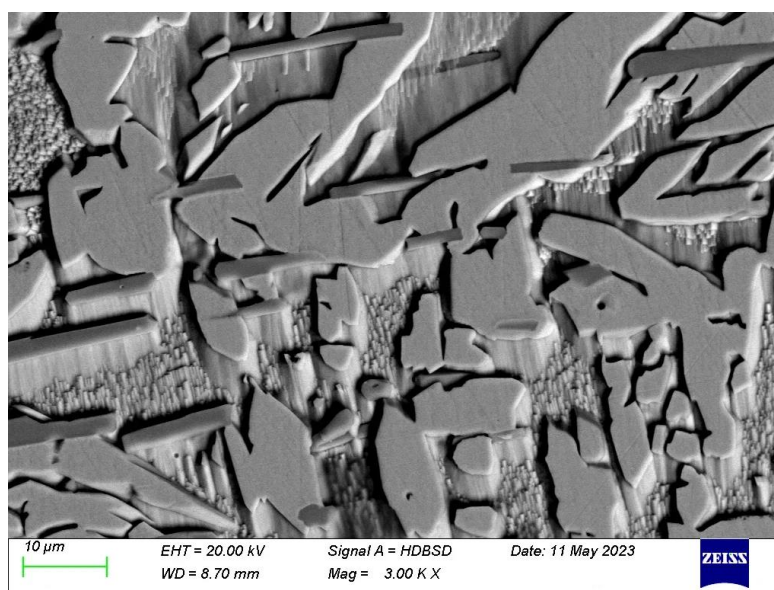


Рисунок 31 – Структура сплава в исходном состоянии (отожженное).
Увеличение 3000X

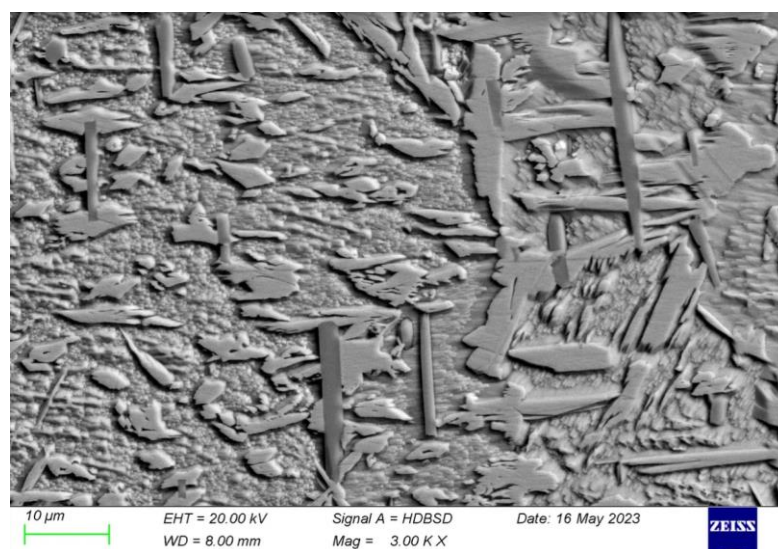


Рисунок 32 – Структура сплава, выдержанного при температуре 700°C.
Увеличение 3000X

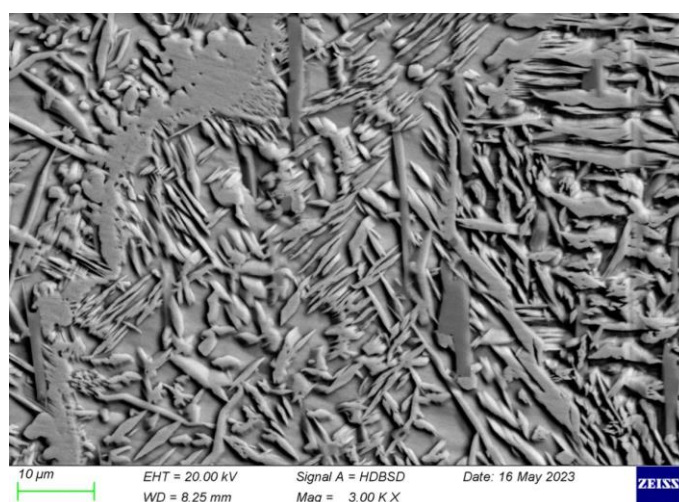


Рисунок 33 – Структура сплава, выдержанного при температуре 780°C.
Увеличение 3000X

Таким образом, повышенная износостойкость сплавов без старения вероятно объясняется неполным выделением α -фазы (часть фазы находится в метастабильном состоянии), которая увеличивается с увеличением температуры нагрева (рисунок 24). Старение приводит к стабилизации сплава и выделению стабильной более дисперсной α -фазы, что снижает износостойкость сплава. Причину повышенного износа сплава нагретого до 830° С будет рассмотрена далее.

Таким образом, абразивная износостойкость значительно зависит от формы и размеров компонентов микроструктуры, в первую очередь от количества и морфологии α -фазы.

Рисунки 34 – 35 показывают, что при нагреве до температуры 830°C выделяются мелкодисперсные интерметаллиды, выкрашивание которых при абразивной обработке приводит к увеличению абразивного износа.

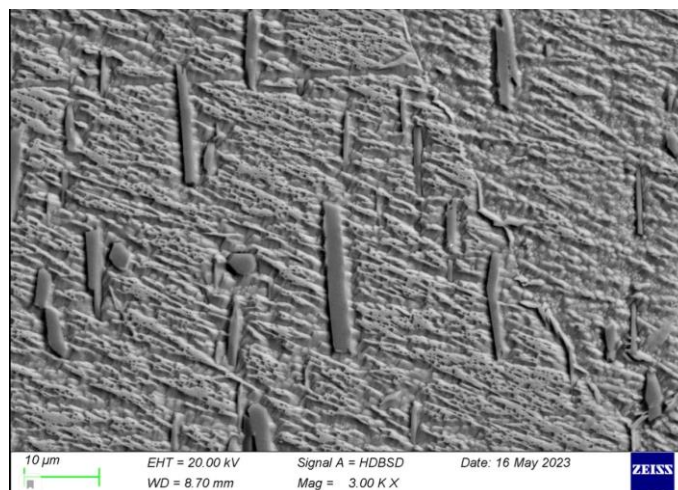


Рисунок 34 – Структура сплава, выдержанного при температуре 830°C.
Увеличение 3000X

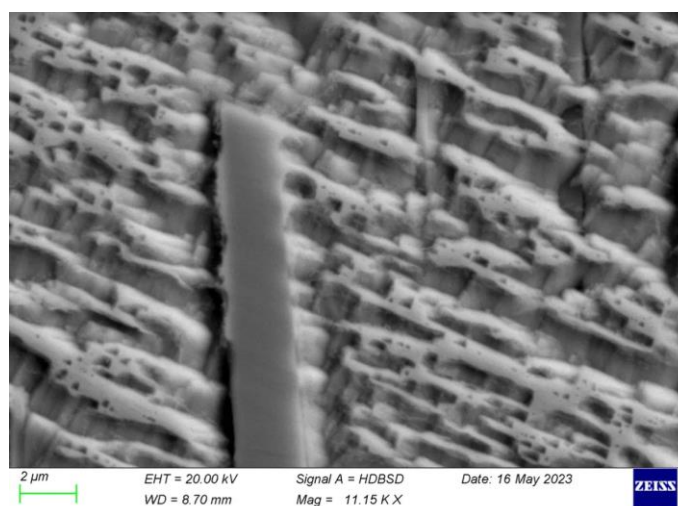


Рисунок 35 – Структура сплава, выдержанного при температуре 830°C.
Увеличение 11150X

Заключение 3 раздела

В процессе изучения проблематики и анализа способов решения задач работы были использованы различные методы и методики в области исследования механических свойств латунных сплавов. Изучен принцип и алгоритм работы на оборудовании, которое позволяет решить необходимые задачи и достигнуть цели работы.

Данные полученные в процессе работы помогают получить более точные представления о процессах влияния различных факторов в том числе технологического нагрева на структуру и свойства латуней.

Анализ полученных данных позволяет выбрать лучшие образцы по каждому пункту, однако прийти к общему выводу учитывая все факторы достаточно тяжело. Такая проблема связана с наличием противоречий:

- чтобы лучше штамповалась деталь необходима более высокая температура, что в свою очередь приводит к снижению твёрдости;
- максимальное упрочнение сплава достигается при закалке в течение 12 минут на 650°C и 740° С;
- максимальное значение твердости образца, является выдержка при 780°C в течении 12 минут и старением при 390°C в течении 60 минут;
- при длительной выдержке при температуре 740°C твердость становится минимальной;
- почти все максимумы твердости достигаются при старении в течении 60 минут (кроме нагрева до 650°C), максимальное упрочнение от исходного состояния составляет 37%;
- чтобы пластичность была на удовлетворительном уровне необходимо учитывать, что при повышении температуры уменьшается концентрация β -фазы и увеличивается α -фазы в связи с чем снижается пластичность;
- так как высокотемпературная β -фаза обеспечивает максимальную пластичность, целесообразно при нагреве использовать режимы

обеспечивающее ее максимальное содержание. При этом нагрев до температуры 700°C более предпочтителен по сравнению с 830°C, т.к. это обеспечивает более высокую стойкость технологической оснастки. Таким образом, с точки зрения прессования целесообразно использовать нагрев до 700° С;

- абразивная износостойкость значительно зависит от формы и размеров компонентов микроструктуры, в первую очередь от морфологии α -фазы;
- нагрев в интервале от 700 до 780° С способствует снижению абразивного износа относительно исходного состояния;
- после старения износостойкость образцов ниже, чем у исходного состояния;
- наилучшие показатели износостойкости демонстрируют образцы без старения, что создает предпосылки, для отмены термической обработки;
- абразивная износостойкость значительно зависит от формы и размеров компонентов микроструктуры, в первую очередь от морфологии α -фазы.

Заключение

В процессе работы было составлено представление о техпроцессе изготовления деталей из латунных сплавов на примере детали «Блокирующее кольцо синхронизатора КПП». Были изучены методики определения химического состава и технологических свойств латунных сплавов, методики оценки микроструктуры, а так же оборудование, с помощью которого проводятся испытания. Применяя методики и оборудование, было исследовано влияние технологического нагрева на изменение структуры и свойств многокомпонентной латуни ЛМцАКНХ.

При подведении итогов работы были сделаны следующие выводы:

- количество, форма и размер компонентов микроструктуры латунного сплава ЛМцАКНХ напрямую влияет на его износостойкость;
- максимальное упрочнение латунного сплава ЛМцАКНХ происходит при условии его нагрева до температуры 780°C в течении 12 минут с последующим старением при 390°C в течении 60 минут;
- максимальная стойкость к абразивному износу достигается в температурном интервале 700 - 780°C;
- оптимальной температурой для прессования является нагрев до 700°C;
- более износостойки образцы, которые не подвергались старению, что является показанием для отмены термической обработки.

В результате проведенной работы были получены дополнительные сведения об изменениях, происходящих в структуре латунного сплава ЛМцАКНХ при различных режимах термической обработки.

Список используемой литературы и используемых источников

1. Антипов В.В. Исследование фазового состава и повышение эксплуатационных характеристик марганцевых латуней, используемых в автомобильной промышленности. диссертация: 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов: защищена 2002: утв. 2002 / Антипов Владислав Валерьевич. – М., 2002. –201 с.
2. Бобылев, А. В. Растрескивание медных сплавов (причины, устранение, контроль): Справочник. – М.: Металлургия, 1993. – 352 с.
3. Брусницын С.В., Ивкин М.О. Проблемы производства изделий из свинцовых латуней // Теория и технология металлургического производства. 2013. № 1 (13). С. 38 – 39.
4. Горбатенко В.П. Материаловедение: Учебник для технологических и механических специальностей высших учебных заведений / В.П. Горбатенко, Т.В. Новоселова. – Невинномысск: ЭльДирект, 2018. – 324 с.
5. Горбатенко В.П. Упрочняющая термическая и термомеханическая обработка двойной латуни с закалкой из β -области // Вестник Донецкого национального технического университета. 2020. № 2 (20). С. 38-43.
6. 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. 440 с.
7. Жолобов, В.В. Прессование металлов. Государственное/ В.В. Жолобов, Г.И. Зверев. М.: Металлургия, 1971. 456 с.
- 8.Ивкин М.О., Брусницын С.В., Мысик Р.К., Сулицин А.В., Исследование микроструктуры и механических свойств износостойкой сложнолегированной латуни // Литейщик России. №1. 2015. С. 14–17.
9. Ивкин М.О. Технология полунепрерывного литья заготовок из сложнолегированной латуни для автомобилестроения. автореферат диссертация: 05.16.04–Литейное производство / М.О. Ивкин. – Екатеринбург:

ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», 2016. – 23с.

10. Козлов В.В. Влияние кремния и интерметаллидов на структуру и механические свойства кремнисто – марганцовистых латуней // Тематический сборник научных трудов «Оптимизация свойств и рациональное применение латуней и алюминиевых бронз». – М.: Металлургия. 1968. 26 с.

11. Котляров И.В. Влияние химического и фазового состава специальных латуней на их твердость и износостойкость: диссертация кандидата технических наук: 05.16.01 / Котляров Игорь Викторович; [Место защиты: Тул. гос. ун-т]. – Тольятти. 2009. 156 с.: ил. РГБ ОД, 61 09-5/2472.

12. Котляров И.В. Влияние химического и фазового состава специальных латуней на их твердость и износостойкость. автореферат диссертация: 05.16.01–металловедение и термическая обработка металлов / И.В. Котляров. – Тула: Научно–исследовательский, проектный и конструкторский институт сплавов и обработки цветных металлов (ОАО «Институт Цветметобработка»), г. Москва, 2009. 24 с.

13. Котов Д.А., Касимова В.А., Жукова Л.М. Проявление модифицирования в структуре двухфазной латуни. Особенности обработки и применения изделий из тяжелых цветных металлов. Материалы междунауч. конференции посв. 65–летию ОАО РЗОЦМ. Ревда 6-8 декабря 2006 г., Екатеринбург. 2006. С. 134-144.

14. Курбаткин И.И., Белов Н.А. Формирование структуры многокомпонентной марганцевой латуни и ее связь с появлением брака. – Известия вузов. Цветная металлургия. - 2002, № 5. – 58-62 с

15. Латунь для колец синхронизаторов и способ изготовления заготовок: пат. RU 2 763 371 С2 Рос. Федерация: МПК С 22 С 9/04, С 22 С 1/03, С 22 F 1/08, F 16 D 23/02, Святкин А.В., Овчинников А.С.; патентообладатель Акционерное общество «Автоваз» – № 2020119672; заявл. 15.06.2020; опубл. 26.12.2021.

16. Литая латунь: пат. RU 2 613 234 С2 Рос. Федерация: МПК С 22 С 9/04, Брусницын С.В., Логинов Ю.Н., Мысик Р.К., Сулицин А.В., Ивкин М.О.; патентообладатель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина" – № 2015120160; заявл. 27.05.2015; опубл. 15.03.2015.

17. Логинов Ю.Н., Овчинников А.С. Влияние присутствия второй фазы на свойства двойных латуней // Материаловедение и новые материалы. Том 15. №4, 187–190 с.

18. Меркулова Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов: учеб. пособие. – Красноярск.: Сибирский федеральный университет, 2007. 262 с.

19. Мысик Р.К., Брусницын С.В., Сулицин А.В., Ивкин М.О. Влияние интерметаллидов на твердость сложнолегированной латуни // Литейщик России. №2. 2016. С. 19–21.

20. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. – М.: Машиностроение, 2004. 337 с.

21. Пугачёва Н.Б., Худорожкова Ю.В. EBSD–анализ структурного состояния сплава Cu–Zn–Mn–Al–Fe–Ni после горячей деформации // XI Международная конференция "механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций". 2017. С. 19.

22. Пугачёва Н.Б. Причины растрескивания штампованных заготовок из латуни ЛМЦАЖН // Diagnostics, ResourceandMechanicsofmaterialsandstructures. 2017. № 4. С. 61 – 81.

23. Пугачева Н.Б., Лебедь А.В. Анализ равномерности распределения зерен α -фазы по сечению трубных заготовок из сплава 58Cu–34Zn–3Mn–2Al // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2014 № 3 (64). С. 6-13.

24. Святкин А.В. Влияние температуры нагрева под штамповку на склонность к растрескиванию заготовок из ЛМЦАЖН 59–3,5–2,5–0,5–0,4 //

Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2018 № 3 (45).
С. 48 – 56.

25. Святкин А.В., Святкин М.В., Шендерей П.Э. Определение практической применимости прогнозирования фазового состава сложнолегированных латуней // Журнал «Евразийское Научное Объединение» №7, 2015. 35–37 с.

26. Солнцев Ю.П., Воложагина С.А., Иголкин А.Ф. Металловедение и технология металлов: учебник для вузов. М.: Metallurgy, 1988. 512 с.

27. Супрун Е.В., Горбатенко В.П. Изучение влияния режимов термической обработки на структуру и свойства латуни марки ЛС59–1 // Metallurgy XXI столетия глазами молодых. 2015. С. 66–67.

28. Трубы прессованные из латуни для производства автокомпонентов. Технические требования: ТТ № 3–1103–2012. – Введ. 2012–12–12. М.: ООО «УГМК–ОЦМ», 2012. 3 с.

29. Трубы прессованные латунные для колец синхронизатора. Технические условия: ТУ 184550–106–033–97. – Введ. 1997-20-06. М.: Держатель подлинника ТК 106 «Цветметпрокат», 1997. 25 с.

30. Фоминых, С.И. Формирование слитков полунепрерывного литья латуни сложного состава/ С.И. Фоминых, Ю.П. Попутчиков, А.Г. Титова, Л.А. Пискунова// Цветные металлы. - 1987. -№9. – С. 76-79.

31. Paul Stavroulakis, Anagnostis I. Toulfatzis, George A. Pantazopoulos 2, Alkiviadis S. Paipetis. Machinable Leaded and Eco-Friendly Brass Alloys for High Performance Manufacturing Processes: A Critical Review // MDPI Metals. 2022. № 12. 1–37 с.

32. Peter Webster. The Brasses/ Properties and application// Copper Development Association/ 2005. № 117. 15-30 с.

33. Stavroulakis, P., Toulfatzis, A.I., Pantazopoulos, G.A./ Machinable leaded and eco-friendly brass alloys for high performance manufacturing processes: a critical review.// Metals. 2022. № 12 (2). 246.

34. Raymond F. Wegman James Van Twisk./Surface Preparation Techniques for Adhesive Bonding. 2013. №2. C 25-28.

35. Christoph Nobel, Fritz Klocke, Dieter Lung, Sebastian Wolf. Machinability Enhancement of Lead-Free Brass Alloys/ 6th CIRP International Conference on High Performance Cutting, HPC2014// Procedia CIRP. 2014. № 14. C 95 – 100.