

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

И.И. Шилов

(Инициалы Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

к.т.н., доцент, А.В. Святкин

(ученая степень (при наличии), ученое звание (при наличии), И.О. Фамилия)

Тольятти 2023

Аннотация

Выпускная квалификационная работа состоит из: 60 стр, 44 рис, 13 таб, 38 источников.

Исследование влияния технологического нагрева на свойства латуни марки ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 является актуальной в настоящее время, так как данная латунь долгое время используется для изготовления кольца синхронизатора КПП отечественных полноприводных автомобилей.

Исследование направлено на получение дополнительных сведений о процессах, происходящих при термообработке сплава. Так как на данный момент сохраняется возможность растрескивания заготовки при технологическом процессе производства детали.

С помощью проведенных исследований были решены следующие задачи:

- проведен сравнительный анализ одной марки латуни с разным фазовым составом, поставляемый на завод;
- получены данные по твердости, при разных условиях формирования структуры, которые моделируют производство детали;
- исследовано изменение количества фазовых составляющих структуры (α - и β -фаз, силициды) в результате термического нагрева, имитирующего разные технологии производства;
- были изучены факторы, которые способствуют изменению свойств сплава при нагреве;
- были получены и оценены данные по сопротивлению абразивному износу при различных температурах нагрева, моделирующие производства деталей, работающих в условиях сухого шлама;
- были выбраны оптимальные температуры нагрева для обеспечения максимальной твердости и абразивной износостойкости.

Перед началом исследовательской работы была проанализирована и изучена литература, по сведениям о термообработке, проблемах и свойствах легированных латунных сплавов.

Вторая глава посвящена методикам, которые способствовали исследованиям латунного сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, а также приведены шаги и используемое оборудование для получения результатов. Данный сплав применяется для изготовления кольца синхронизатора коробки переключения передач для полноприводных автомобилей.

Третья глава посвящена полученным результатам исследования, об изменении структуры и свойств сплава при различных температурах нагрева. При разной термической обработки в сплаве протекают процессы, воздействующие на структуру, от которой зависит твердость и износостойкость материала. Для того, чтобы понять какие факторы влияют на изменение структуры, а в последующем и на свойства сплава была использована сканирующая электронная микроскопия.

В окончании работы были сделаны выводы о влиянии термообработки на структуру и механические свойства сплава, и протекающих при этом процессах.

Abstract

The topic of the senior paper is “The study of the effect of technological heating on the properties of brass of the brand CuZn29Mn3Al2FeNi.

The results are presented in 60 pages introductory note, 44 figures, 13 tables, a list of 38 sources.

The key issue of the thesis is to obtain additional information about the effect of technological heating on the structure and properties of alloy brass of this brand.

The main purpose of this work is to obtain the results of wear resistance, hardness and change in the structure of the alloy under the influence of heating temperature.

The graduation project provides the data on the selection of the most suitable temperature for the heat treatment of the alloy, which affects the structure and properties of brass.

We first select methods and conduct tests to obtain diagrams showing the change in hardness depending on the heating temperature and exposure. Then we compare the obtained diagrams with the original ones and draw some conclusions. Also, with the help of charting, wear resistance tests are carried out.

The results clearly show that the structure and properties of the alloy change under different temperature influences on it. The processes occurring in the alloy during heat treatment have a significant impact on the change in structure and, consequently, on the mechanical properties of the material.

Overall, the results obtained suggest why there is a change in the structure of the brass alloy and how to avoid problems in production.

Содержание

Введение.....	6
1 Обзор литературных источников в области применения многокомпонентных латуней, а также устранение дефектов.....	7
1.1 Общие сведения	7
1.2 Выбор состава латуней для триботехнических целей.....	8
1.4 Влияние термической обработки на структуру и свойства латуни .	17
1.5 Технические условия пресованных латунных труб для колец синхронизатора.....	22
1.6 Проблемы при производстве блокирующих колец синхронизатора и способы решения.....	23
1.7 Формирование цели и задач.....	27
2 Методика исследования многокомпонентных латунных сплавов.....	29
2.1 Используемое оборудование	30
2.2 Подготовка латунного сплава к исследованию микроструктуры....	33
2.3 Измерение твердости образцов	37
2.4 Термическая обработка образцов.....	39
2.5 Электронная микроскопия	40
2.6 Испытания на износостойкость	41
3 Результаты исследований и испытаний.....	43
3.1 Данные об изменении количества α -фазы.....	43
3.2 Твердость сплава после термической обработки	45
3.3 Результаты испытаний сплава на сопротивление абразивному изнашиванию	50
3.4 Результаты рентгеноспектрального анализа	53
Заключение	59
Список используемой литературы и используемых источников.....	60

Введение

«Латунь – это сплав на основе меди (Cu) у которого основным легирующим элементом является цинк (Zn)». В настоящее время латунные сплавы широко применяются в машиностроении, судостроении, электротехники и сантехники.

Для применения в машиностроении от латуней требуется высокий уровень механических и эксплуатационных свойств, а также надежности и долговечность изделий. Для получения необходимых эксплуатационных свойств, например, таких как коррозионная стойкость, износостойкость, технологичность при изготовлении изделий используют сложнолегированные латуни. Одно из главных свойств латуни - ответственность за долговечность работы детали в условиях износа и трения, то есть износостойкость. Она обеспечивается за счет фазового состава сплава и равномерностью распределения свойств. Управляя соотношением легирующих элементов многокомпонентного сплава можно получить требуемые параметры структуры и свойств, благодаря которым сплав армируется, повышая свою износостойкость [19].

В настоящее время многокомпонентные латуни применяются в условиях повышенного триботехнического износа, например, для изготовления синхронизаторов коробок переключения передач в автомобиле. При изготовлении данных синхронизаторов в производстве сталкиваются с различными проблемами и дефектами, к примеру, слишком большие внутренние напряжения могут привести к растрескиванию детали. Это может быть связано с неправильно выбранным технологическим нагревом латуни.

Актуальность данной работы заключается в изучении влияния режимов термической обработки для сложнолегированных латуней, которые обеспечивают повышение механических свойств деталей в современной промышленности.

1 Обзор литературных источников в области применения многокомпонентных латуней, а также устранение дефектов

1.1 Общие сведения

Латуни подразделяются на простые и легированные. Простые (двойные) – состав которых обусловлен исключительно медью и цинком, зачастую это сплавы с α – структурой, данные сплавы не подвергают упрочняющей термической обработки. Легированные - латунные сплавы, состоящие из α и $\alpha+\beta$ –фаз (рисунок 1), а также интерметаллидов, на которые влияют легирующие элементы, которые в свою очередь позволяют менять механические свойства.

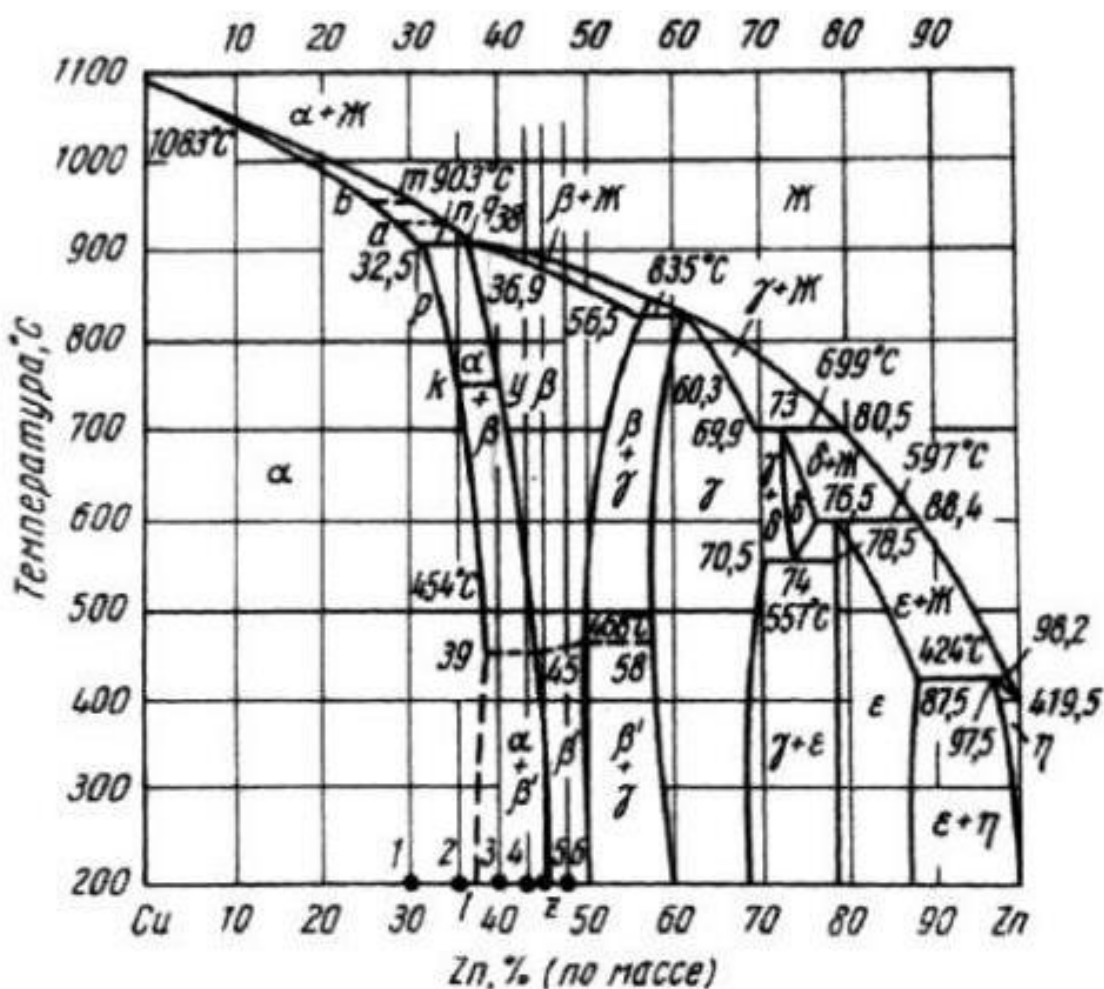


Рисунок 1 – Диаграмма состояния Cu-Zn [1]

Данные элементы образуют в латуни структуру α или $\alpha+\beta$ -фаз, где α -фаза твердый раствор Zn в Cu с кристаллической решеткой меди ГЦК, а β -фаза упорядоченный твердый раствор, химического соединения CuZn в соотношении 3:2 (такой раствор имеет элементарную ячейку). Структура α – латуни имеет большую пластичность и меньшую твердость чем структура $\alpha+\beta$ -латуни, обусловлено это тем, что структурные преобразования зависят от температуры нагрева латуни. При нагреве до высоких температур атомы β -фазы имеют широкую область гомогенности и неупорядоченное расположение атомов (с ОЦК решеткой). При температурах около 454 – 468 °С и ниже атомы Cu и Zn становятся упорядоченными что приводит к появлению β' -фазы, β' -фаза является более твердой и хрупкой чем β -фаза [1].

1.2 Выбор состава латуней для триботехнических целей

С развитием автомобилестроения возрастает спрос медных сплавов, которые работают в условиях трения скольжения с поверхностно-активными смазочными материалами.

Благодаря научным исследованиям было выявлено несколько направлений, где данные материалы работают очень эффективно:

- в качестве основного антифрикционного сплава пар трения медный сплав – сталь;
- в качестве покрытия в паре трения из различных конструкционных материалов.

Так же были выявлены разнообразные технические решения, которые в свою очередь существенно изменяют износостойкость материала в узлах трения. Но данные решения иногда оказываются противоречивыми, так как отсутствует методология выбора антифрикционного состава материала при эксплуатации.

В работе Куксеновой Л.И. и Полякова С.А. [2] в качестве объекта исследования выбрали пару трения скольжения сплав Cu-Zn – сталь,

испытания проводились с применением поверхностно-активной смазочной среды – глицерин. Испытания показали, что происходит изменение периода кристаллической решетки сплава Cu-Zn (рисунок 2) по глубине поверхностного слоя в начальном состоянии (кривая 1), и деформированных при трении в среде глицерина (кривые 2, 3) [2].

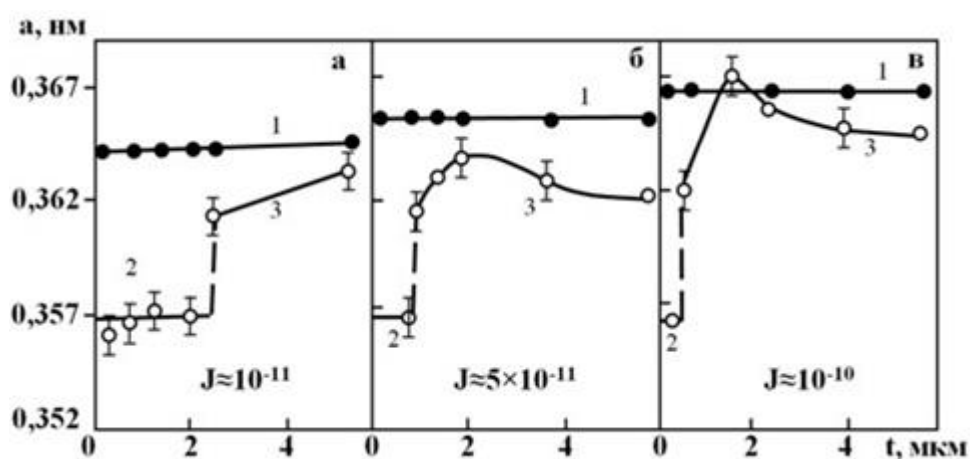


Рисунок 2 - Изменение периода кристаллической решетки α - твердого раствора латуней: а – Л90, б – Л80, в – Л63. 1- α – твердый раствор до трения, 2 – пленка меди, 3 – α – твердый раствор после трения [2]

Из данного рисунка видно, что происходит изменение α – твердого раствора, а также изменение фазового состава зоны деформации в целом. Были отмечены следующие особенности:

- в результате трения поверхностный слой становится многослойным материалом;
- двухслойная структура формируется из-за того, что в поверхностном деформируемом слое возникают значительные сжимающиеся напряжения I – го рода, происходит различие атомных объемов Zn и Cu, Zn удаляется из поверхностного слоя, с помощью макроскопического диффузионного потока направленного к поверхности контакта начинает формироваться пленка чистой Cu [2];

- при трении латуни Л90 (рис.2а) в подповерхностном слое происходит равномерное увеличение концентрации Zn до исходного состояния;
- у сплавов имеющих более высокую концентрацию Zn Л80 и Л63 (рисунок 2 - б, в) тоже образуется двухслойная структура зона деформации, но толщина пленки меди меньше. Это указывает на формирование неоднородности сплава по химическому составу [2, 11].

При эксплуатации тяжело нагруженных узлов требуется область концентрации Zn от 3% до 30%, так как с увеличением нагрузки интенсивность изнашивания снижается.

Кроме двойных латуней, в паре трения участвуют легированные сплавы такие, как ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, данный сплав используется для изготовления блокирующих колец синхронизатора коробки переключения передач заднеприводных автомобилей, а ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 для полноприводных автомобилей [24].

Существенное влияние на износостойкость оказывает кремний (Si). Например, содержание Si от 0,13 до 2,7% влияет на объемную долю силицидов в латуни ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1. Так при содержании 0,13% Si образуются мелкие глобулярные силициды, при увеличении содержания Si до 1,6% размер глобулярных силицидов уменьшается и начинают появляться мелкие игольчатые частицы, затем увеличивая содержание от 2,2% до 2,7% Si размер игольчатых силицидов возрастает. Кремний является основным силицидообразующим элементом, так как он связывает все количество марганца (Mn) и железа (Fe) в силициды типа M_5Si_3 , которые повышают износостойкость и антифрикционные свойства [4, 5, 6].

В патенте RU 2 698 020 С1 [3] говорится о сплаве высокопрочной латуни и изделий из нее, которые работают на истирание в присутствии смазки. Например, такие детали как кольцо синхронизатора, поршневые втулки работают в условиях статических и динамических нагрузках, следовательно,

для них требуется сплав с низким коэффициентом трения, а также достаточную прочность, то есть предел текучести ($\sigma_{0,2}$) должен быть высоким[3].

Сплав для таких деталей представляет собой высокопрочную латунь, которая дополнительно легируется одним из элементов никеля, железа, марганца, алюминия, кремния, титана или хрома [7].

Для достижения высокой прочности, уменьшенным износом при трении в условиях недостаточной смазки или без нее, а также детали из сплава, который не содержит или частично содержит свинец, при этом с хорошей коррозионной стойкостью был представлен сплав из высокопрочной латуни со следующими компонентами:

Cu – 55-65 % мас., Mn – 1-2,5 % мас., Sn – 0,7-2 % мас., Fe – 0,2-1,5 % мас., Ni – 2-4 % мас., Al – 2-5 % мас., Si – 0,2-2% мас., Co – 2 % мас. (max), Zn – остальное количество + постоянные примеси (постоянные примеси которые отдельно составляют не более 0,05 % мас., а в сумме не более 0,15 % мас. от сплава) [3].

Специальным признаком данного сплава является то, что Mn связывается в силициды, а Sn растворяется в β - фазе. Испытания показали, что введение Mn и Sn в сплав, а также их соотношение находятся в диапазоне от 1,1 до 0,92, в частности от 1,05 до 0,95. Коррозионная стойкость улучшается, если в сплаве присутствует Co в количестве от 0,9 до 1,6 % мас. Из данного сплава изготавливаются в основном части осевых подшипников или радиальных подшипников [3, 8, 9].

Но если в высокопрочной латуни не присутствует Co, то сплав имеет следующий состав:

Cu – 59-62 % мас., Mn – 1,3-1,65 % мас., Sn – 1,3-1,65 % мас., Fe – 0,5-1 % мас., Ni – 2,4-3,4 % мас., Al – 3,1-4,1 % мас., Si – 1-1,7 % мас., Zn – остальное с постоянными примесями

Данные латуни могут содержать Pb max содержание 0,2 % мас., но лучше 0,1 % мас., так как такая латунь по определению End-of-Life Vehicle Directive считается бессвинцовой и не является легирующим элементом [3, 5].

В испытании №1 был образец сплава из элементного состава (таблица 1), а также световая микрофотография со средним размером зерна 7-10 мкм (рисунок 3).

Таблица 1 – Элементный состав сплава [3]

	Cu	Mn	Sn	Fe	Ni	Al	Si	Zn
Обр. №1	60,7	1,5	1,5	0,8	3	3,8	1,4	Ост.

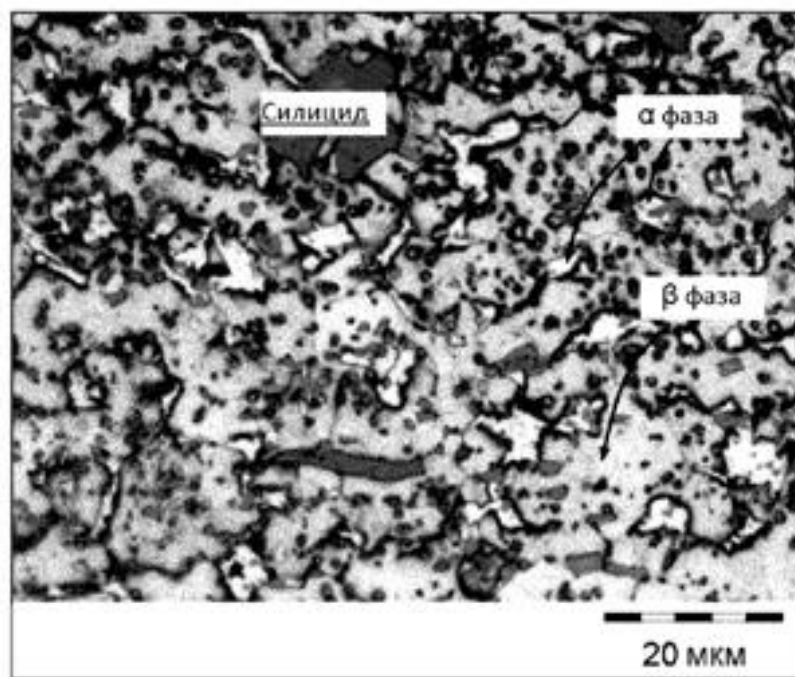


Рисунок 3 – Структура образца №1 [3]

Как итог было установлено, что Mn преимущественно связывается с силицидами, а Sn растворяется в β – фазе. Были проведены испытания микро- и макротвердости, макротвердость по Бринеллю – 266 НВ, а микротвердость по Виккерсу – 254-270 НВ для матрицы.

Испытание №2 проводилось с образцом сплава, у которого элементный состав изменился (таблица 2), также световая микрофотография (рисунок 5)

показывающая различные силициды с размером зерна около 5-7мкм. Доля интерметаллических фаз составило около 7%.

Таблица 2 – Элементный состав сплава [3]

№ образца	Cu	Mn	Sn	Fe	Ni	Al	Si	Co	Zn
№2	61,2	1,5	1,5	0,8	3,0	3,8	1,4	1,2	Ост.

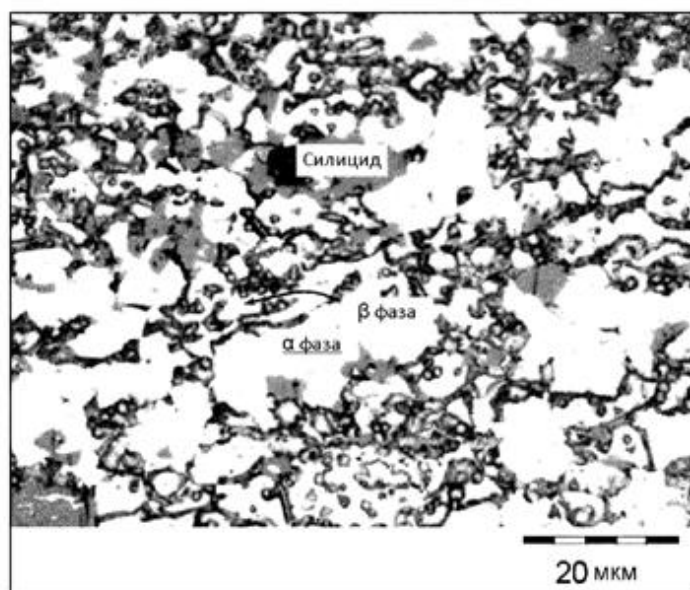


Рисунок 4 – Структура образца №2 [3]

Испытания на макротвердость измерялись по Бринеллю, были получены значения 204-225 НВ, микротвердость по Виккерсу составила 129-172 НВ для матрицы. Интерметаллитические фазы более твердые и составляют 826-961 НВ [25].

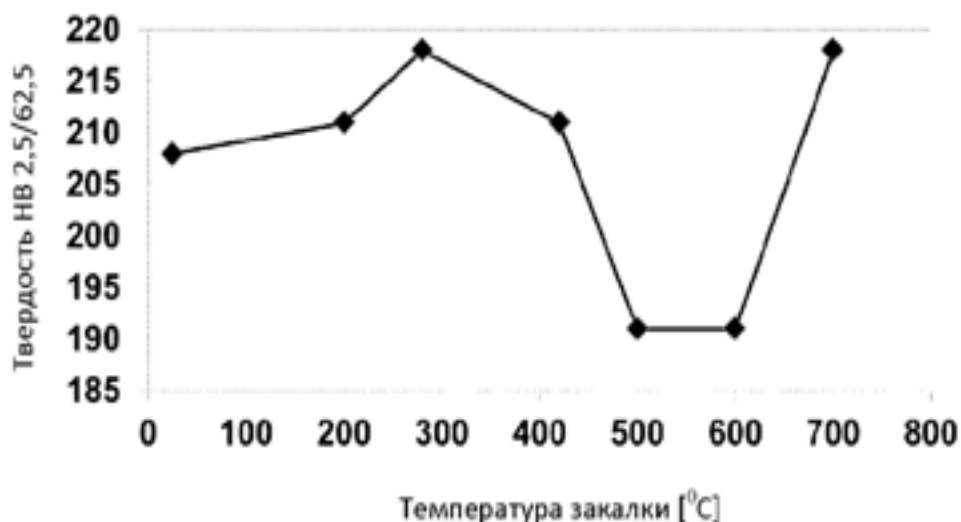


Рисунок 5 – Зависимость твердости при отжиге [3]

Образец №2 подвергался отжигу (рисунок 5), где максимальная твердость при 300°C, но происходит заметное разупрочнение при температуре выше 450°C, при температуре выше 600°C наблюдалось увеличение твердости за счет превращения β' - фазы в β -фазу. После чего образец также подвергался различным прочностным испытаниям (таблица 3) [3, 10, 11].

Таблица 3 – Прочностные характеристики образца №2 [3, 35]

Предел текучести 0,2 % [Н/мм ²]	Предел прочности (при растяжении) [Н/мм ²]	Относительное удлинение [%]	Твердость
455	680	4,7	244 HV 2,5/62,5.

На основе сравнения результатов, полученных для сплава в Испытании №1, который не содержит кобальта, стремится к намного более сильному упрочнению и отверждению включений. В сплаве согласно Испытанию №2, который содержит кобальт, этот элемент способствует образованию довольно крупных первичных зерен, представленных вторичными включениями силицидов [3, 12, 13].

Используемые на ВАЗе для изготовления блокирующих колец синхронизаторов латуни ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 (далее ЛМцАЖН) и ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 (далее ЛМцАЖКС) имеют требуемый комплекс эксплуатационных свойств из-за присутствия трех фазовых составляющих: α -твердого раствора Zn и легирующих элементов в Cu с ГЦК решеткой; β -фазы твердый раствор легирующих элементов CuZn с ОЦК решеткой с электронной концентрацией $3/2$ и силицидов $(Fe, Mn)_5Si_3$ имеющих сложную гексагональную кристаллическую решетку, химический состав данных латуней приведен в таблице 4 [14].

Таблица 4 – Химический состав латуней [14]

Марка латуни	Основные компоненты%							
	Cu	Al	Fe	Ni	Mn	Si	Pb	Zn
ЛМцАЖН 59-3,5-2,5- 0,5-0,4	58- 60	2-3	0,3- 0,7	0,3- 0,5	3-4	-	-	Ост.
ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1	69,5- 71,5	4,7- 5,7	1,7- 2,5	-	6,5- 7,5	1,7- 2,5	0,6- 1,2	Ост.

В латуни марки ЛМцАЖН присутствуют такие легирующие элементы, как Mn, Al, Fe, Ni. В свою очередь каждый из данных элементов влияет на структуру и свойства латуни. Марганец (Mn) – повышает прочность и коррозионную стойкость. Алюминий (Al) – заметно повышает коррозионную стойкость. Железо (Fe) – измельчает структуру, повышая тем самым механические и технологические свойства. Никель (Ni) – повышает механические свойства и коррозионную стойкость, так как Ni смещает границу $\alpha/(\alpha+\beta)$ в сторону меньшего содержания меди, тем самым расширяя область существования твердого раствора α (Cu) [15, 16].

В латуни марки ЛМцАЖКС помимо Mn, Al, Fe присутствуют легирующие элементы, такие как кремний (Si) и свинец (Pb). Как было сказано

выше кремний (Si) не только повышает износостойкость, но еще улучшает процессы пайки и сварки латуней, повышает при этом антикоррозионное растрескивание [15, 16, 10]. Свинец (Pb) – вводится для того, чтобы улучшить обрабатываемость резанием латуней. Свинец незначительно растворяется в медном сплаве в твердом состоянии [15,16].

Подводя итог к вышесказанному можно сказать, что сложнолегированные латуни, используемые в триботехнических целях помимо требуемой термической обработки, должны иметь определенное содержание легирующих элементов, которые в свою очередь оказывают влияние на износостойкость и твердость. Кроме хрома (Cr) на износостойкость оказывает влияние кремний (Si), который является силицидообразующим элементом.

1.3 Технология изготовления колец синхронизаторов из сплава сложнолегированной латуни марки ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4

Изготовление колец синхронизатора коробки передач осуществляется различными технологическими операциями. К примеру, на Ревдинском ЗОЦМ (г. Ревда) изначально производят выплавку и отливку слитков диаметром 204 мм, с помощью полунепрерывного литья, плавильного агрегата, миксера и разливочного устройства. При данном этапе встречаются основные дефекты в виде трещин, нислитины, шлаковых зазоров. Прессование труб осуществляется методической печью и гидравлическим прессом 1500 т (15 МН), с температурой прессования 780 ± 20 °С и охлаждением на воздухе, основной вид брака при такой операции прессуэжина, эксцентричная разностенность, задиры и риски. Заключительной операцией при данном процессе является отжиг (стабилизация), в промышленных производствах данный отжиг производят при температуре 450 °С и выдержке 3 часа [12, 16].

На автомобильном заводе АО «АВТОВАЗ» изготовление колец синхронизаторов осуществляется путем порезки на кольца-заготовки с

помощью ленточного станка, при данной операции основным видом брака в отдельных случаях являются трещины.

Штамповка кольца осуществляется фрикционным прессом 250 т, матрица штампа и Пуансон, нагрев в электрической карусельной печи с температурой 770...780 °С – 12 минут, штамповка происходит за два прохода пуансона. При данной операции возможны основные виды дефекты в виде незаполненного зуба, смещения отверстия, большой внутренней облой (избыток металла в штампе), а также трещины.

После штамповки происходит естественное старение в течении 8 суток, но в настоящее время от данной операции отказались.

Обрубка внутреннего и наружного облоев происходит с помощью кривошипного прессы в 100 тонн, Пуансон, матрица и штамп, встречающийся вид дефекта в отдельных случаях при такой операции является трещина.

После происходит стабилизирующий отжиг с помощью электрической карусельной печью при температуре $390 \pm 10^\circ\text{C}$ и выдержкой 90 минут [16]. Данный режим был предложен итальянским стандартом “Biak 3”, где структура сложнолегированной латуни состояла из $\alpha+\beta$ -фаз без силицидов. В дальнейшем установлено, что стабилизацию фазового состава обеспечивает температурный режим 450°C с выдержкой 3 часа и данный режим используется при производстве полуфабрикатов.

1.4 Влияние термической обработки на структуру и свойства латуни

При термической обработки (далее ТО) латуни наблюдаются повышение механических свойств. Из-за чего представляется большой интерес к упрочнению латуни.

В работе Супруна Е.В. и Горбатенко В.П. [17] было исследовано влияние температуры нагрева на прочностные свойства латуни. Образцы были вырезаны из горячекатаного шестигранного прутка из сплава ЛС59-1, нагрев до $500 - 520^\circ\text{C}$, $650 - 670^\circ\text{C}$, $800-820^\circ\text{C}$ с выдержкой при этих температурах 20

минут, охлаждение проводили с печью, на воздухе и в воде, затем производили микроструктурный анализ и замеры твердости [17].

Фотографии микроструктуры образцов с охлаждением на воздухе представлены на рисунке 6.

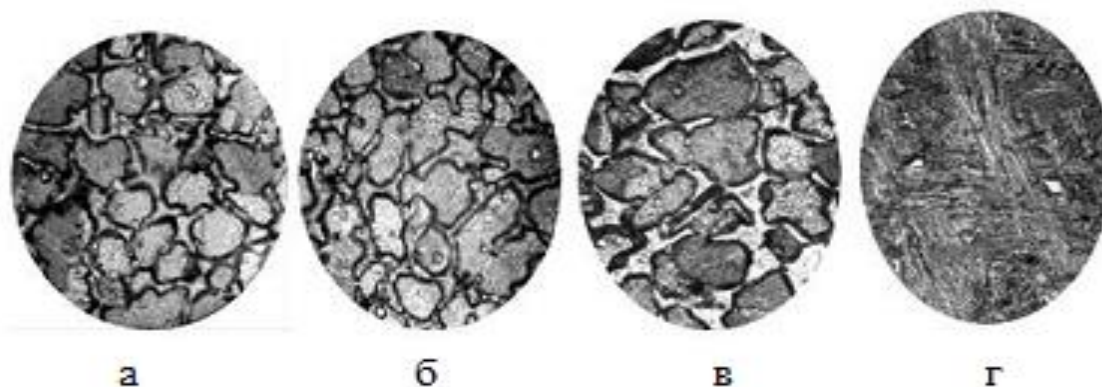


Рисунок 6 – Микроструктура латуни ЛС59-1, а – исходное состояние, б – после 500°C, в – после 650°C, г – после 800°C [17]

Затем определили твердость по Роквеллу в соответствии с ГОСТ 9013 [35]. Полученные данные внесли в таблицу 5.

Таблица 5 – Твердость образцов [17]

Температура нагрева, °С	Среда охлаждения		
	вода	воздух	печь
500-520	61	55	58
650-670	59	54	-
800-820	50	43	33,5

Исходя из таблицы, можно сказать, что чем больше способность охлаждения, тем выше твердость. Авторы данной работы связывают такой вывод с тем, что при быстром охлаждении растет количество β -фазы, именно она повышает твердость латуни и в некотором роде улучшает обработку резанием. При медленном охлаждении (в печи) образуется большое

количество пластичной α -фазы, поэтому с повышением температуры обработки твердость латунных сплавов снижается [17, 18, 19].

Так же в ГОУ ВПО «Донецкий национальный технический университет» изучали влияние термической и низкотемпературной механической обработке латуни с закалкой из β -области [20]. Работа производилась из латуни марки Л63 содержащей 37,5% Zn (все остальное Cu). «Образцы подвергали рекристаллизационному отжигу, нагрев до $T=830\pm 10$ °С для того, чтобы получить однофазную структуру из кристаллов β -фазы с выдержкой 15-20 минут и охлаждение в воде. Далее часть образцов подвергали отпуску с различной длительностью выдержки при температурах 230-250 °С время выдержки 15-120 минут и 330-350 °С время выдержки составляло 5-30 минут, другую же часть образцов перед таким же отпуском подвергали холодной пластической деформации прокаткой в 12 проходов, и суммарная степень деформации составляла 35%» [20].

При этом в исходном состоянии (отожженном) латунь по фазовому составу включала 68% α -твердого раствора и 32% β -фазы, после закалки из β -области формируется мартенсито-подобная структура (кристаллы α -твердого раствора в форме игл и остатки β -фазы), данная закалка не приводила к упрочнению латуни. Но при холодной пластической деформации предварительно закаленной латуни приводила к повышению твердости в 1,5 раза (рисунок 7) [20, 21].

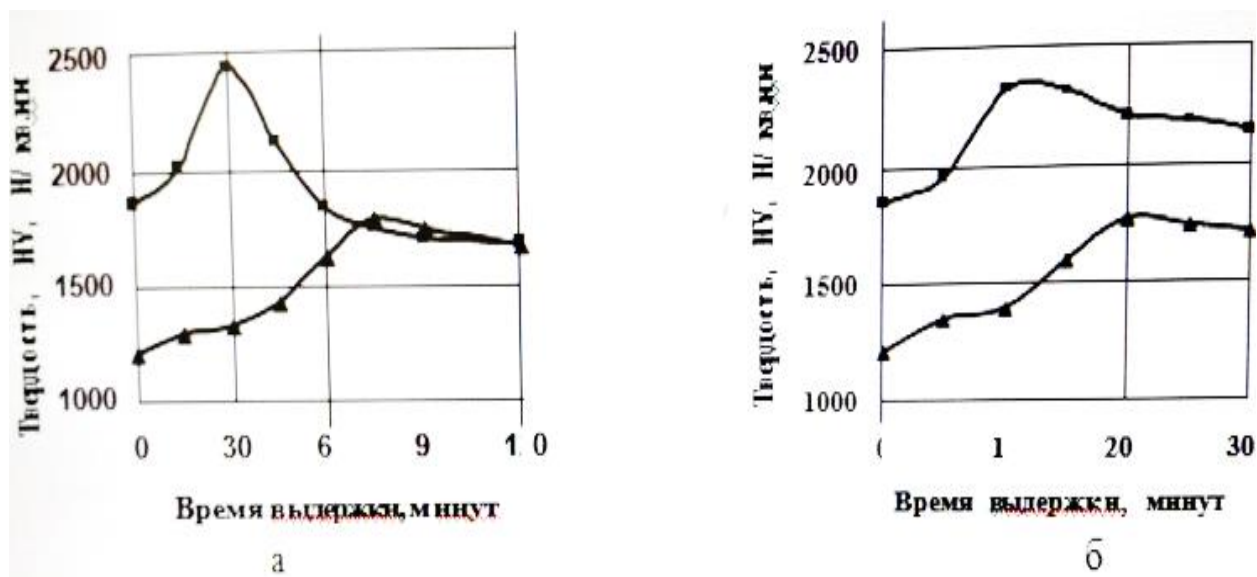


Рисунок 7 - Влияние длительности выдержки при отпуске на твердость; а – 230-250°С, б – 330-350°С; ■ - после НТМО; ▲ после ТО [20]

Исходя из этого можно сказать что основные факторы, влияющие на упрочнение латуни в процессе отпуска является:

- 1) распад пересыщенного по цинку α -твердого раствора в $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$,
- 2) распад пересыщенной меди β -фаза в $\beta \rightarrow \beta + \alpha$,
- 3) процесс упорядочения β -фазы в β' .

Выполнение холодной пластической деформации перед отпуском обеспечивает распад метастабильных фаз, достижение высокой твердости при минимальной выдержки, а также измельчению структуры латуни [20, 22, 23].

Для сложнолегированных латуней используют такую ТО, чтобы получить структуру, имеющую хорошую износостойкость и твердость. «К примеру, латунь ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1, которая используется для блокирующих колец синхронизатора в МКПП, подвергалась режиму закалки: нагрев до 800 ± 10 °С; выдержка при данной температуре в течении 1 часа и быстрое охлаждение в воде» [24]. Данный режим был предложен Котляровым И.В. [24], в котором формируется мелкодисперсная “сорбитообразная” износостойкая структура с твердость 220-270 НВ, обусловленная быстрым охлаждением в воде, где не происходит обратный переход ($\alpha + \beta'$) в α и фиксируется структура ($\alpha + \beta$)-смесь (60-90%). α -фаза выделяется по границам

зерен в количестве 10-20%, силициды Mn и Fe (12-20%) при закалке не изменяют своих размеров и свойств (рисунок 8) [24].

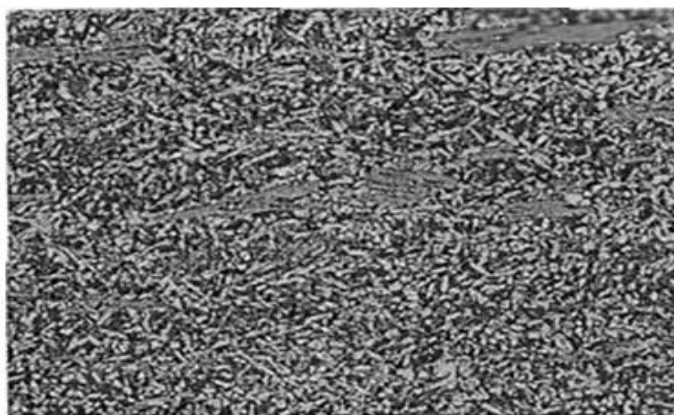


Рисунок 8 – Микроструктура специальной латуни ЛМЦАЖКС после термической обработки [24]

Так же в данной работе для прогнозирования состава латуни была предложена диаграмма состояния тройной системы Cu-Zn-Mn₅Si₃ (рисунок 9) совместно с УРО РАН (г. Екатеринбург) и Ревдинским ЗОЦМ (г. Ревда) [24].

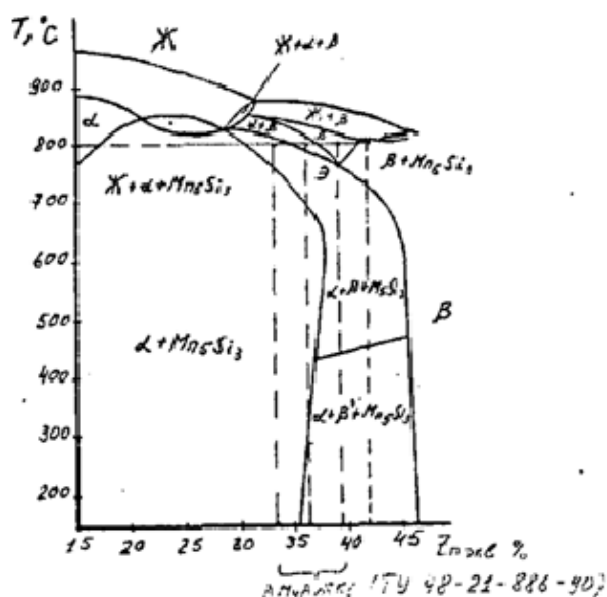


Рисунок 9 – Политермический разрез системы Cu-Zn-Mn₅Si₃ с постоянным содержанием силицидов [24]

Еще одним обязательным видом ТО для прессованных труб из сплава ЛМцАЖН является старение при 450-480°C в течении 3 ч для обеспечения необходимого количества α -фазы (не менее 5%) [15, 24].

Однако в работе Антипова [25] при тех же режимах ТО не происходит повышения износостойкости легированной латуни. Данное противоречие пока не объяснимо, в связи с чем присутствует необходимость в получении дополнительных сведений.

1.5 Технические условия прессованных латунных труб для колец синхронизатора

Данное техническое условие ТУ 184550-106-033-97 [38] распространяется на трубы из латуни марки ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 для колец синхронизатора для автомобилей ВАЗ.

Трубы изготавливаются длиной $4 \pm 0,5$ м, также допускается поставка труб длиной не менее 2 м в количестве 15% от поставки в отдельной упаковке.

Трубы изготавливаются из латуни с химическим составом, который соответствует требованиям, приведенным в таблице 6 [38].

Таблица 6 – Химический состав труб из латуни ЛМцАЖН [38]

Размер труб, мм	Химический состав, %											
	Основные компоненты								Примеси, не более			
	Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Si	Pb	Zn	Si	Sn	Pb	Ni
73,0x63,5	58-60	3-4	2-3	0,3-	0,3-	-	-	Ост	0,2	0,2	0,2	-
74,0x63,5				0,7	0,5							

Трубы должны поставляться со снятыми остаточными напряжениями, а также с твердостью не менее 80 HRB. Микроструктура труб должна состоять из зерен α -фазы не менее 50%, ($\alpha+\beta'$)- фазы и равномерно распределенных интерметаллидов не менее 8% [38].

На трубах не допускаются трещины, расслоения и раковины, допускаются мелкие пленки, пузыри, вмятины, риски, задиры если они не выводят трубы за пределы отклонения по размерам.

1.6 Проблемы при производстве блокирующих колец синхронизатора и способы решения

В настоящее время в автомобильной промышленности широко используются сложнолегированные латуни, которые обладают сочетанием высокой пластичности с твердостью, износостойкостью и прочностью при эксплуатации из-за присутствия легирующих элементов [9-26]. Но в некоторых случаях встречаются проблемы при их производстве, например, как склонность к растрескиванию под действием остаточных напряжений, которые возникают после горячего деформирования [18, 19].

Данную проблему и ее решение рассматривают в статье Н.Б. Пугачева, Ю.В. Худорожкова, Е.Б. Трушина, А.В. Герасимова и Н.П. Антенорова [18] на примере сложнолегированной латуни марки ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, которая применяется на АО «АВТОВАЗ» для производства колец синхронизатора коробки передач. Для исследования были взяты 5 колец, которые отштамповали по различным режимам.

Литературные данные позволяют выделить причины растрескивания кольцевых заготовок после горячей штамповки: 1) наличие дефектов сплошности в трубных заготовках; 2) неметаллические включения, завышенное количество силицидов, примеси по границам β' -зерен; 3) завышенные температуры нагрева под штамповку колец, приводящие к интенсивному росту β -зерен в процессе рекристаллизации, и окислению границ зерен; 4) формирование высоких растягивающих напряжений в кольце [18, 30-32].

После испытания в образце №1 образовалась сквозная трещина после штамповки (рисунок 10). В образце №2 трещина образовалась после воздействия ножовкой при вырезке образца (рисунок 11) [18].



Рисунок 10 – Образец №1, трещина на всю высоту кольца (белая стрелка) [18]



Рисунок 11 – Образец №2, трещина (белая стрелка) образовалась на противоположной стороне от места реза ножовкой [18]

«Таким образом для образцов № 1 - 3 нагретых до 780°С причиной для растрескивания является увеличение размеров β' -зерен, которые в свою очередь растут за счет энергетического преимущества отдельных зерен по отношению к другим, вследствие неравномерно распределенных остаточных напряжений трубных заготовок» [33, 34].

«В образцах № 4 и 5 нагретых до 700°С отсутствовали трещины. Результаты исследований показали, что целесообразно снизить температуру нагрева колец перед штамповкой до 700°С, это позволяет предотвратить рост

β' -зерен, а также возможность появления зернограничных легкоплавких эвтектик, которые в свою очередь ослабляют границы β' -зерен» [18, 35].

Исходя из статьи [18] причинами растрескивания колец из латуни ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 являются остаточные напряжения при быстром охлаждении, нагрев до 780°C при штамповке облегчает рост трещины; оптимальной температурой штамповки является 700°C которая не приводит к росту β' -зерен и образованию трещины.

Однако вышеперечисленную проблему рассматривает в своей статье Святкин А.В. [19], в работе исследуются температурные диапазоны, которые не влияют на склонность к растрескиванию заготовок из латуни ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 (далее ЛМцАЖН). В данной работе говорится о том, что в промышленных условиях растрескивание заготовок при штамповке является не постоянным явлением, что может говорить о наличии данной проблемы в полуфабрикатах, выпускаемых заводом изготовителем.

Для исследований были отштампованы 2 группы по 5 штук деталей, 1 группа – без растрескивания, 2 группа – с растрескиванием. Нагрев под штамповкой производили при режимах: серийный процесс - 780°C, 12 мин; опытный процесс - 700°C – 2 партии, 750°C – 3 партии, выдержка в печи 12 минут [19, 36, 37]

При штамповке с нагрева до 780°C следует укрупнение зерна, которое не приводит к растрескиванию заготовок. Возможным процессом резкого укрупнения зерна при штамповке является исходная структура труб, поступающая с завода изготовителя. Из чего можно сделать вывод, что вторичной рекристаллизации помимо температуры нагрева зависит еще и условия производства труб на заводе-изготовителе [19, 36].

С помощью сравнительного металлографического анализа партий № 1 – 5 (без растрескивания) и № 1' – 5' (с растрескиванием) были выявлены различия в микроструктуре. В партиях № 1 – 5 структура состоит из однородных зерен β -фазы, в партиях № 1' – 5' в самих зернах β -фазы и вокруг силицидов выделяется α -фаза, которая в свою очередь представляет собой

метастабильное когерентное выделение правильной формы (рисунок 12) [19].

Так же для понимания причин резкого изменения технологичности дает рисунок 13, на котором показан приблизительный интервал перехода $\beta \leftrightarrow \alpha + \beta$ [19, 36, 37]

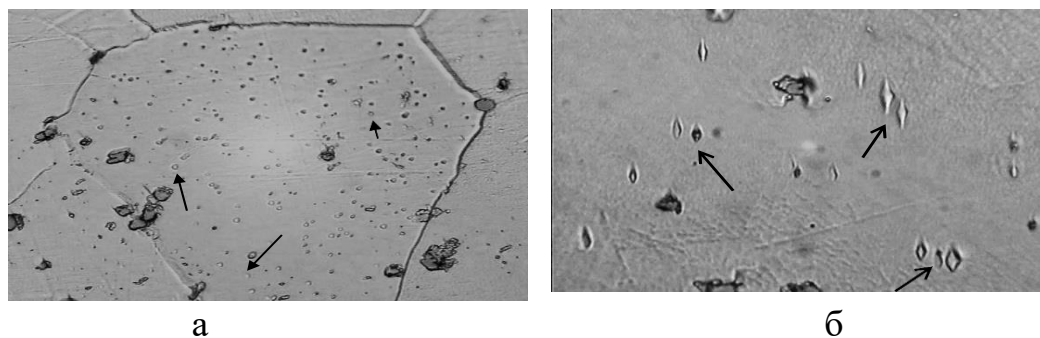


Рисунок 12 – Когерентные выделения (указанные стрелками), партия № 1' – 5'; увеличение, а - $\times 500$; б - $\times 1000$ [19]

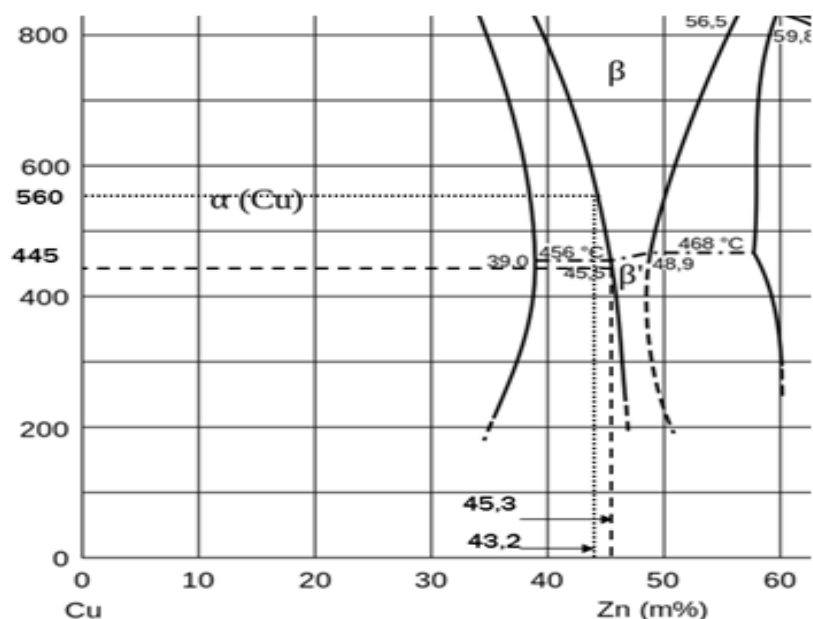


Рисунок 13 – Фрагмент диаграммы Cu-Zn, иллюстрирующий разность фазового перехода $\beta \leftrightarrow \alpha + \beta$ в зависимости от химического состава сплава ЛМцАЖН [19, 37]

Из проведенных исследований было выявлено: 1) что при нагреве до 780°C происходит рост зерна β -фазы на отдельных участках и является завышенной температурой; 2) формирование зерен β' -фазы в трубных заготовках возможно из-за подстуживания при прессовании на заводе-

изготовителе; 3) штамповка при нагреве до 700°C увеличивает количество отклонений по геометрии и может вызывать образование скрытых трещин, а также данная температура не способствует растворению силицидов высокой дисперсности [19].

Таким образом целесообразно использовать снижение температуры нагрева под штамповку до 750±10°C, выбранный режим подтвердил свою перспективность [19].

Исходя из вышеперечисленного можно сказать, что причиной растрескивания заготовок из марки латуни ЛМцАЖН являются остаточные напряжения после быстрого охлаждения, рост зерен β-фазы, а также условия производства поставляемых труб. Оптимальной температурой нагрева под штамповку является 750±10°C.

Можно сказать, что у вышеперечисленных авторов существуют противоречивые данные о причинах образования трещин. Пугачева Н.Б. в своей работе [18] показывает, что склонность к растрескиванию следует из-за перегрева под штамповку, а работа Святкина А.В. [19] показывает нестабильность свойств из-за влияния химического состава.

1.7 Формирование цели и задач

На данный момент по латунным сплавам было накоплено большое количество исследований, были получены различные сведения об изменении структуры и механических свойств сплавов за счет фазового превращения при нагреве, старении и охлаждении, которые представлены в различных работах [28, 21, 22, 27, 7, 11, 14]. При этом, требования к сплаву неоднократно изменялись. Однако технологический процесс переработки сплава в изделия остался неизменным. Такой подход представляется некорректным.

Целью данной работы является – получение дополнительных сведений о процессах влияния технологического нагрева на свойства латуни ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- проанализировать влияние различных фазовых составов сплава на его свойства;
- исследовать изменение микроструктуры и свойств в результате различных режимов нагрева под прессование;
- исследовать влияние нагрева под штамповку и последующего старения на твердость и абразивную износостойкость сплава;
- определить оптимальные режимы нагрева для достижения максимальной абразивной износостойкости;
- исследовать факторы, влияющие на изменение свойств сплава при нагреве.

Заключение 1 раздела

В процессе анализа литературных источников, как отечественных, так и зарубежных ученых, было получено:

- на механические свойства материала помимо α -фазы и β -фазы может оказывать влияние интерметаллидные включения;
- на фазовые превращения влияет режим ТО;
- при производстве труб из латуни могут наблюдаться дефекты в виде трещин. В литературных источниках объяснения, с чем это связано пока что нет;
- для достижения поставленной цели необходимо провести исследовательскую работу.

2 Методика исследования многокомпонентных латунных сплавов

Чтобы понять, как будут изменяться свойства и структура латунного сплава, потребуется решить задачи, указанные в предыдущем разделе. Для решения задачи № 1 – подбор сплавов, различающихся по фазовому составу; задачи № 2 – использовать сканирующую электронную микроскопию; задачи № 3 – методом нагрева под прессование при 3-х часовой выдержки, нагрев под штамповку при выдержке в 12 минут с различной температурой, а также последующее старение при 390°С с выдержкой 40, 60 и 90 минут, далее исследовать микроструктуру; задачи № 4 – потребуется произвести испытания на износостойкость методом абразивного износа

В исследованиях будут использоваться отрезанные образцы от трубы данной марки, которая используется для изготовления кольца синхронизатора.

Процедура исследования будет осуществляться с помощью последовательных шагов:

- выбор наиболее подходящих нам элементов,
- определение химического состава,
- пробоподготовка,
- подготовка образцов к термической обработке и проведение ТО,
- исследование микроструктуры образцов, анализ и фиксация изменений до и после термообработки,
- измерение твердости образцов до и после термообработки,
- испытание на абразивный износ.

Заключительным шагом будет анализ и фиксация всех изменений, произошедших после термической обработки, будет производиться структуризация данных и анализ, далее будет сформирован вывод по данной работе.

2.1 Используемое оборудование

Перед началом изучения исследуемого сплава требуется проверить его химический состав на соответствие с техническими условиями, предъявляющими к данному сплаву (таблица 7).

Таблица 7 – Требуемый химический состав сплава ЛМцАЖН

Химический состав %										
Основные компоненты						Примеси, не более				
Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Si	Sn	Pb	Ni	Всего
58-60	3-4	2-3	0,3-0,7	0,3-0,5	Ост.	0,2	0,2	0,2	-	0,5

Химический состав был определен с помощью спектрометра OBLF QSN750-II, SN472 (рисунок 14) в соответствии с ГОСТ-31382-2009 и ГОСТ 9716.1. Перед использованием на исследуемом образце данный спектрометр был откалиброван по эталонам медных образцов для получения более точных данных.



Рисунок 14 – Спектрометр OBLF QSN750-II, SN472

До и после проводимых этапов необходимо проверять и оценивать микроструктуру, так как она определяет технологические и эксплуатационные свойства деталей. Оценить микроструктуру позволяет анализатор изображений SIAMS 800 (рисунок 15), с помощью оптического микроскопа Olympus GX 51 (рисунок 16).

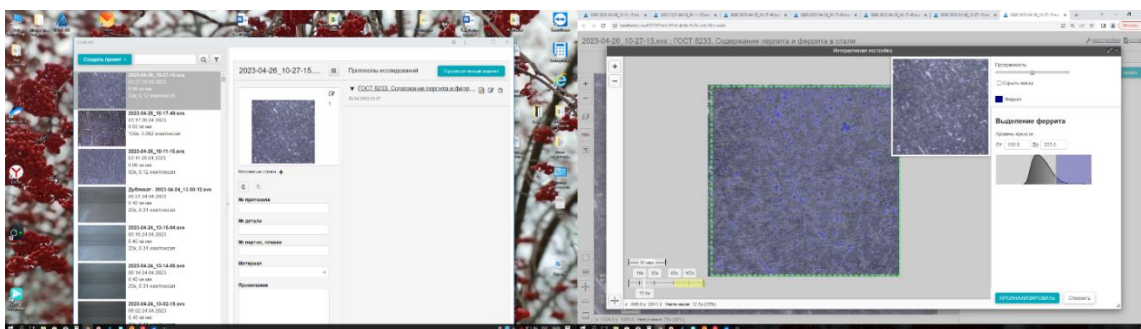


Рисунок 15 – Интерфейс программы SIAMS 800



Рисунок 16 – Оптический микроскоп Olympus GX 51

Данный микроскоп позволяет построить панорамное изображение в режиме сканирования; оценить микроструктуру во время съемки; составлять отчеты по измерениям; получить фотографии при увеличении от $\times 25$ до $\times 1000$. Чтобы корректно проанализировать доли фазовых составляющих применяется специальный режим оценки с помощью наложения маски. Данный режим позволяет выровнять освещенность, выделить отдельные места исследуемого

поля, осуществить подсчет соотношения фаз с помощью алгоритма феррит-перлит в SIAMS 800.

Нагрев производили с помощью муфельной печи “Термокерамика” (рисунок 17) для термообработки камерного типа. Температуру нагрева и время выдержки вводили с помощью терморегулятора ТП 403 (рисунок 18).



Рисунок 17 – Печь “Термокерамика”



Рисунок 18 – Терморегулятор ТП 403

2.2 Подготовка латунного сплава к исследованию микроструктуры

Первым этапом проб подготовки является резка на небольшие образцы из отрезанного кольца поставляемой трубы с помощью автоматического станка для микрорезки (рисунок 19). Кольцо разрезается на необходимое количество одинаковых частей, их число зависит от того сколько испытаний требуется провести. Заготовка помещается внутрь станка, фиксируется с помощью тисков, затем опускается крышка, которая защищает от воды и стружки, выставляются нужные обороты для отрезного круга, включается подача воды для охлаждения отрезного диска и места реза заготовки, в конце с помощью джойстика заготовка подается к пиле и отрезается.



Рисунок 19 – Станок для резки

Второй этап происходит с помощью станка для горячей прессовки (рисунок 20), где происходит заливка образцов в шлифы для более удобной работы.

Образцы помещаются на подставку, с помощью рычага давления она опускается вниз, мерной ложкой засыпаются гранулы легкоплавкого полимерного материала в размере 3-х ложек, затем плотной закручивается прижимная крышка, также с помощью рычага давления подставка с образцом и гранулятом поднимается вверх прижимаясь к крышке, и включается подогрев до 200°C. Такая температура способствует размягчению полимера и под давлением образует цилиндрическую форму шлифа. После 15-20 минут

аппарат перестает поддерживать температуру и начинает включать воздушное охлаждение, по истечении 5-7 минут подается сигнал о том, что шлиф готов и можно извлекать его. Операция производится в обратном порядке, то есть сначала сбрасывается давление, откручивается крышка, поднимается поверхность с готовым шлифом.



Рисунок 20 – Станок для горячей прессовки

Третий этап – обработка образцов в шлифах с помощью станков с абразивными кругами (рисунок 21). На данных кругах установлены наждачные диски с зернистостью 180, 280, 600 и 2000. Начинать стоит с круга имеющего наименьшую зернистость, включается станок, круги начинают вращаться и на них подается вода для охлаждения и удаления загрязнений с пластика и металла, а также чтобы не допустить перегрева материала. Образец шлифуется до тех пор, пока не будет достигнута одна плоскость со шлифом и пока не уберутся загрязнения с образца. Затем с поворотом на 90° относительно того направления где шлифовался образец он переходит на круг большей зернистости и так до круга с зернистостью 2000, на данном круге образец обрабатывается пока риски на поверхности будут мало заметны глазу.



Рисунок 21 – Шлифовальный станок

Четвертый этап заключается в полировке шлифа на полировальном станке (рисунок 22). На данном станке крепится круг с мягким ворсом, и аппарат включается, на поверхность образца наносится алмазная паста. Алмазная паста состоит из алмазного порошка, связующей жировой основы и поверхностно-активных веществ, при полировке шлифа требуется добавление этилового спирта на поверхность диска с ворсом, для охлаждения и предотвращения пережога. Процедура полировки осуществляется круговыми движениями в течении 1-2 минут, затем наносится новый слой алмазной пасты, и процедура повторяется 3-4 раза до достижения зеркальной поверхности на образце. Затем осуществляется осмотр полировки на оптическом микроскопе при увеличении $\times 5$, не должно быть видно царапин (риск) после шлифовки.



Рисунок 22 – Станок для полировки

Пятый этап заключается в выявлении микроструктуры с помощью реактивов для травления. Травление происходит с помощью двух видов реактивов: 1) уксусная и азотная кислота (рисунок 23); 2) травитель FeCl_3 (рисунок 24). Реактивы наносятся на вату, которая наматывается на стеклянную палочку, затем на поверхность образца. Для того, чтобы не допустить сильного затравливания реактив смывается холодной водой. Далее берется бумажный диск для просушки излишек капель воды, затем для переноса на следующее место исследования образец укладывается протравленной поверхностью вниз на новый бумажный фильтр. После анализа возможно применение другого реактива по той же процедуре травления. Это делается для того, чтобы изменить четкость или контрастность исследуемой микроструктуры.



Рисунок 23 – Реактив уксусной и азотной кислоты для травления



Рисунок 24 – Реактив $FeCl_3$ для травления

2.3 Измерение твердости образцов

Для измерения твердости образцов использовали метод Виккерса с нагрузкой 30 килограмм (HV30) на твердомере (рисунок 25) по ГОСТ 2999-75 и ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007, данная нагрузка обеспечивает минимальную погрешность измерения.

Перед началом работы твердомер включается в сеть, для того, чтобы осветить рабочую зону. Образец устанавливается на стол, стол фиксируется в крайнем левом положении, где находится алмазный ромбический индентор (рисунок 26), затем с помощью механизма подъема-опускания, который

представляет собой вентиль с боку, регулируется высота индентора, она выставляется с помощью плоского щупа. Расстояние должно быть таким, чтобы щуп с трудом мог проходить между поверхностью образца и индентором.

После извлечения щупа нажимается педаль, которая дает нагрузку и происходит прокол в течение 10-20 секунд, затем снимается нагрузка и индентор поднимается. Стол перемещается в правое положение к микроскопу, в микроскопе настраивается фокус так, чтобы отпечаток ромба был виден четко. Далее на приборе считывается результат, данное число с помощью таблицы переводится в значение твердости. Указанные выше действия необходимо произвести 3-4 раза и вычислить среднее значение, чтобы получить более точный результат твердости.



Рисунок 25 – Твердомер Виккерса

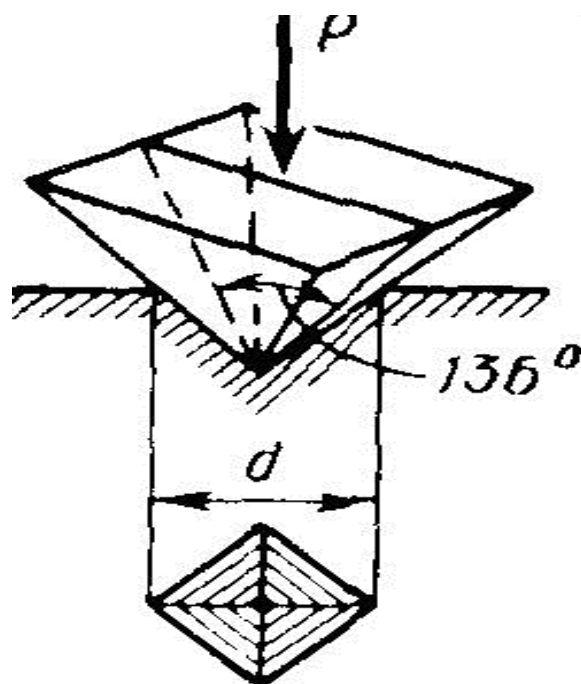


Рисунок 26 – Алмазный ромбический индентор

2.4 Термическая обработка образцов

Режимы термической обработки (далее ТО) производились исходя из особенностей производства кольца синхронизатора КПП. Для подбора оптимального режима, который в свою очередь обеспечивает требуемую твердость, и износостойкость были подготовлены более 20 образцов, где образцы имели различное содержание α -фазы в состоянии поставки.

Для того чтобы качественно оценить упрочнение после подобранных режимов ТО, мы исследовали образцы одинаковых геометрических размеров и форм. Температуру выбирали исходя из политермического разреза диаграммы состояния системы $\text{Cu} - \text{Zn} - \text{Mn}_5 - \text{Si}_3$. При исследовании мы проводили закалку, а после старение, перед старением производили замер твердости.

Режимы ТО и номера образцов представлены в таблице 8. Время выдержки: 3 часа – имитировало нагрев под прессование; 12 минут – имитировало нагрев под штамповку; 40,60 и 90 минут – старение.

Таблица 8 – Режимы термической обработки

№ образца	Закалка		Старение	
	Температура, °С	Время, мин	Температура, °С	Время, мин
11	780	12	390	40/60/90
12	780	180	390	40/60/90
13	700	180	390	40/60/90
14	740	180	390	40/60/90
15	830	180	390	40/60/90
16	780	12	390	40/60/90
17	740	180	390	40/60/90
18	700	12	390	40/60/90
19	740	12	390	40/60/90
20	650	180	390	40/60/90
21	750	12	390	40/60/90

После ТО нужно провести анализ количества, размеров и формы фаз с помощью оптического микроскопа (рисунок 16). После анализа можно делать выводы о правильности подобранного режима, а также об изменении количества, размеров и формы силицидов в зависимости от температуры.

2.5 Электронная микроскопия

С помощью электронной микроскопии можно изучить элементы структуры, дефекты и неоднородности сплавов при высоком увеличении и разрешении, для анализа процессов, протекающих при ТО.

В нашем случае мы использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) фирмы ZEISS (рисунок 27). Для получения изображения создается пучок электронов с помощью катода, происходит ускорение до 20 кВ, пучок проходит через образец и с помощью магнитных линз он фокусируется, далее попадая на люминесцентный экран, картинка становится видимой для человека. Для этого выбираем детектор HDBSD для того, чтобы получить композиционный контраст.

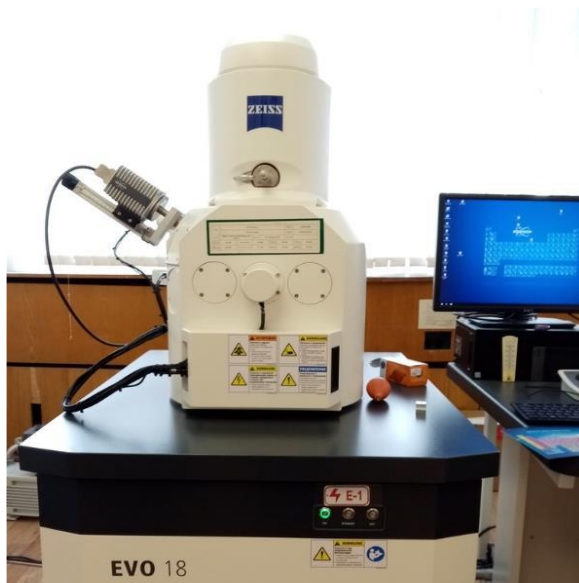


Рисунок 27 – Сканирующий электронный микроскоп ZEISS

2.6 Испытания на износостойкость

Методом абразивного износа проводились испытания на износостойкость. Исследуемый образец закреплялся в тиски на столе станка (рисунок 28), затем с помощью диска A275 зернистостью P320 образец начинает шлифоваться в течении одной минуты.

Для получения значения износостойкости по потери веса необходимо произвести серию опытов, а затем вычислить разницу между значениями до испытания и после.



Рисунок 28 – Процесс абразивного износа

Заключение раздела 2

В результате проведенной работы были изучены и разработаны методики и способы решения поставленных задач, в особенности исследование влияния термообработки на механические свойства и структуру латунного сплава. Также изучено и описано используемое оборудование для исследования структурного изменения в процессе лабораторного исследования.

При исследовании был подобран ряд необходимого оборудования для полноценной работы с латунными сплавами, а также регистрация процессов, происходящих в них.

- подобраны различные режимы термической обработки влияющих на форму, размер и количество силицидов;
- замер твердости с помощью твердомера Виккерса по ГОСТ 2999-75 и ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 с нагрузкой 30 кг, который обеспечивает минимальную погрешность и более точные показания;
- микроструктура исследовалась с помощью микроскопа Olympus GX 51 и программного обеспечения на базе SIAMS 800. Оптически-эмиссионный спектрометр OBLF QSN – 750 – II позволил определить химический состав исследуемого сплава;
- режимы термообработки подбирались исходя из технологического процесса производства колец синхронизатора;
- с помощью электронного микроскопа ZEISS с программой Bruker был исследован химический состав.

Итог работы заключается в анализе и обработке полученных данных об изменении фазового состава легированной латуни при различных режимах термообработки.

3 Результаты исследований и испытаний

При исследовании были отобраны образцы одной марки латуни от колец синхронизатора, которые подвергались различным режимам термообработки.

На вырезанных от трубы образцах легированной латуни марки ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 с помощью спектрометра был определен химический анализ сплава, представленный в таблице 9.

Таблица 9 – Химический анализ сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4

№ образца	Определяемые элементы, массовая доля, %									
	Основные компоненты						Примеси, не более			
	Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Si	Sn	Pb	Всего
11-15	59,60	3,17	2,09	0,39	0,33	Ост.	0,06	0,05	0,04	0,15
16-20	60,30	3,35	2,48	0,63	0,41	Ост.	0,07	-	0,12	0,19
21	53,66	3,40	2,44	0,57	0,52	Ост.	0,03	-	0,12	0,15

В образцах № 11-15 количество α -фазы составляет 27%, образца № 16-20 количество α -фазы 7% и образец № 21 количество α -фазы 0%. Образцы с содержанием α -фазы 0% из дальнейших работ были исключены, так как сплав в таком состоянии не пригоден для технологической переработки.

3.1 Данные об изменении количества α -фазы

В латунном сплаве α -фаза является показателем пластичности, в холодном состоянии повышая ее, в горячем снижая. С помощью металлографического анализа было определено количество α -фазы после закалки и последующего старения.

Установлено, что при всех режимах нагрева свыше 700° С после охлаждения на воздухе фиксируется практически однофазное β -состояние матричного раствора, что положительно влияет на пластичность в горячем состоянии.

В образцах, подвергающихся непрерывному охлаждению на воздухе после имитации нагрева видны только “следы” α -фазы (рисунок 29), она выявляется, но ее количество можно игнорировать. Вероятной причиной выделения следов α -фазы является то, что распад β -фазы при охлаждении на воздухе не подавлен до конца.



Рисунок 29 – “Следы” α -фазы

В образцах, подвергающихся старению при 390°C в течении 40, 60, 90 минут количество α -фазы составляет в среднем 15-17% (рисунок 30).

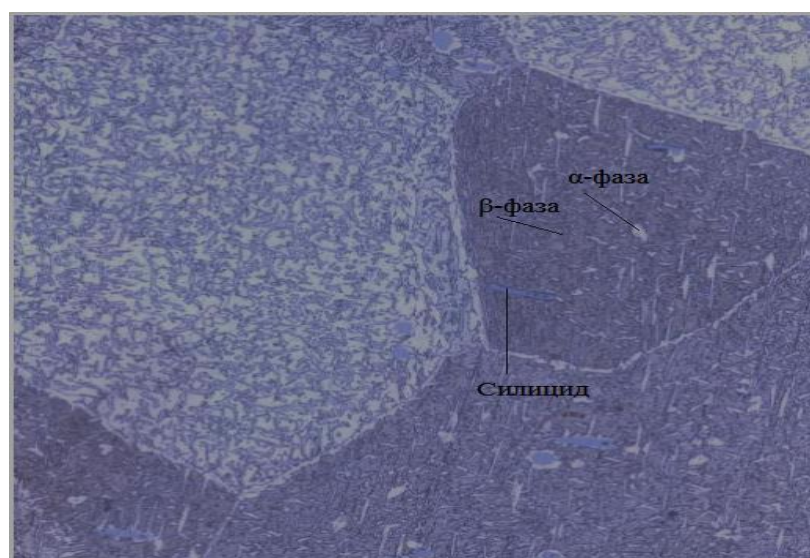


Рисунок 30 – Микроструктура после старения.

3.2 Твердость сплава после термической обработки

Как было сказано выше отрезанные образцы, будут использоваться для изготовления блокирующего кольца синхронизатора, твердость образцов в состоянии поставки представлена на рисунке 31.

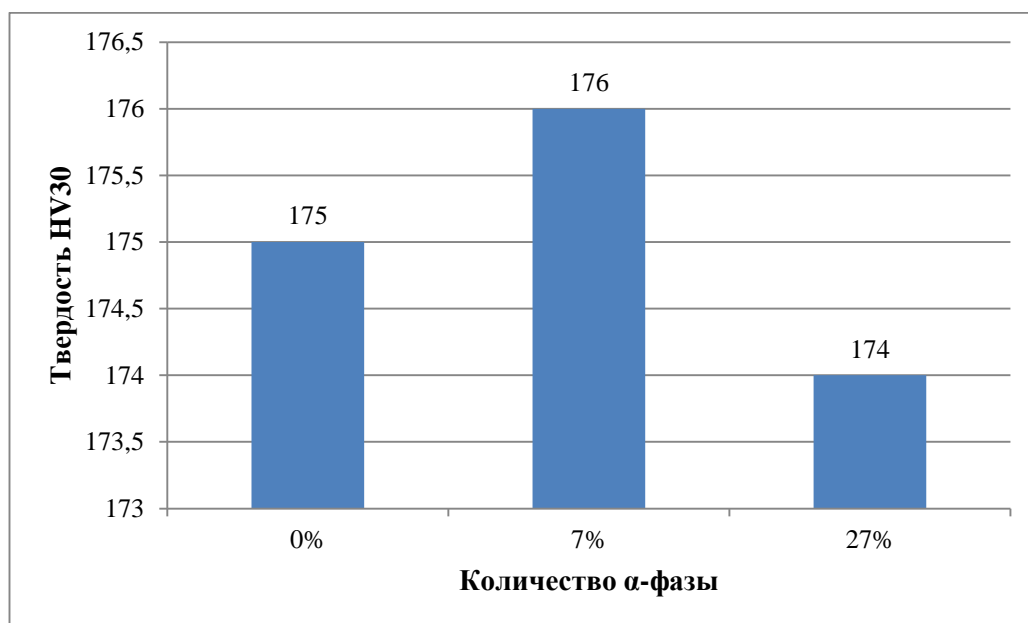


Рисунок 31 – Твердость сплава ЛМЦАЖН в состоянии поставки

Исходя из рисунка можно сказать, что количество α -фазы в состоянии поставки не влияет на твердость сплава.

Для исследований упрочнения сплава использовали моделирование нагрева под штамповку и прессования. Для того, чтобы качественно определить влияние технологического нагрева на твердость были проведены серии параллельных экспериментов. Результаты измерений после закалки и охлаждения на воздухе представлены на графиках:

1. Твердость образцов после 12-ти минутного нагрева (рисунок 32);
2. Твердость образцов после 3-х часового нагрева (рисунок 33);
3. Твердость образцов после закалки и старения (рисунок 34-37).

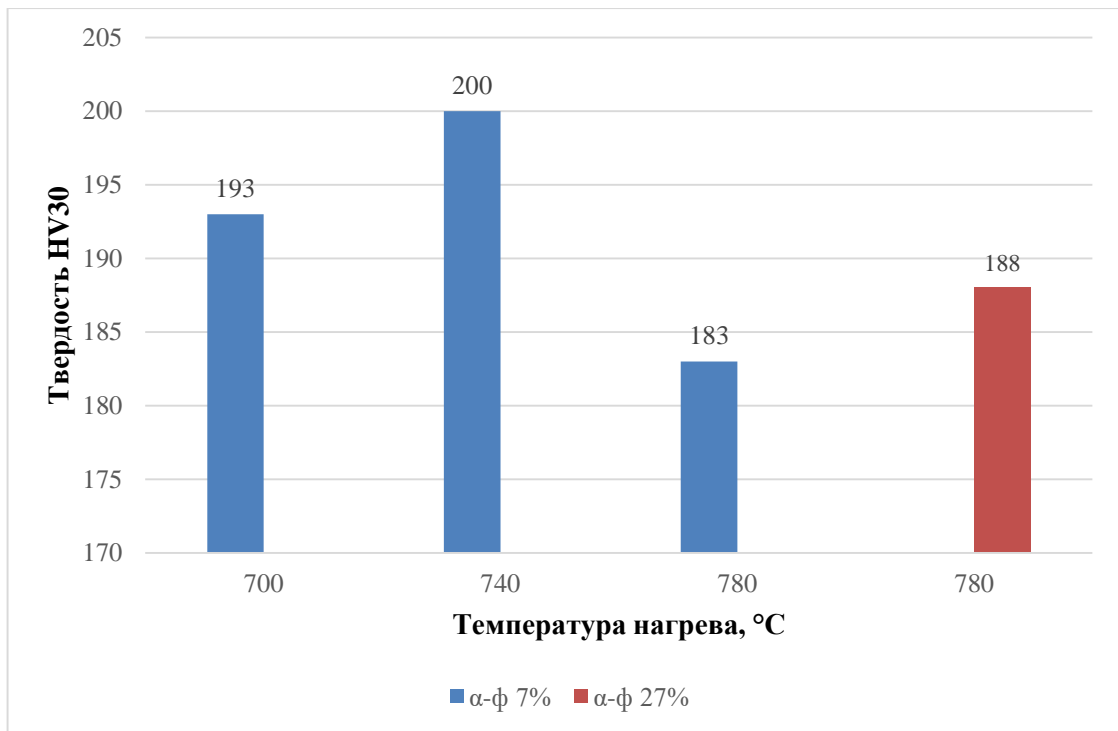


Рисунок 32 – Твердость образцов после 12 минутного нагрева, с количеством α -фазы 27% и 7%

Исходя из графика можно сказать, что максимальное упрочнение при выдержке 12 минут достигается при нагреве до 740°C. При повышении и понижении температуры наблюдается снижение твердости. Более высокая твердость сплава с большим количеством α -фазы, по-видимому, связано с разной степенью стабилизации сплава при отжиге у поставщика.

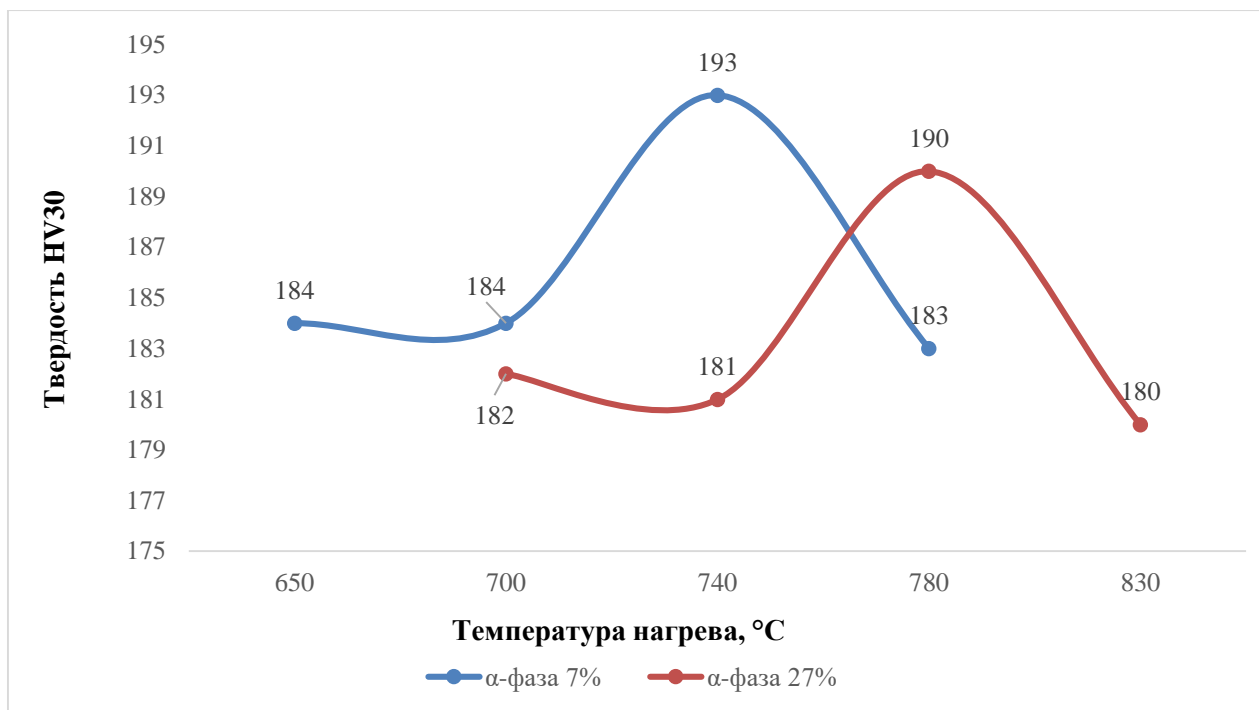


Рисунок 33 – Твердость образцов после 3 ч нагрева с количеством α -фазы 27% и 7%

По данному графику видно, что наблюдается нелинейная зависимость с минимумом твердости при 830°C – 180 минут, максимумом при 740°C – 180 минут. Из рисунка 33 следует, что сплавы с меньшей долей α -фазы достигают максимального упрочнения при более низких температурах.

Исходя из вышеперечисленного видно, что поведение сплава при длительной высокотемпературной выдержке значительно отличается от кратковременного нагрева в виду наличия максимума упрочнения при 740°C. Можно предположить, что такое поведение сплава может негативно отразиться на его пластичности в процессе прессования.

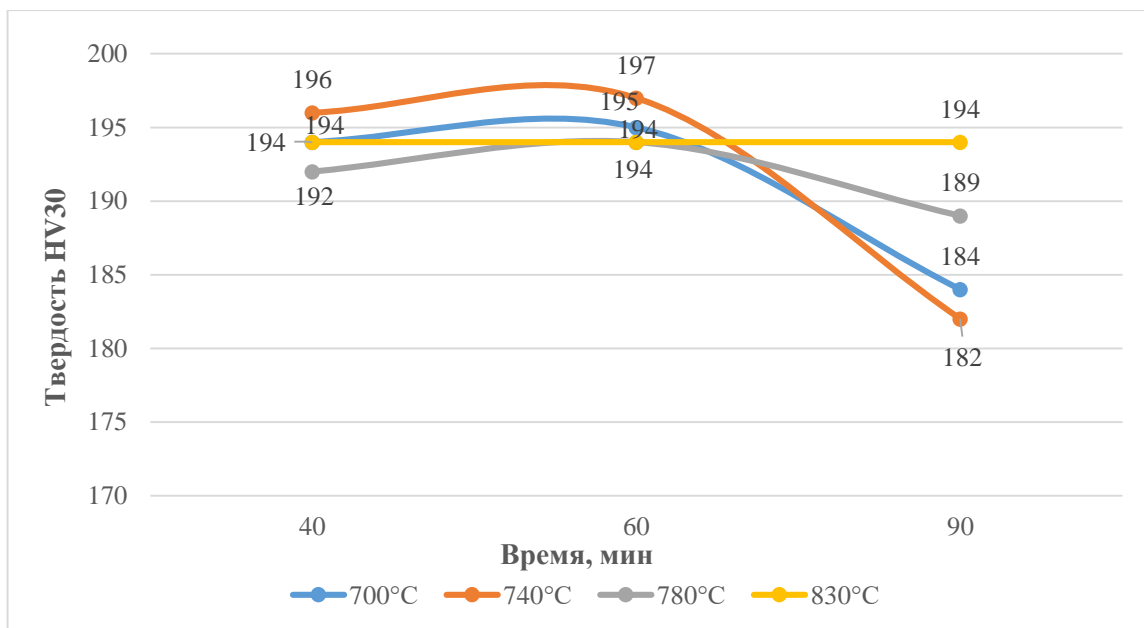


Рисунок 34 – Твердость после длительного нагрева с последующим старением при 390°C образцов с количеством α -фазы 27%

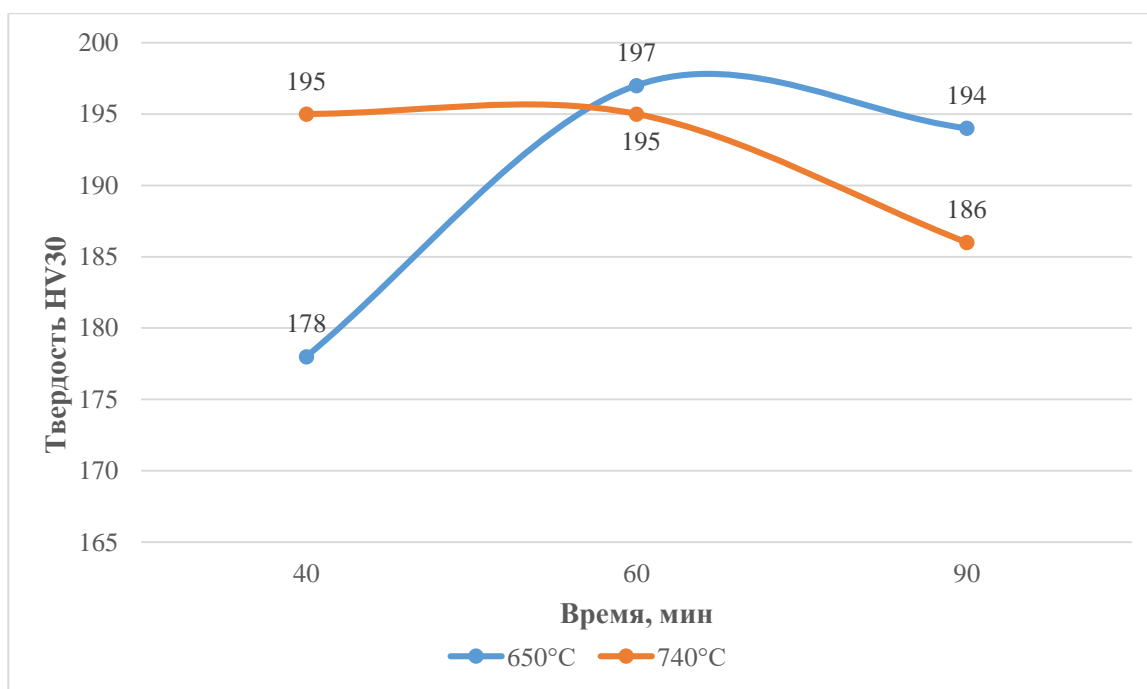


Рисунок 35 – Твердость после длительного нагрева с последующим старением при 390°C образцов с количеством α -фазы 7%

Из рисунков 34 – 35 следует, что максимум упрочнения в сплаве достигается после старения в течение 60 мин, в то время как серийный режим предусматривает выдержку 90 мин.

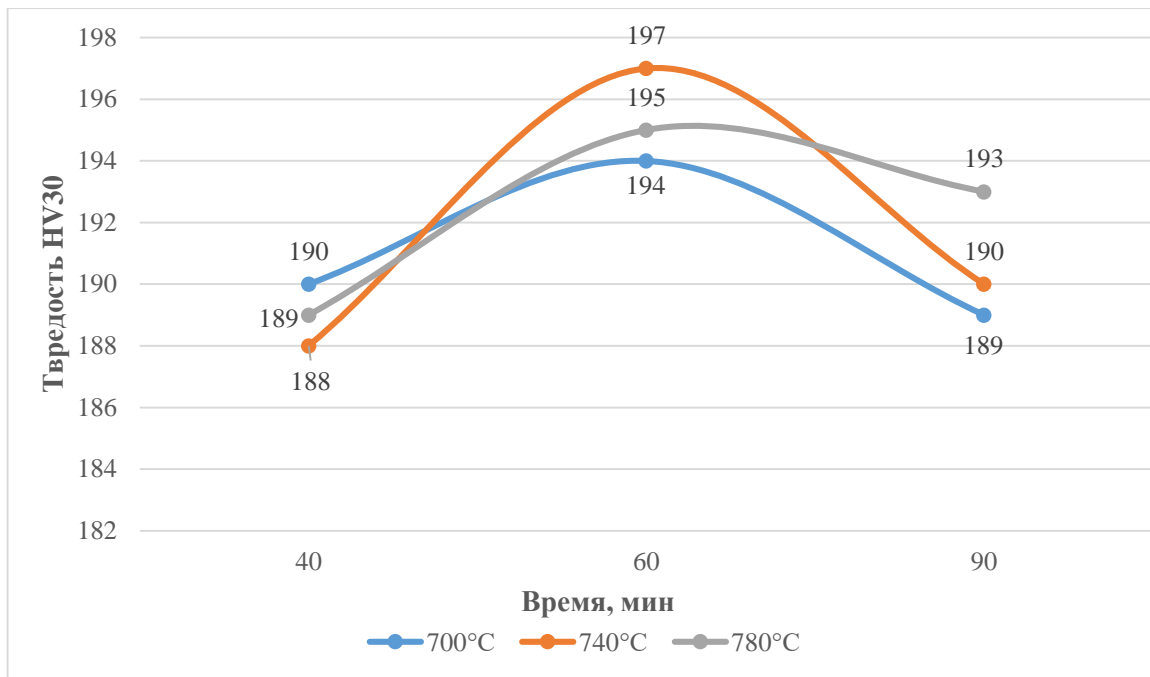


Рисунок 36 – Твердость после кратковременного нагрева с последующим старением при 390°C образцов с количеством α -фазы 7%

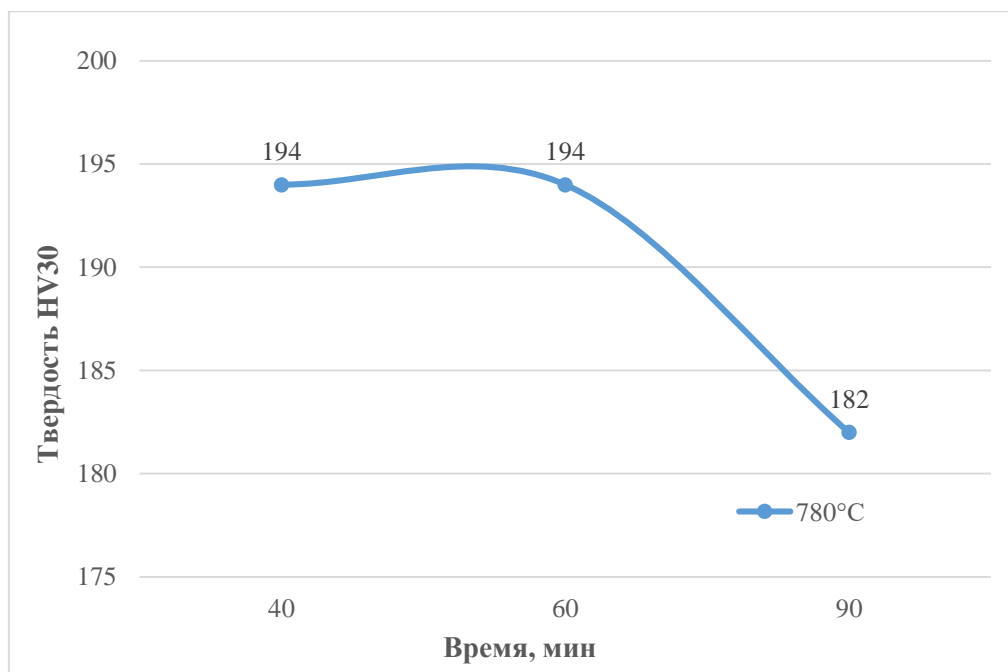


Рисунок 37 – Твердость после кратковременного нагрева с последующим старением при 390°C образца с количеством α -фазы 27%

Исходя из результатов, представленных на рисунках 32 – 35 можно сказать, что для образца, имеющего в состоянии поставки количество α -фаза 27% максимальную твердость дает режим выдержки при 740°C в течении 3 часов с последующим старением при 390°C в течении 60 минут, а

минимальное значение при закалке 740°C в течении 3 часов с последующим старением 390°C в течении 90 минут.

Для образца имеющего в состоянии поставки количество α -фазы 7%, максимальное упрочнение достигается при закалке 740°C в течении 12 минут с последующим старением при 390°C в течении 60 минут, а минимальное при закалке 740°C в течении 3 часов с последующим старением при 390°C в течении 60 минут. Однако изменение твердости при различной температуре при длительном нагреве и последующей выдержке 60 мин при старении не существенно.

Таким образом, с целью обеспечения максимальной твердости сплава целесообразно снизить время выдержки при старении до 60 мин. Данное положение справедливо в широком интервале возможных значений фазового состава.

3.3 Результаты испытаний сплава на сопротивление абразивному изнашиванию

Для исследований работоспособности в условиях сухого трения сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 был проведен эксперимент по определению сопротивления абразивному износу по потере веса на образцах с разными режимами ТО. Результаты представлены на рисунках 38 – 39.

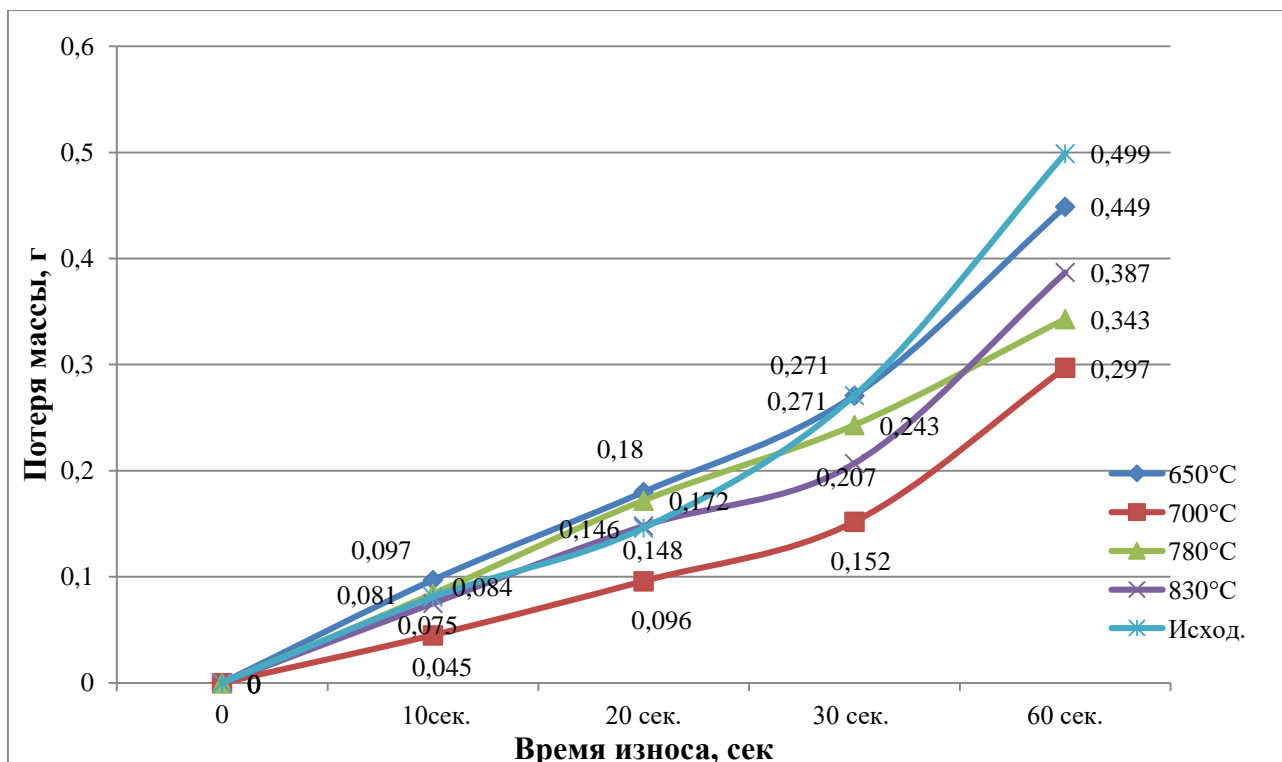


Рисунок 38 – Абразивный износ образцов после нагрева в течении 12 минут

Процентный износ образцов представлен в таблице 10.

Таблица 10 – Потеря массы в процентах образцов при нагреве 12 минут

Режим ТО	650°C	700°C	780°C	830°C	Исходный
Потеря массы, % (за 60 сек.)	2,4	1,6	1,7	2,1	2,9

Анализ данной таблицы показывает, что лучший показатель сопротивлению износу среди всех образцов имеет образец, термообработанный при 700°C в течении 12 минут, так как он потерял меньше всех массы, образец выдержанный при 780°C в течении 12 минут также имеет высокие показатели сопротивления абразивному износу. Таким образом, можно предположить, что оптимальным с точки зрения обеспечения абразивной износостойкости является нагрев под штамповку в интервале 700...780° С.

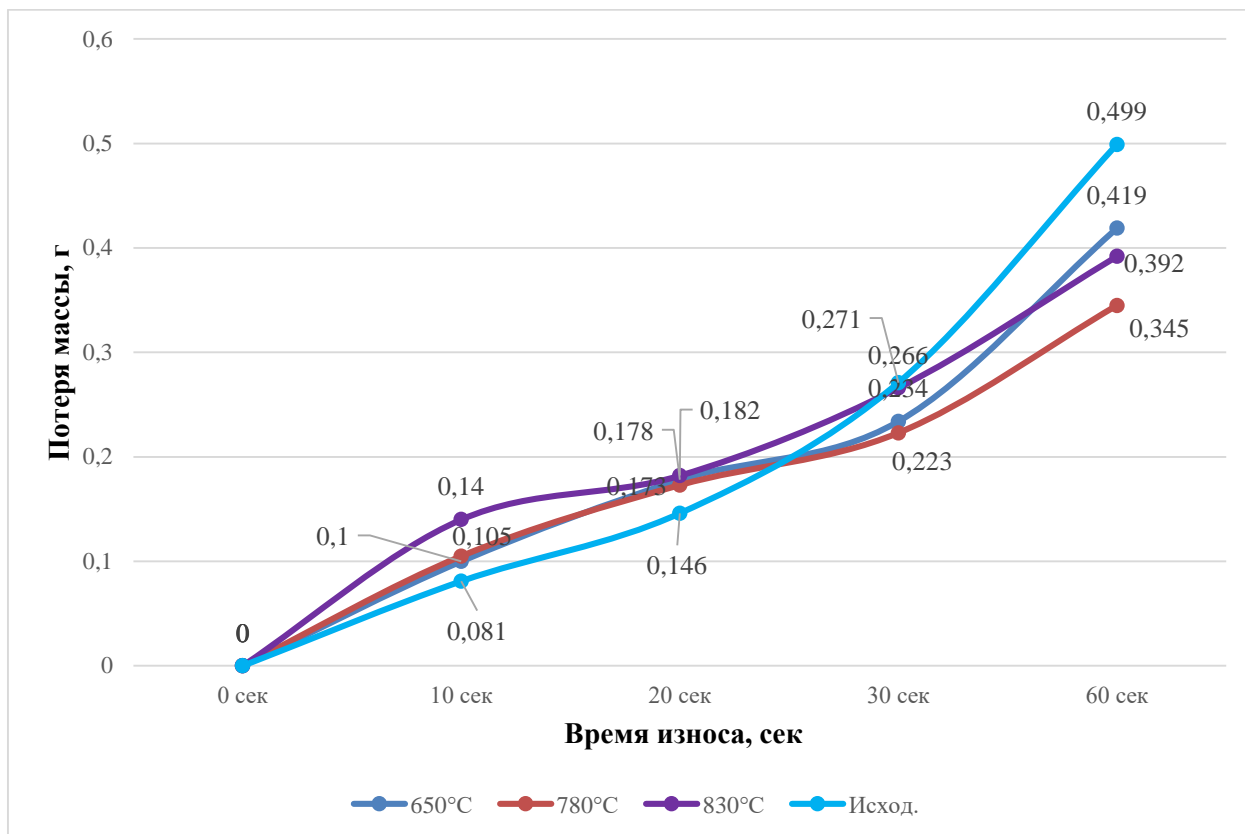


Рисунок 39 – Абразивный износ образцов с кратковременной выдержкой и старении 390°C – 60 мин

Анализ данного графика по процентному износу представлен в таблице 11.

Таблица 11 – Потеря массы в процентах образцов при старении 390°C – 60 мин

Режим ТО	12 мин 650°C	12 мин 780°C	12 мин 830°C	Исходный
Потеря массы, % (за 60 сек.)	2,3	1,9	2	2,9

Исходя из графика и таблицы наиболее износостоек образец, подвергшийся закалке при 780°C в течении 12 минут с последующим старением при 390°C в течении 60 минут, однако разница с образцом, у которого закалка 830°C в течении 12 минут с последующим старением при

390°C 60 минут не существенна. Таким образом можно предположить, что старение существенно не снижает стойкость сплава к абразивному износу.

Вышеперечисленные испытания на абразивный износ показали, что без старения обеспечивают максимальную износостойкость при нагреве в интервале 700...780°C в течении 12 минут. При старении с нагревом 390°C и выдержке в течении 60 минут лучшее сопротивление абразивному износу имеют образцы, закаленные при 780°C в течении 12 минут и 830°C в течении 12 минут.

Таким образом, с точки зрения максимального сопротивления абразивному износу целесообразно нагревать заготовки до температуры 780°C.

3.4 Результаты рентгеноспектрального анализа

Выше показанные результаты твердости изменяются нелинейно, чтобы понять какие процессы при этом происходят потребуется сделать сканирующую электронную микроскопию (СЭМ).

Первым этапом был проанализирован химический состав компонентов микроструктуры сплава в исходном состоянии, для этого выбирались точки, по которым делался подсчет компонентов (рисунок 40, 41).

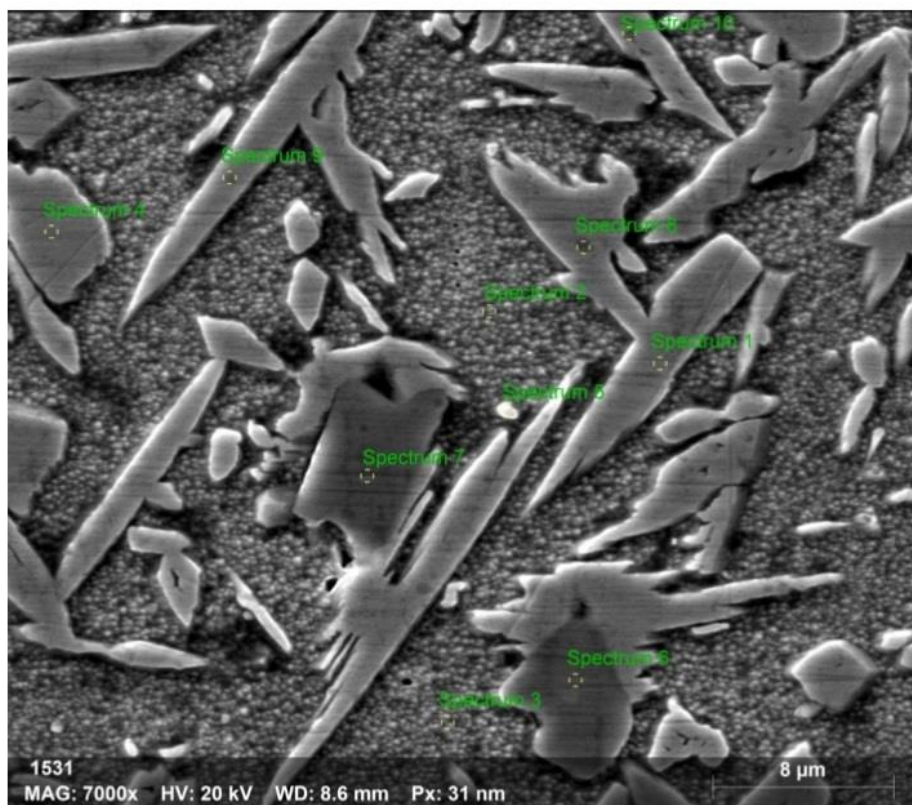


Рисунок 40 – Анализ исходного состояния образца

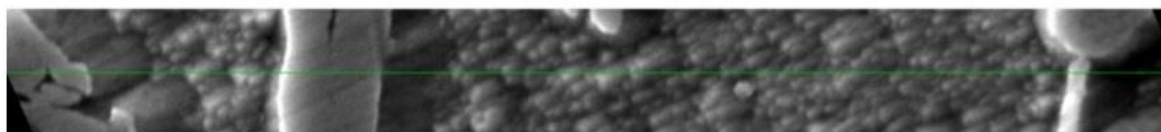
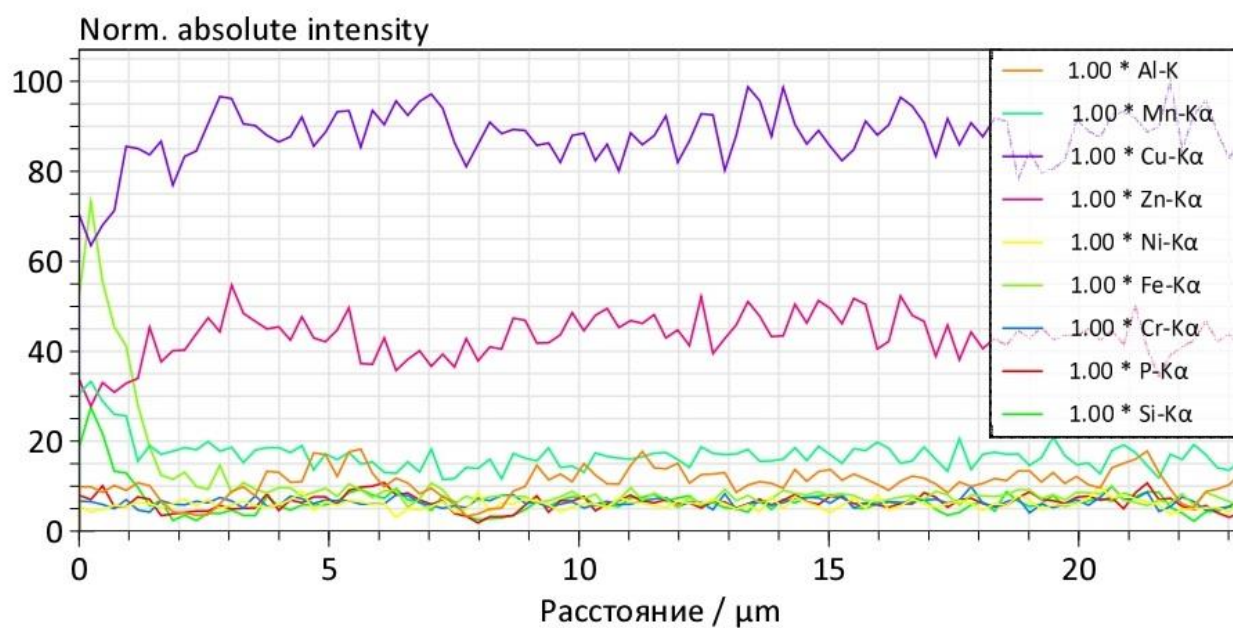


Рисунок 41 – Линейный спектр микроструктуры исходного образца

Результаты химического анализа α - и β -фаз представлены в таблице 12.

Таблица 12 – Содержание компонентов α - и β -фаз

Фазы	Определяемые элементы, массовая доля, %								
	Cu	Zn	Mn	Al	Si	Ni	Fe	P	Cr
α -фаза	66,06 $\pm 0,52$	29,17 $\pm 0,26$	2,68 $\pm 0,05$	1,44 $\pm 0,05$	-	0,46 $\pm 0,03$	0,19 $\pm 0,03$	-	-
β -фаза	58,92 $\pm 0,49$	34,52 $\pm 0,31$	3,62 $\pm 0,06$	2,35 $\pm 0,06$	-	0,29 $\pm 0,03$	0,30 $\pm 0,03$	-	-

Исходя из данных можно сказать, что структурные составляющие α - и β -фаза состоят в основном из компонентов меди и цинка, а также марганца и алюминия.

Вторым этапом исследовался образец при нагреве 830°C – 180 мин, так как были выявлены силициды разной формы – стержневые и равноосные (рисунок 42).

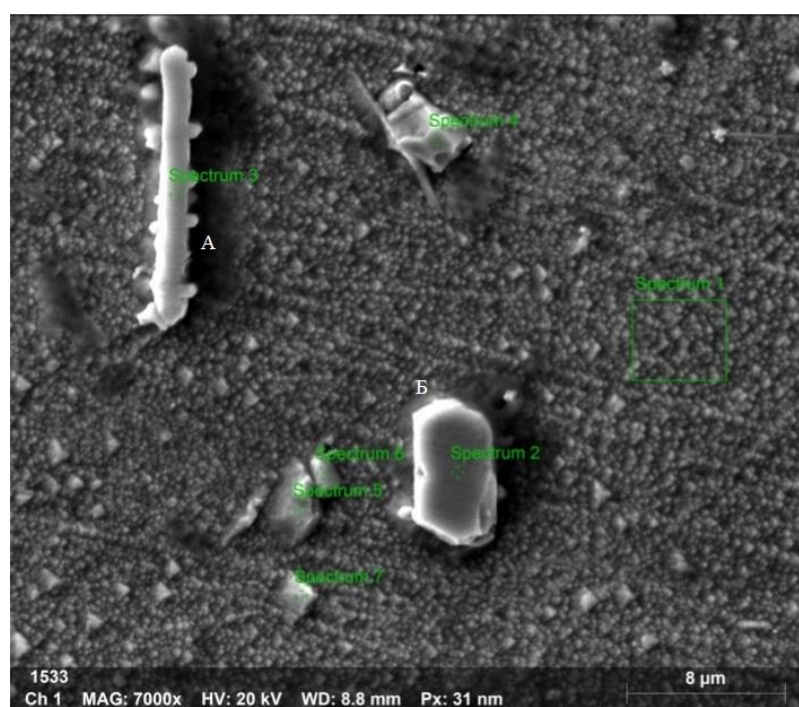


Рисунок 42 – Силициды разной формы; А – Стержневой, Б – Равноосный

Далее с помощью спектрального анализа был определен химический состав интерметаллидных включений различной формы (рисунок 43, 44).

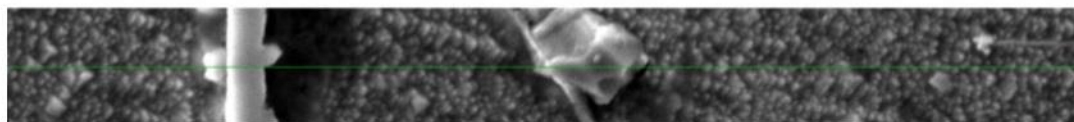
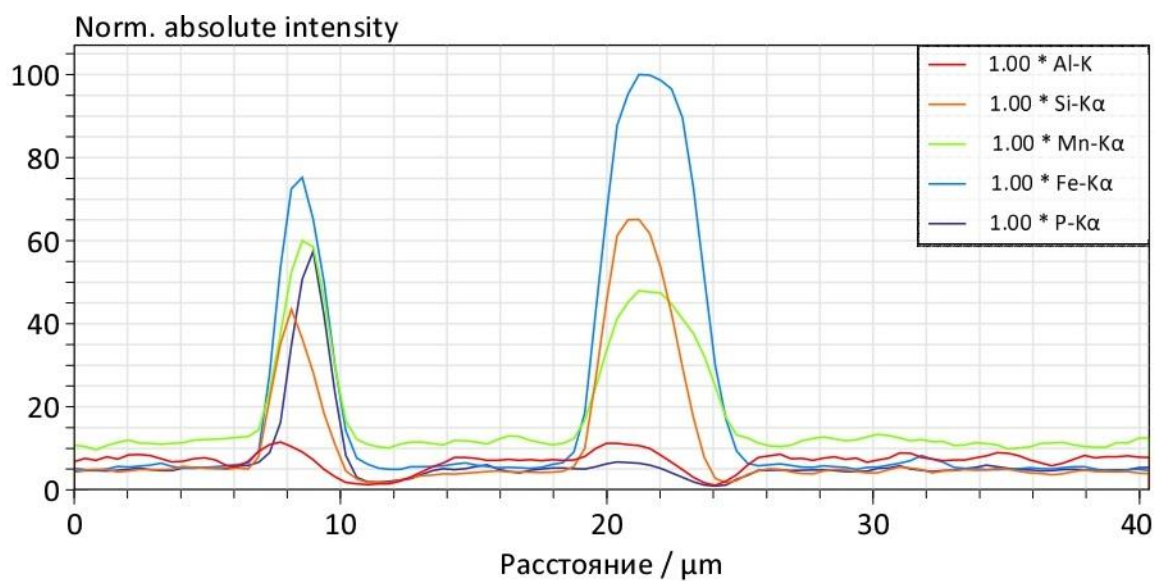


Рисунок 43 – Линейный спектр силицида стрержневой формы

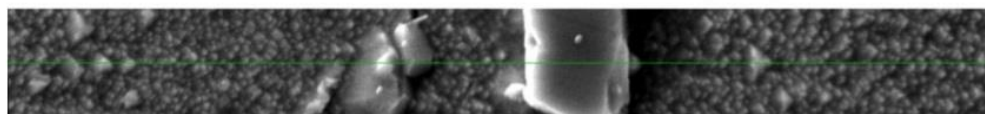
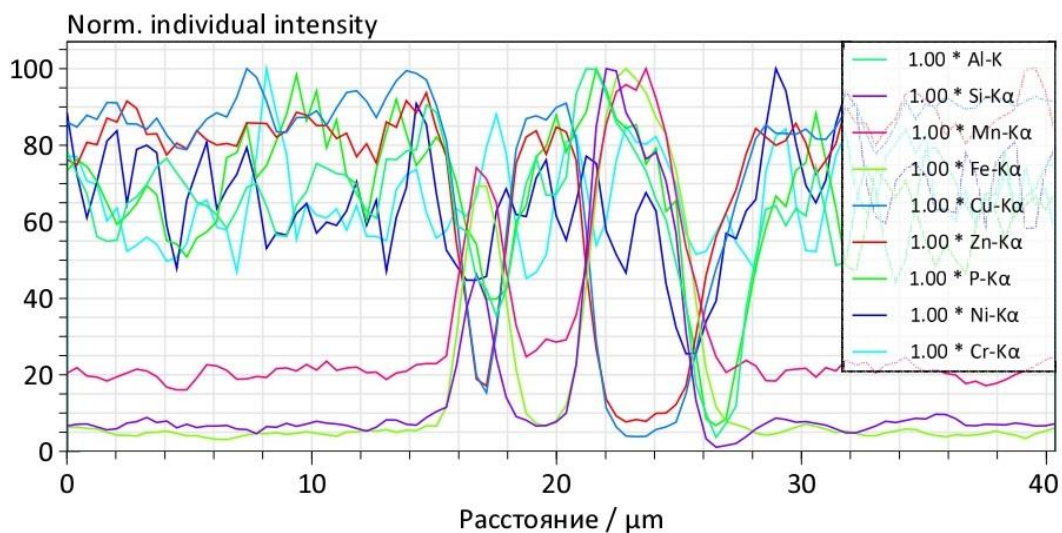


Рисунок 44 – Линейный спектр силицида равноосной формы

Результаты химического анализа интерметаллидных включений с помощью электронной микроскопии представлены в таблице 13.

Таблица 13 – Результаты химического анализа силицидов

Силицид	Определяемые элементы, массовая доля, %								
	Cu	Zn	Mn	Al	Si	Ni	Fe	P	Cr
Стержневой	-	-	32,33 ±0,26	-	5,47 ±0,09	0,76 ±0,04	35,09 ±0,28	16,63 ±0,20	1,56 ±0,04
Равноосный	-	-	23,37 ±0,20	1,57 ±0,05	12,49 ±0,18	0,66 ±0,04	60,62 ±0,48	0,46 ±0,03	0,81 0,03

Исходя из выше представленных данных можно предположить, что форма силицида зависит от содержания в них компонентов, поэтому интерметаллид содержащий фосфор имеет стрержневидную форму, а интерметаллид содержащий кремний имеет равноосную форму.

Подводя итог СЭМ позволил просмотреть структуру сплава и исходя из полученных результатов можно предположить, что нелинейная зависимость твердости происходит из-за перераспределения химических элементов таких как алюминий, кремний и фосфор.

Из результатов рентгеноспектрального анализа было выявлено, что в силицидах преимущественно сосредоточены химические элементы: Fe и Mn. А α - и β -фазы состоят в основном из Cu и Zn.

Заключение раздела 3

В процессе исследований были использованы различные методы и методики для решения задач в области механических свойств легированных латуней. Был изучен алгоритм и принцип работы на оборудовании, которое позволяет решить поставленные задачи и достигнуть цели работы.

Данные полученные при работе дают представление о процессах, происходящих при воздействии технологического нагрева на структуру и свойства латунного сплава.

Основные выводы раздела:

- максимальное упрочнение сплава происходит при нагреве до 740°C с выдержкой 12 минут;
- сплавы с меньшей долей α -фазы достигают максимального упрочнения при более низких температурах. Поведение сплава при длительной высокотемпературной выдержке значительно отличается от кратковременного нагрева;
- для образцов с разным содержанием α -фазы при кратковременном нагреве с разной температурой нагрева максимум упрочнения в сплаве достигается после старения в течении 60 минут и при различной температуре при длительном нагреве максимум упрочнения достигается также при старении 60 минут;
- для сопротивления абразивному износу оптимальной температурой нагрева под штамповку является нагрев в интервале температур 700...780°C. Лучшее сопротивление абразивному износу имеет образец, закаленный при 780°C в течении 12 минут;
- нелинейная зависимость твердости происходит из-за перераспределения химических элементов таких как алюминий, кремний и фосфор.

Заключение

В процессе проведенных нами исследований были получены данные, которые позволяют получить сведения протекающих при термической обработке, а также о влиянии ТО на механические свойства и структуру латунного сплава.

В результате работы мы получили следующие данные:

1. При закалке α -фаза выделяется в малом количестве, так как распад β -фазы при охлаждении на воздухе подавлен не до конца.

2. С помощью электронной микроскопии получены данные о химическом составе элементов микроструктуры сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4. Так α - и β -фаза преимущественно содержат химические элементы медь (Cu) и цинк (Zn), а силициды состоят из железа (Fe) и марганца (Mn), но силицид в форме стержня дополнительно содержит фосфор (P), силицид равноосной формы дополнительно содержит кремний (Si). Также нелинейная зависимость твердости сплава связана с перераспределением таких легирующих элементов как алюминий (Al), кремний (Si) и фосфор (P).

3. Поведение сплава при длительной высокотемпературной выдержке значительно отличается от кратковременного нагрева в виду наличия максимума упрочнения при 740°C . Прессование сплава целесообразно проводить при температуре не более 700°C .

4. Для обеспечения максимального упрочнения под штамповку оптимальным режимом ТО является нагрев 740°C в течении 12 минут с последующим старением при 390°C в течении 60 минут. А чтобы обеспечить абразивную износостойкость рекомендуется нагрев 780°C в течении 12 минут с последующим старением при 390°C в течении 60 минут.

Оптимальными режимами нагрева для достижения максимальной абразивной износостойкости являются температуры $700\dots 780^{\circ}\text{C}$.

Список используемой литературы и используемых источников

1. Солнцева Ю.П. *Металловедение и технология металлов. Учеб. для вузов.* – М.: Металлургия, 1988 – 512 с.
2. Куксенова Л.И., Поляков С.А. *Методологические основы выбора состава латуней для узлов трения скольжения в среде поверхностно-активных смазочных материалов // МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2022. – С. 11-20.*
3. Пат. № 2698020 Российская федерация, (51) МПК С22С 9/04. *Высокопрочная латунь и изделие из высокопрочной латуни / Плетт Т., Реец Б., Гуммерт Х.; заявитель и патентообладатель ОТТО ФУКС – Коммандитгезельшафт – опубл. 21.08.2019.*
4. Котов Д.А., Кузьмин О.С., Тропотов А.В. *Влияние содержания Si на морфологию и объемную долю силицидов в сложнелегированных латунях // РГППУ. 2003. С. 59-62.*
5. 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 // Metals 2022.*
6. *Materials. The foundation of needs-based products.*
7. Патент № 2688799 Российская Федерация, (51) МПК С22С 9/04, С22С 1/02. *Способ выплавки многокомпонентной латуни / Брусницын С.В., Мысик Р.К., Логинов Ю.Н., Сулицин Ю.Н., Груздева И.А.; заявитель и патентообладатель ФГАО УВО “Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина” – опубл. – 22.05.2019.*
8. Пат. № 2701701 Российская Федерация, (51) МПК С22F 1/08. *Сплав специальной латуни и продукт из этого сплава / Плетт Т., Гуммерт Г., Реец Б.; заявитель и патентообладатель ОТТО ФУКС – Коммандитгезельшафт – опубл. 30.09.2019.*
9. Пат. № 2763371 Российская Федерация, (51) МПК С22С 9/04, С22С 1/03, С22F 1/08, F16D 23/02. *Латунь для колец синхронизаторов и способ*

изготовления заготовок / Святкин А.В., Овчинников А.С.; заявитель и патентообладатель АО “АВТОВАЗ” – опуб. – 28.12.2021.

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

11. Курбаткин И.И., Белов Н.А., Райков Ю.Н., Горин А.Д., Антипов В.В. Формирование структуры многокомпонентной марганцевой латуни и ее связь с появлением брака // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. 2002. № 5. С. 58–62.

12. Овчинников А.С., Логинов Ю.Н. Разработка технологии изготовления труб из сложнолегированной латуни ЛМЦАЖН // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2014. № 11. С. 24–28.

13. Святкин А.В. Обеспечение стабильности фазового состава и свойств износостойких латуней типа ЛМЦА для изготовления деталей автомобильного назначения: дис. ... канд. техн. наук. Самара, 2009. 165 с.

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

15. Горбатенко В. П., Новоселова Т. В. Материаловедение: учебник для технологических и механических специальностей высших учебных заведений. М.: ЭльДирект, 2018. 323 с.

16. Антипов В.В. Исследование фазового состава и повышение эксплуатационных характеристик марганцевых латуней, используемых в автомобильной промышленности: автореферат диссертация кандидата технических наук: 05.16.01 / Антипов Владислав Валерьевич; Москва, 2002. – 24с.

17. Супрун Е.В., Горбатенко В.П. Изучение влияния режимов термической обработки на структуру и свойства латуни марки ЛС59–1 // *Материалы Всеукраинской научно-практической конференции студентов*. Донецк: ДонНТУ. 2015. 217 с.

18. Пугачева Н.Б., Худорожкова Ю.В., Трушина Е.Б., Герасимова А.В., Антенорова Н.П. Причины растрескивания штампованных заготовок из латуни ЛМЦАЖН // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures* Issue 4, 2017 61 – 81 с.

19. 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.

20. 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.

21. Варлимонт Х. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота / Х. Варлимонт, Л. Дилей. – М.: Наука, 1980. – 205 с.

22. Мирзаев, Д.А. Особенности превращения β -фазы в сплавах меди при охлаждении в широком интервале температур / Д.А. Мирзаев, В.М. Счастливец, И.Л. Яковлева // *Структура и свойства аустенитных сталей и сплавов: VI Всероссийская научно-техническая конференция, 10-14 сентября 2001 г., г. Екатеринбург. – Екатеринбург, 2001 – С. 46.*

23. Осинцев, О.Е. Медь и медные сплавы: справочник / О.Е. Осинцев, В.Н. Федоров. – М.: Машиностроение, 2004 – 336 с

24. 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.

25. ГОСТ 2999-75 Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. Введен с 01.01.1976 взамен ГОСТ 2999-59. М.: Издательство стандартов. – 1987 – 30 с.

26. Сучков Д. И. Медь и ее сплавы. – М.: Metallurgy, 1967. – 248 с

27. Туркин В. Д., Румянцев М. В. Структура и свойства цветных металлов и сплавов. – М.: Metallurg изд., 1944. – 440 с.

28. Ефремов Б. Н. Латуни. От фазового строения к структуре и свойствам: монография – Москва: ИНФРА–М, 2014. – 312 с.

29. Елагин В. И., Колачев А. В., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: монография. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.

30. Пугачева Н. Б. Структура и свойства деформируемых легированных латуней. – Екатеринбург: УрО РАН, 2012.

31. Tropotov A. V., Pugacheva N. B., Ryazantsev Yu. V., Zhukova L. M. A study of residual stresses in products made of hard alloy of brass // Metal Science and Heat Treatment. – 2006. – Vol. 47, nos. 1–2. – P. 31–35. – DOI: 10.1007/s11041-006-0039-5.

32. Латунные сплавы для колец синхронизаторов совершенствуются / М. Д. Копыл, А. В. Тропотов, И. В. Котляров // Автомобильная промышленность. – 1999. – № 10. – С. 26–29.

33. Горелик С. С., Добаткин С. В., Капуткина Л. М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Изд-во МИСИС. – 2005. – 432 с.

34. Физическое материаловедение: учебник для вузов / С. В. Грачев, В. Р. Бараз, В. П. Богатов, В. П. Швейкин – 2-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург: Изд-во УГТУ– УПИ, 2009. – 548 с.

35. Тропотов А. В., Смирнов С. В., Кузнецов В. Ю. Прогнозирование надежности процесса штамповки детали «кольцо блокирующее синхронизатора» для легковых автомобилей // Metalloobrabotka. – 2004. – № 3 (21). – С. 19–21.

35. ГОСТ 9013-59 Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. Введен с 01.01.1969, введен впервые. М.: Издательство стандартов. – 2001 – 7 с.

36. Святкин А.В. Обеспечение стабильности фазового состава и свойств износостойких латуней типа ЛМЦА для изготовления деталей автомобильного назначения: дис. канд. техн. наук. Самара, 2009. 165 с.

37. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2001. 416 с.

38. ТУ 184550–106–033–97 Трубы прессованные латунные для колец синхронизатора.