

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 термической обработки на
структурообразование и механические свойства многокомпонентных
латуней»

Студент

А.А. Резцова

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

к.т.н., доцент А.В. Святкин

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

Консультанты

к.т.н., доцент А.Н.Москалюк

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

к.п.н., доцент А.В.Кириллова

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

Аннотация

Выпускная квалификационная работа состоит из: 85 стр, 41 рис, 11 таб, 48 источников.

Исследование влияния термической обработки на структурообразование и механические свойства многокомпонентных латуней является актуальной темой в наше время.

Данное исследование направлено на получение дополнительных сведений о процессах, протекающих при термическом воздействии на кремнисто-марганцовистые латуни.

В связи с этим при выполнении исследований были решены следующие основные задачи:

1. Проведён сравнительный анализ марок, применяемых различными производителями.
2. Изучено влияние различных условий формирования структуры, моделирующих условия производства деталей из латуней данного класса, на твёрдость материала.
3. Исследовано изменение формы, количества, и состава интерметаллидных включений (силицидов) в результате термического воздействия, моделирующего различные условия производства.
4. Оценено влияние различных режимов нагрева на структуру и химический состав фаз.
5. Оценено сопротивление абразивному износу при нагреве до интервалов температур, используемых при производстве полуфабрикатов и изделий.

В начале работы, было проанализирована литература, по общим сведениям, о латунных сплавах, о термической обработке (ТО) влияющей на материалы, и свойствах, получаемых после ТО. Во второй главе работы,

описана методическая часть по исследования марок сплавов, как ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, ЛМцАЖКС 70-7- 5-2-2-1, которые применяются для изготовления ответственных деталей машин, как кольца-синхронизатора. Следующая глава посвящена анализу действий, внедренных на предприятиях для безопасности и экологичности рабочего места на участках работы по исследованию.

Полученные результаты исследований, позволили отслеживать изменения структуры и свойств сплава, во время разных температурных влияний на него. Процессы, протекающие в сплаве во время термических обработок, оказывают значительное воздействие на изменение количества силицидов в сплаве, от которых зависит износостойкость и упрочнение.

В заключение, были сделаны выводы о влиянии обработки на сплав и протекающих в нём процессах.

По ходу работы подготовлены тезисы, которые направлены для опубликования в сборнике «Студенческие дни науки в ТГУ». По результатам конференции Студенческих Дней в ТГУ, работе присуждено 3 место в секции «Машиностроение».

Abstract

The topic of the senior paper is Study of heat treatment effect on the structure formation and mechanical properties of multicomponent brasses.

The results are presented in an 85-page introductory note, 30 figures, 11 charts, a list of 70 citations, including 30 foreign sources.

The key issue of the thesis is the collection and systematization of additional information on the change of properties and structure after heat treatment of siliceous-manganese brass.

The main purpose of this study is to evaluate the effect of temperatures on the alloy and to obtain results of hardness, wear resistance and changes in the structure of the alloys.

The graduation project provides data on the choice of the most suitable alloy heat treatment temperature, which affects the formation of intermetallic inclusions.

We first select techniques and conduct tests to obtain diagrams of the change in hardness as a function of the temperature of material heating. We then compare the diagrams with the initial state of the material and make some conclusions.

The results show clearly that the structure and properties of the alloy change under various temperature influences on it. The processes occurring in the alloy during heat treatments have a significant effect on changes in the amount of silicide in the alloy, wear resistance and hardening.

Overall, the results suggest what causes the change in the state of the brass alloy and how it can be used in production.

Содержание

Введение.....	7
1 Роль структурного состояния многокомпонентных латуней в формировании качества изделий.....	9
1.1 Общеизвестные научные данные о латунях	9
1.2 Особенности промышленных многокомпонентных латуней .	21
1.3 Высокотемпературное охрупчивание сплавов латуни.....	24
1.4 Фазовые и структурные превращения легированных латуней при термической обработке	29
1.5 Типовые процессы изготовления полуфабрикатов и изделий из многокомпонентных латуней.....	31
1.6 Формирование цели и задач работы	32
2 Методики по исследованиям многокомпонентных латунных сплавов	34
2.1 Основная информация об исследуемых сплавах	35
2.2 Термическая обработка медных сплавов.....	39
2.3 Оборудование для исследовательского проекта.....	40
3 Безопасность и экологичность технического объекта	50
3.1 Конструктивно-технологическая характеристика изучаемого технического объекта.....	50
3.2 Производственно-технологические профессиональные риски....	51
3.3 Оценка потенциальных источников возникновения пожара	51
3.4 Негативные экологические факторы.....	52

3.4.1 Организационно-технические мероприятия по снижению негативных экологических факторов.....	52
4 Экспериментальные результаты.....	62
4.1 Сравнительный анализ сплава отечественного и импортного производства.....	64
4.2 Влияние температуры нагрева на твёрдость материала	65
4.3 Исследование по изменению количества интерметаллидных включений.....	68
4.4 Износостойкость материала после разных термических обработок	72
4.5 Изменение химического состава силицидов и микроструктуры сплава после термообработки.....	75
4.6 Изменение структуры сплава.....	77
Заключение	80
Список используемых источников.....	81
Приложение А Микроструктура латуни ЛМцАЖКС	87
Приложение Б Метастабильные выделения в ЛМцАЖКС	88
Приложение В Линейный анализ химического состава ЛМцАЖН ..	89
Приложение Г Рентгеноспектральный анализ структуры ЛМцАЖКС	90

Введение

Интерес к сплавам на основе меди и цинка, обозначен тем, что они широко применяются в машиностроении. Проявление свойств в процессе производства и в готовых деталях – также, является темой для обсуждения. В качестве износостойкого материала, работающего в условиях трение – износа, в автомобилестроении широко применяют кремнемарганцевистые латуни – медно - цинковый сплав с армирующими интерметаллидами на основе системы Mn-Si. Замена оловянистых и алюминиевых бронз на высокопрочные, износостойкие $(\alpha + \beta)$ – латуни – повышает работоспособность и долговечность изделия [28, 9]. Наибольшее распространение такие латуни нашли в машиностроении, в частности для производства направляющих втулок и блокирующих колец синхронизаторов [28].

Для производства колец синхронизатора используют кремнисто-марганцевистые латуни, которые дополнительно легированы для получения требуемой структуры, определяющей их свойства. В зависимости от состава, вида и режимов термической обработки (ТО), материал может быть обеспечен различным уровнем механических и трибологических свойств. Что, должным образом, удовлетворяет противоречивым требованиям, предъявляемым к характеристикам разного вида изделий. Так, определяется более чёткое регламентирование требований к структуре и свойствам сплавов с определенным соотношением фазовых составляющих и, следовательно, приводит к минимизированию потерь, связанных с браком.

Объектом исследования настоящей работы являются сложнолегированные марки сплавов ЛМцАЖКС, ЛМцАЖН. Которые проявляют высокие свойства в эксплуатации при использовании в парах трения. Цель работы направлена на получение дополнительных сведений о процессах, протекающих при различных режимах ТО и их влиянии на

структуру и свойства кремне-марганцевистых латуней, выявление закономерностей изменения твёрдости сплава в условиях технологического цикла.

Несмотря на то что исследуемые материалы применяются в производстве давно [30,29,19,14,10,2], существуют ограничения на пути повышения качества [29,19,10], связанные с нестабильными свойствами в процессе технологической переработки. В исходной шихте используют большое количество отходов, которые повышают максимально допустимое процентное содержание примесей, как кремний, олово, свинец [19]. Это приводит к браку при горячей обработке, так как образуются трещины по критическим сечениям заготовки [19]. В связи с этим, целью настоящей работы является изучение влияния ТО на физико-механические свойства и структуру материала.

Основным способом упрочнения двухфазных латуней данного класса является дисперсионное твердение [10,14], однако до последнего времени ни в отечественной, ни в зарубежной литературе процессы протекающие при выделении упрочняющих фаз подробно не изучались, поэтому, предполагается, что данная работа позволит получить актуальные сведения для дальнейшего развития промышленных $(\alpha + \beta)$ – латуней. Поэтому поиск оптимальных вариантов режимов ТО, обеспечивающих повышение механических свойств деталей в зависимости от различной концентрации легирующих элементов, является одним из перспективных направлений для повышения их работоспособности.

1 Роль структурного состояния многокомпонентных латуней в формировании качества изделий

1.1 Общеизвестные научные данные о латунях

«Латунь – это многокомпонентный сплав на основе меди. Основным легирующим элементом является цинк.» Содержание цинка: в пределах 4 – 50% (по массе), после чего механические свойства латуней ухудшаются по причине охрупчивания металла за счёт перехода бета фазы в упорядоченную структуру из неупорядоченной [28]. Латуни, которые обозначают, как специальные, содержат в себе, кроме основных компонентов: легирующие элементы (ЛЭ): марганец, алюминий, кремний, железо, никель и другие [28].

С развитием отечественной автоиндустрии, стремительно возросла потребность в новых, экономичных, экологичных и надёжных материалах, способных заменить бронзы. Так как, бронзы, работающие в условиях трение – износ продолжительное время, не соответствуют нормативным требованиям долговременного использования в деталях машин, где предъявляются высокие требования по техническим характеристикам. Поэтому, чаще всего их заменяют на сложнолегированные латуни. Легирующие элементы, которых, изменяются в широком диапазоне химического состава, тем самым изменяя и свойства сплава [28].

В ходе исследований [47,48-35], было показано, что все исследованные латуни содержат α -твердый раствор легирующих элементов; β -фазу на основе электронного соединения; силициды Me_5Si_3 , где Me – это Fe, Mn, Ni, и частицы свободного свинца. Когда количество и морфология α - и β -зерен может быть скорректирована в процессе термической обработки, количественные характеристики силицидов определяются, главным образом, химическим составом сплава. Дополнительное упрочнение латуней Cu-Zn-Mn-Al-Fe-Si, происходит в процессе образования при закалке мартенсита и ультрадисперсных частиц силицидов Mn_5Si_3 , и после отпуска при

температурах 250-280 °С. Происходит частичное растворение этих частиц и образование бейнитной структуры [30].

При подходе к разработке новых легированных латуней, используют изменение строения сплава, вызванного новыми добавками. Исходя из этого, существуют количественные критерии оценивания влияния ЛЭ на фазовый состав латуней с $(\alpha + \beta)$ – основой. Так, Гийе был предложен эмпирический подход к количественной оценке степени влияния ЛЭ на фазовый состав двухфазных латуней. Рассчитанные им коэффициенты (таблица 1) эквивалентности для ряда элементов приводятся и в современной литературе.

Под значением коэффициента эквивалентности Гийе понимают то количество цинка (или меди), которое заменяет 1% мас. ЛЭ без изменения состава фаз. Значительную оценку фазового состав латуни вычисляют методом эквивалента по Гийе [5].

Этот способ указывает на легирующее влияние i -го элемента, которое равно влиянию цинка с таким же коэффициентом эквивалентности. Это позволяет рассчитывать «кажущееся», содержание Zn с учетом результатов локального химического анализа всех фаз по формуле 1.1.

$$Zn_{\text{ЭКВ}} = \frac{A + \sum C_i \eta_i}{A + B + \sum C_i \eta_i} * 100\% \quad [29]$$

(1.1)

где А – настоящее содержание Zn, %; В – настоящее содержание Cu, %; С – количество i -го, %; η – эквивалент Гийе.

Таблица 1 – Коэффициенты Гийе [28, 9]

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

Из таблицы 1 следует, что только медь и никель являются элементами, увеличивающими содержание α -фазы, остальные элементы сплава β -образующие.

Например, чтобы адекватно оценить фазовый состав латуни ЛМцАЖН в работе [10] используется метод Гийе, в результате рассчитанный цинковый эквивалент составляет 42,1 – 47,3%, что позволило оценить способность заданного химического состава удовлетворять техническим условиям по минимальному содержанию α -фазы.

На рисунке 1.1 приведен разрез системы Cu-Zn-Mn₅Si₃. Псевдобинарный и политермический, что позволяет оценивать тройную многокомпонентную систему в равновесном состоянии.

Например, при исследовании сплава ЛМцАЖН, нагревая сплав до температур под штамповку 780 ± 20 °С в течение 12 минут, происходит полиморфное превращение $(\alpha + \beta') \rightarrow \beta'$ (рисунок 1), то есть снижется количество пластичной α – фазы. Дополнительно, если структура поставки была преимущественно β' -фазой, происходит быстрый рост зёрен β' – фазы.

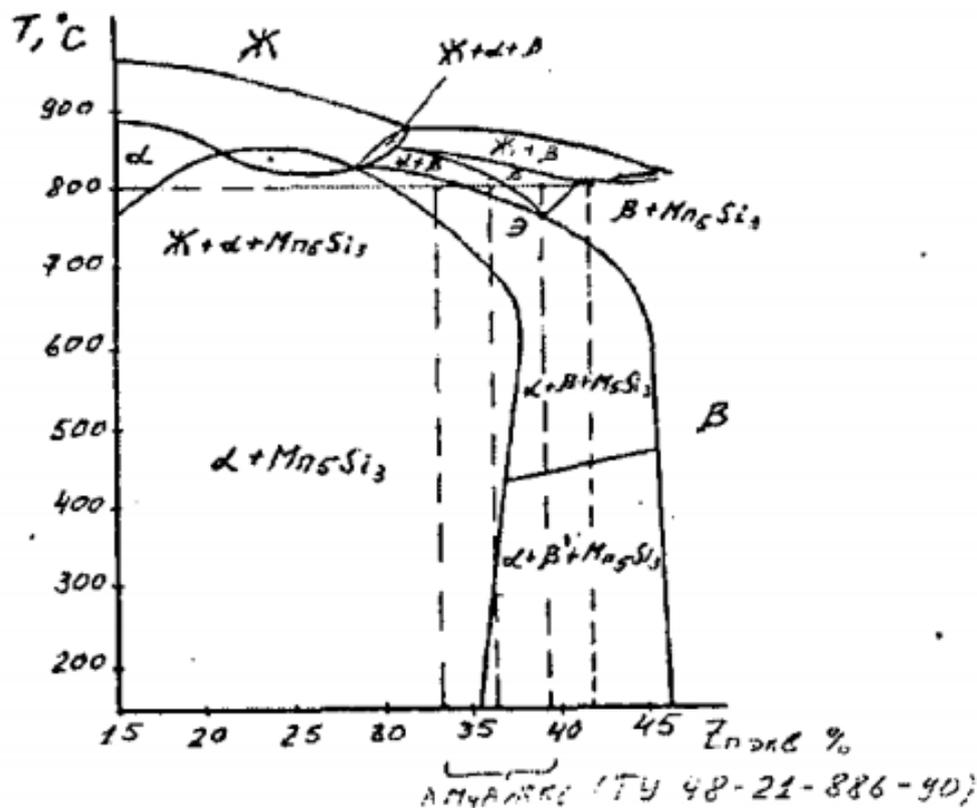


Рисунок 1 – Расположение фаз на разрезе системы [14] диаграммы состояния $\text{Cu-Zn}_{\text{экв}}\text{-Mn}_5\text{Si}_3$

В работах [5,6,24-25] отмечено количество зёрен в узком сечении штампованной заготовки, что приводит к разрушению в момент штамповки, однако в работе [32] обосновывает, что разрушение с этим не связано, что согласуется с данными Курбаткина [17-18] отсюда делается вывод, что механизм разрушения изучен не до конца, но по-видимому связан с перераспределением кремния и алюминия.

Но и высокое содержание α – фазы (более 15-20%) нецелесообразно, так как при этом снижается твёрдость готовых деталей [24]. Кроме того, α – фаза практически полностью растворяется при нагреве под штамповку и появляется вновь лишь в результате искусственного старения. Если снижать температуру нагрева заготовки до 700 °С, приводит к тому, что полиморфное превращение $(\alpha + \beta') \rightarrow \beta'$ у большинства сплавов не произойдёт [24].

Исходя из этих данных, термическая обработка, которой будут подвергаться сплавы из данного исследования, будет подбираться на основе данной диаграммы состояния (рисунок 1).

Для лучшей обрабатываемости резанием латунных изделий, а также повышению антифрикционных свойств – свинец подходит лучше всего. Но, большое содержание $Pb = 2... 5$ масс. % отрицательно влияет на организм человека и окружающей его среды [6,25,28]. В связи с этим, стоит рассмотреть возможность исключения данного элемента из состава сплава и заменить альтернативными легирующими элементами. Более экологическими и качественными элементами, рассматриваются висмут, кремний и добавка графита. Стоит заметить, что висмут способствует охрупчиванию меди и его сплавов.

Свинец имеет незначительный процент растворимости в медном сплаве в твёрдом состоянии. Свинец является обязательной добавкой, так как придаёт сплаву лучшую обрабатываемость механическим путём. Во многих научных трудах указано, что увеличение количества ЛЭ (в эту группу не входит никель) может изменять границы фазовых областей, так β – фаза, сдвигается в сторону уменьшения содержания цинка [5]. Латуни, имеющие в себе такие легирующие элементы (ЛЭ), как алюминий и кремний, обладают повышенными прочностными характеристиками, что является значительным плюсом при использовании их в ответственных деталях машин, таких как кольца синхронизатора. При затвердевании выделяется в виде легкоплавких прослоек на границах зёрен, что приводит к горячеломкости латуни.

Алюминий повышает временное сопротивление разрыву. В связи с этим образуется упрочнение. Увеличивается твёрдость, прочность, а также, изменяются температуры превращений фаз [5].

Железо растворимо в малых долях в фазах сплава. Выявлен, как силицид. Частицы железа измельчают структуру, увеличивая скорость

образования центров кристаллизации и рекристаллизации, и тормозя рост зёрен.

Кремний улучшает процессы пайки и сварки латуней, повышая при этом антикоррозионное растрескивание. Имея коэффициент Гийе, равный 10 ... 12, где кремний в многокомпонентных латунях, значительно легированных, даже в малых количествах может вызвать образование чистой β – латуни с пониженными свойствами пластичности в холодном состоянии [28].

Особенностью влияния кремния на сплав, является то, что с повышением содержания кремния повышается и содержание твёрдых и хрупких интерметаллидных фаз γ и/или ε . Чем больше содержание цинка (выше 20%), тем при большем содержании кремния (выше 4%) появляются в структуре латуней твёрдые интерметаллидные фазы γ и ε , но имеющие малую пластичность [28].

Кремний в многокомпонентных латунях важен для образования силицидов типа M_5Si_3 , которые повышают антифрикционные свойства сплавов. Диаграмма состояния системы Cu-Zn- Mn_5Si_3 (рисунок 2).

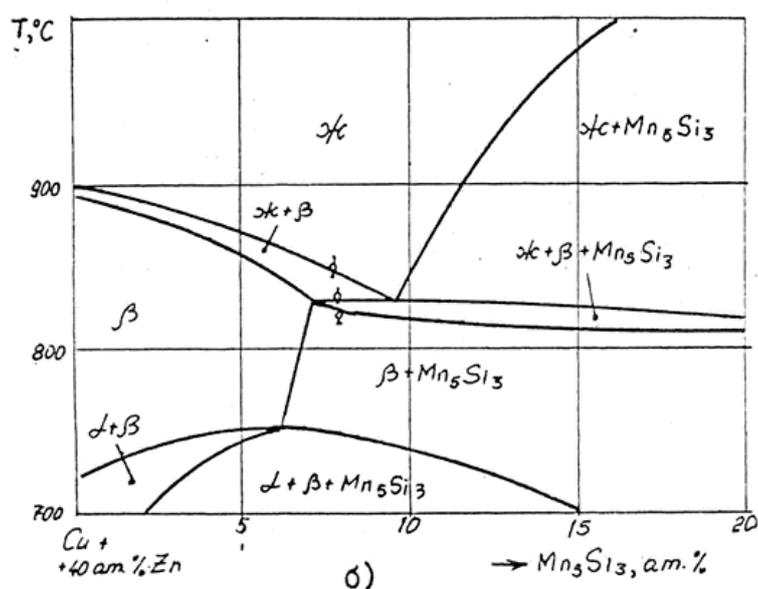


Рисунок 2 – Политермический разрез диаграммы состояния Cu-Zn- Mn_5Si_3 [6]

Интерметаллиды могут дробиться уже при горячей обработке, при этом частички их наблюдаются в виде мелких строчечных включений, расположенных по всему объему материала [19].

Практически весь Si, связан в силициды. Кроме кремния: железо и марганец принимают участие в образовании силицидов. Поэтому, эти элементы, входящие в состав силицидов, не включают при расчёте коэффициента эквивалентности.

Так как в современных кремнисто-марганцовистых латунях кремний находится в связанном состоянии в составе интерметаллидов (силицидов марганца). При этом, часть исследователей, либо полагают, что эта связанность стабильна до 920-950 °С [12] (Котляров И.В.), другие [11] (Тропотов А.В., Котов Д.А.) делают такое допущение для расчётов. Однако в работах [17-18] (Курбаткин И.И., Пружинин И.Ф. и др.) отмечается изменение количества формы силицидов при нагреве до температур 920 °С, а значит, вероятно, создаются участки, обогащенные кремнием в матричном растворе, которые могут значительно влиять на процессы фазовых превращений.

Изотермические разрезы при температурах 847 и 482 °С тройной системы Cu –Zn – Si (рисунок 3), позволяют наблюдать изменение структуры сплава.

Научные работы [24-28] указывают, что введение ЛЭ и примесей сказывается на:

- 1) фазовом составе латуней (α - фаза с ГЦК кристаллической решёткой; β -фаза с ОЦК, при температурах ниже 450°С имеет упорядоченное строение и обозначается β').
- 2) структуре сплава, где в ($\alpha + \beta$) – латунях, присутствуют частицы свободного свинца, силициды Mn_5Si_3 повышающие твёрдость и износостойкость [8].

«Изменение растворимости рядов элементов в меди, часто, носит сложный характер в связи с фазовыми превращениями в твёрдом состоянии» [24].

α – латуни, «на границах зёрен которых образуются легкоплавкие включения, больше подвержены примесям, которые резко ухудшают способность этих сплавов к горячей обработке давлением. Примеси, в твёрдом растворе, не образующие самостоятельных фаз, не оказывают отрицательного влияния на механические и технологические свойства латуней» [47].

Стоит отметить, что при температуре горячей деформации многие ($\alpha + \beta$)-латуни переходят в однофазное β -состояние, что влечет за собой эмпирически установленный факт корреляции количества дефектов (трещин) в партии с содержанием свинца в латунях типа ЛМцАЖН [19].

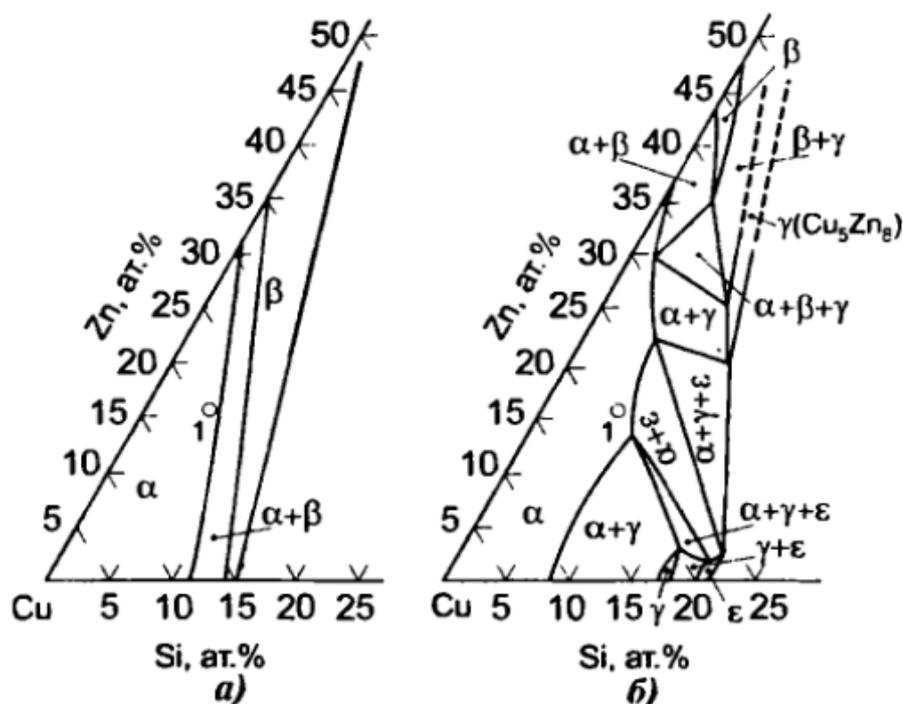


Рисунок 3 – Изотермические разрезы диаграммы состояния системы Cu –Zn – Si при 847 и 482 °C

На диаграмме состояния медных сплавов есть: 1 фаза, образующаяся непосредственно при кристаллизации из расплавленного состояния, и 5 перитектических превращений:

β образуется путем превращения α -фазы при 900 °С; γ из β при 830 °С; δ из γ при 690 °С; ϵ из δ при 595 °С; η из ϵ при 420 °С. В результате, образуется пять фаз: $\beta, \gamma, \delta, \epsilon$ и η .

«Растворимость цинка в меди очень велика и обнаруживает температурную зависимость: с уменьшением температуры растворимость цинка в меди возрастает и составляет 32,5 и 39 % (по массе) при температурах 905 и 450 °С соответственно, дальнейшее понижение температуры растворимости уменьшается (до 35 % при $T_{\text{комн}}$)» [13,25,28].

Смесь фаз ($\alpha + \beta$) – образуется при перитектическом превращении α – фазы при температуре 904 °С.

Силициды – химическое соединение, где основа, это Mn и Fe с Si. Металлоподобные силициды тугоплавкие [31,35].

Фазы в металлических сплавах делятся на:

- твердые растворы;
- промежуточные фазы;
- химические соединения [13].

Интерметаллические соединения – соединение металлов между собой с образованием твердых растворов – следовательно, β (β') фаза относится к промежуточному типу фаз.

Химические соединения не образуют твердых растворов и «имеют переменный состав» [31].

«С увеличением содержания цинка – прочность возрастает. Поперечное сужение снижается (рисунок 3), особенно резко при переходе от $\alpha \rightarrow (\alpha + \beta)$ структуре. Относительное удлинение достигает максимального значения при 30...32 % Zn, а затем резко уменьшается, особенно в β' – фазе.

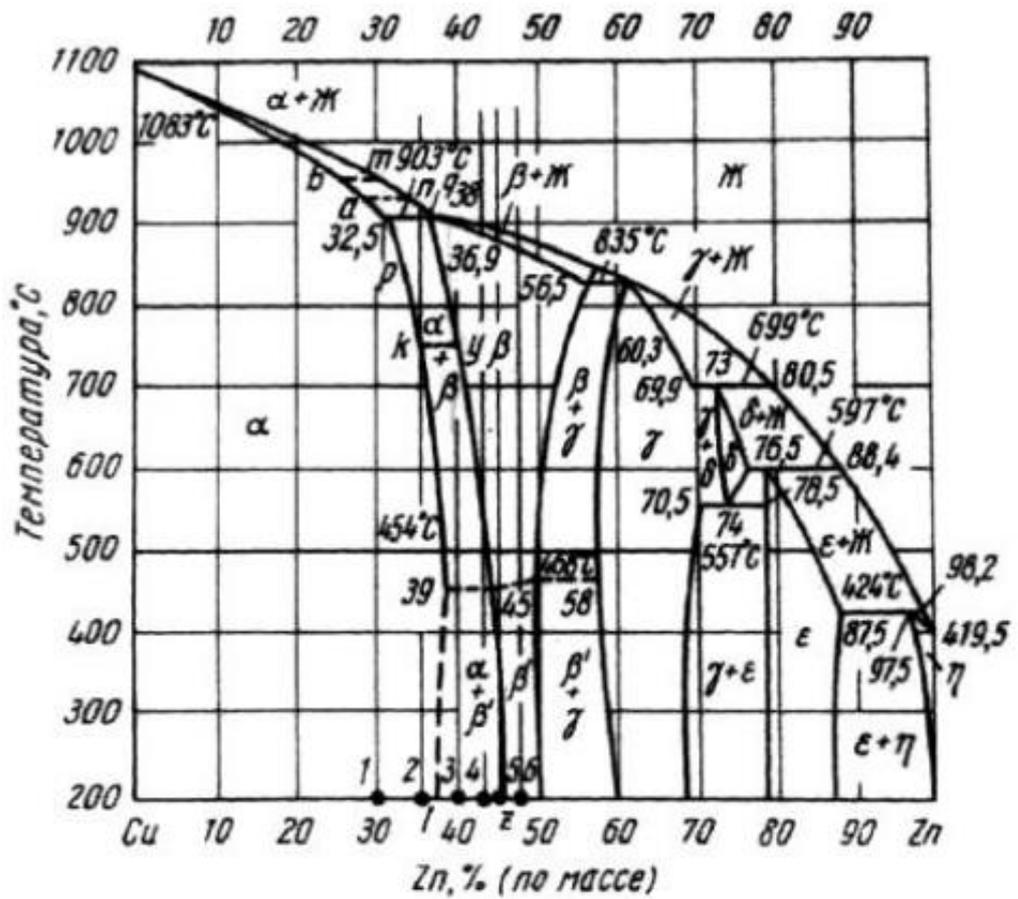
Временное сопротивление разрыву возрастает до 47 – 50 % Zn, но как только фаза β полностью сменяет фазу α , оно резко снижается. Пониженная пластичность β' фазы, обусловлена упорядоченным расположением атомов. Когда при нагреве β' – фаза переходит в неупорядоченную β – фазу, её пластичность резко возрастает и она становится пластичнее фазы α » [26,28].

Структура латуни может быть: α , $\alpha + \beta$ и β латуни, которые можно наблюдать на рисунке 4 (а,б).

«Латуни со структурой α – фазы пластичны, имеют высокую технологичность и легко подвергаются горячей и холодной обработке давлением. В температурном интервале 300 – 600°C α – латуни, как и медь, обнаруживают спад пластичности, и этого интервала температур при обработке давлением надо избегать (рисунок 6). Пластичность β – латуней при комнатной температуре очень мала, и при содержании около 50% Zn, они не поддаются холодной обработке давлением. Поэтому в промышленном масштабе применяются лишь α – и ($\alpha + \beta$) – латуни. Однако β – латуни представляют интерес, как основа сплавов с памятью формы и материалов с высоким пределом упругости (сверхупругость)» [26,28].

Образец с % содержанием Zn больше 40%, «имеет согласно диаграмме структуру, состоящую из кристаллов α -латуни намного больше, чем из β -кристаллов, при 800 °C тот же сплав будет состоять на 100 % из β - кристаллов [28]. Указанные свойства α и ($\alpha + \beta$)-латуней позволяют применять к этим сплавам термическую обработку (старение), с помощью которой можно широко варьировать структурой и получать различные физико-химические свойства этих сплавов» [2-25].

Влияние, оказывающее на изменение фазовых превращений показано на рисунке 6.



«Рисунок 4 (а) – Диаграмма состояния Cu – Zn» [28]

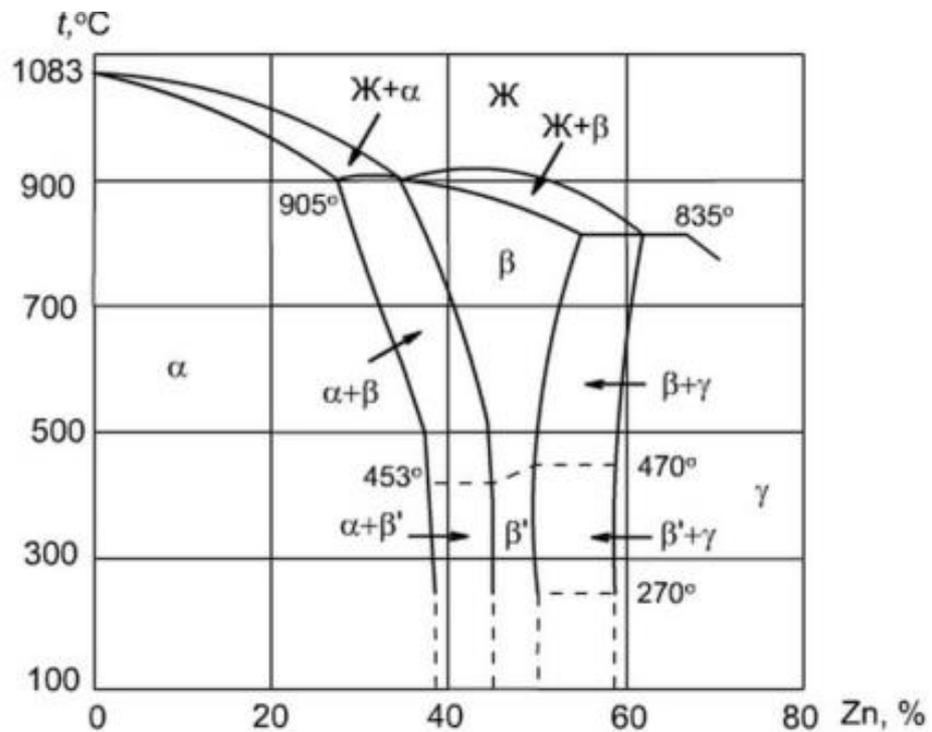


Рисунок 4 (б) – «Диagramма состояния системы Cu – Zn с рассчитанными значениями цинкового эквивалента $Zn_{ЭКВ}$, мас. %» [28]

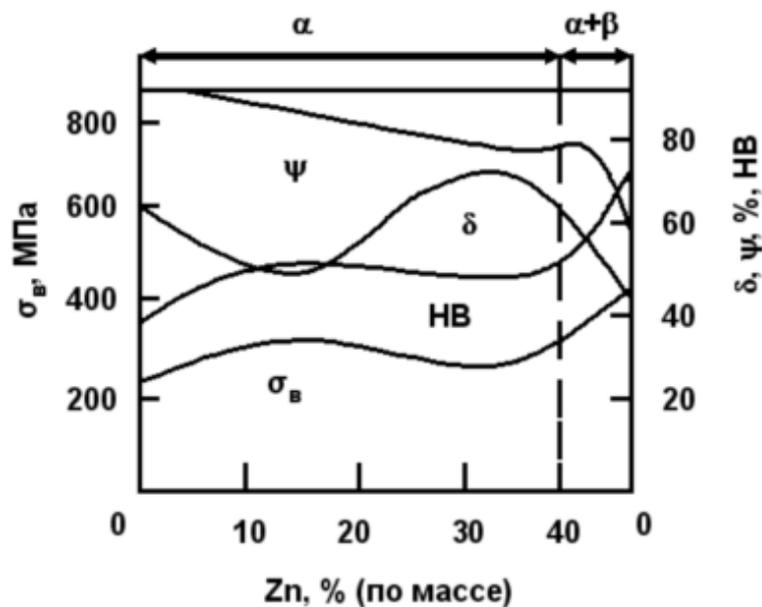


Рисунок 5 – «Влияние цинка на механические свойства меди» [35]

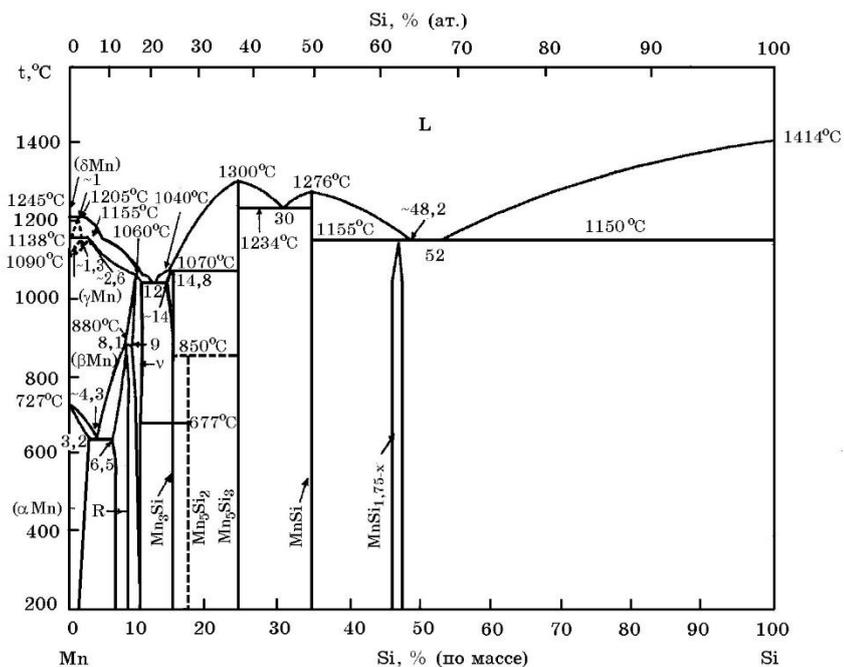


Рисунок 6 – «Диagramма системы марганец - кремний» [26]

1.2 Особенности промышленных многокомпонентных латуней

Многокомпонентные латуни широко применяются в автомобилестроении для изготовления деталей, испытывающих влияние сильных динамических нагрузок. В настоящее время разработана технология литья и горячей обработки сложнелегированных латуней ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, ЛМцАЖКС 70-7- 5-2-2-1, ЛМцСКА 58-2-2-1, ЛМцА 58 – 2 – 1 и многих других. Данные латуни обладают комплексом свойств, обеспечивающих высокую прочность, вязкость и износостойкость [17].

Варьируя концентрации меди и ЛЭ в латунях даже в пределах нормативных документов на поставку (НД), мы наблюдаем изменение структуры и свойств материала [18]. Формирование структуры в процессе кристаллизации зависит от качественного и количественного состава ЛЭ и фазовых превращений, протекающих при охлаждении.

Так, в исследованиях И.И. Курбаткина и его коллег [17-18], были исследованы процессы, происходящие в сплаве после добавления дополнительных ЛЭ. В марганцевую латунь они добавляли алюминий, никель, железо и кремний. Такое легирование проводилось с целью дифференциальной оценки влияния каждого элемента на структуру исследуемого материала.

Исходя из данных диаграмм, сплавы, имеющие в себе ЛЭ, содержат не только основные фазы, но и различные соединения (силициды – состоящие не только из кремния, но и марганца и железа).

Было выявлено, что в сплавах не содержащих алюминий, структура носила ярко выраженный двухфазный характер с преимущественным содержанием α – фазы (на 5 – 20% больше, чем β – фазы). Введение 2,5% алюминий переводит материал в однофазное β -состояние. Сплавы с 2,6-8% имеют типичную β – структуру.

Из результатов было заключено, что содержание алюминия и кремния приводит к резкому уменьшению количества α – фазы, следовательно, для получения двухфазной структуры необходимо тщательное контролирование содержания алюминия и кремния [17-18].

При «введении хрома в сплав, наблюдается увеличение твердости» [10]. Если добавить данный ЛЭ, то увеличится объёмная доля силицидов (от 5...5,9% до 12,7...16,1%), их количество, что обеспечивает повышение износостойкости деталей [36].

«Марки сложнолегированных кремнисто-марганцовистых латуней, несмотря на различия в содержании легирующих элементов, имеют общий фазовый состав и содержат частицы силицидов, избежать появления, которых не удастся даже при использовании первичного алюминия для выплавки сплавов» [37].

Существует связь параметров и распределения частиц в «объёме с химическим составом сплава» [3-46]. «В результате исследований, выполненных К.-Н. Matucha, установлено, что формирование округлых частиц силицидов происходит за счёт железа, а более вытянутых – за счёт марганца» [3]. При содержании кремния (Si – 0,05 %) частицы крайне мелкие, округлые; большее содержание Si (0,65 %) – частицы более крупные. Марганец имеет схожее влияние на укрупнение частиц. Чем больше % содержания марганца в сплаве, тем крупнее частицы (рисунки 7-9).

По сформированной отечественной теоретической базе, на которую мы опирались в исследовании, морфология силицидов, их количество – зависит от количества железа и марганца в сплаве. Чем больше железа в сплаве, тем больше частиц округлой формы, тем меньше содержание ($\alpha+\beta'$) фаз.

Известно [3], что в системе $Me_5Si_3 - MeSi$, где Me – Mn или Fe образуется два ряда твердых растворов: $Mn_5Si_3 - Fe_5Si_3$ и $MnSi - FeSi$, между которыми существует двухфазная область. При кристаллизации силицидов

фиксируется неравновесное состояние в системе Fe-Mn-Si, поэтому каждый последующий нагрев приводит к перераспределению содержания элементов.



Рисунок 7 – «Изменение объёмной доли фаз в латуни ЛМцАЖКС в зависимости от содержания железа» [3]



Рисунок 8 – «Объёмная доля силицидов с разной формой частиц в зависимости от содержания железа в латуни ЛМцАЖКС» [46]



Рисунок 9 – «Размеры частиц (б)силицидов разной формы в зависимости от содержания железа в модельных сплавах» [46]

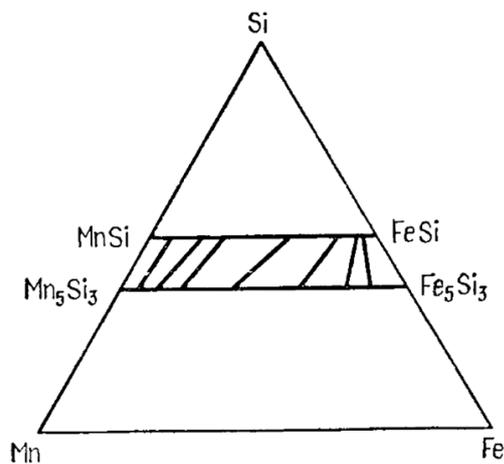


Рисунок 10 – Изотермический разрез системы Fe-Si-Mn при 950°C в области существования соединений Mn₅Si₃ - MnSi

Так, характерные особенности интерметаллидных включений при получении латуней и обработке их в ходе работы, зависят от состава сплава. Интерметаллиды бывают различных форм: круглые, мелкие, крупные, вытянутые, хлопьевидные и т.д.

1.3 Высокотемпературное охрупчивание сплавов латуни

Одно из отрицательных свойств латуней – это их склонность к самопроизвольному хрупкому растрескиванию. «По мнению А.В Бобылева,

это связано с испытанием латуней на склонность к коррозионному растрескиванию в различных средах» [1, 2]. Что указывает на одинаковую склонность к растрескиванию между латунью весьма высокой чистоты – 99,999% и технической латунью.

Способствует растрескиванию – напряжения, образующиеся в результате термических влияний, «возникающие вследствие перепада температуры по горизонтальному и вертикальному сечению кристаллизующегося слитка» [8, 31].

Из рисунка 1.11 следует, что существует критическая температура, ниже которой пластичность латуни в горячем состоянии резко падает. Причиной его являются 2 фазовых перехода $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ и $\beta \rightarrow \beta'$.

Наблюдается высокая пластичность до 200°C, дальше происходит падение свойств в интервале 300...600°C, при остывании сплава до 300...600°C, на поверхности изделия образуются трещины. Если температура свыше 700°C происходит увеличение пластичности (рисунок 11).

Проблемой сплава ЛМцАЖН была склонность к задержанному растрескиванию, ей занималась не одна группа исследователей [1,15,18-31]. Обобщив основные причины выступавшие в роли начала возникновения дефекта, мы поняли, что: М.Д. Копыл и коллеги связывают это с «остаточными напряжениями первого и второго рода, природой сплава (содержание α фазы)» [11]. Они нашли решение: благодаря возможности количественного определения величины и знака остаточных напряжений, и содержания количества фазы, технологические процессы изготовления труб были скорректированы, что привело к минимизации трещинообразования.

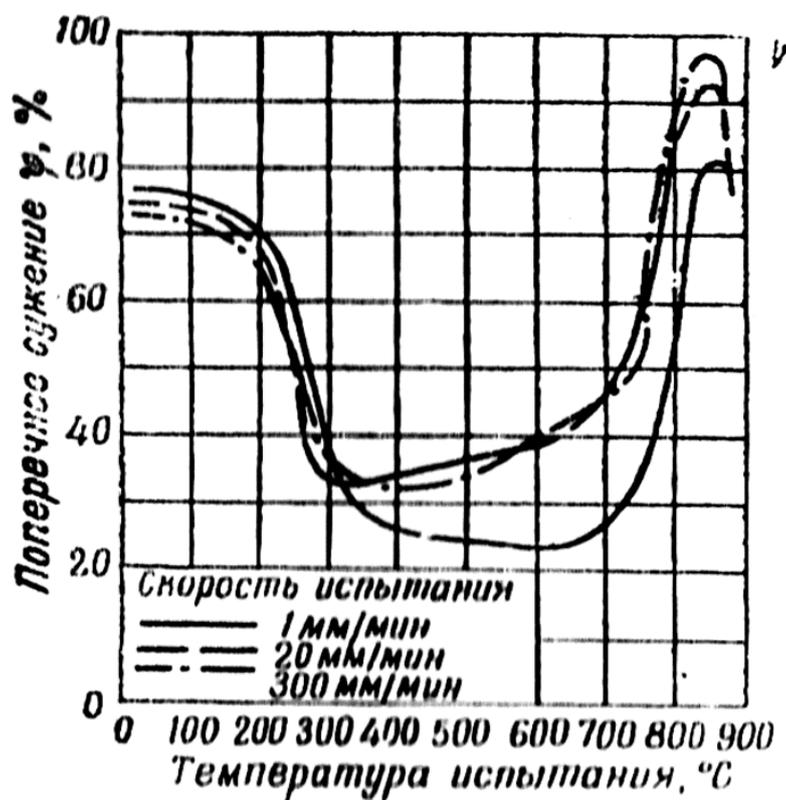


Рисунок 11 – «Влияние температуры и скорости растяжения, мм/мин (числа у кривых) на пластичность образцов из латуни Л62» [1]

А.В. Тропотов, Н.Б. Пугачёва [1,21,26,33] предполагали, что причиной были остаточные напряжения. При этом А.В. Святкин [32] солидаризируется с И.И. Курбаткиным, и показывает, что причина не связана с зерном, а с максимально допустимым содержанием легирующих элементов, которое было вызвано за счёт использования исходной шихты с повышенным содержанием отходов. Таким образом, проблема окончательно не решена.

Были представлены результаты высокотемпературного охрупчивания в многокомпонентных сплавах латуни. Для выявления причин данного вида дефекта, исследовали сплав с содержанием свинца [22].

«Высокотемпературное разрушение свинцовых латуней является частным случаем разрушения в твердожидком состоянии» [22].

Во время «холодной деформации, происходило растрескивание интерметаллидов, и, как показало исследование», это может являться

причиной образования микротрещин в матрице сплава, количество которых связано со свойствами матрицы [11].

В процессе исследования многими учёными [41,42,43,44,45,46,47,48], было экспериментально оценено, влияния температурных нагреваний на усталостное растрескивание при литье отливок. В работах [41-44], высокотемпературный отжиг положительно влияет на износостойкость за счет выделения высокодисперсных включений, однако по мнению отечественных исследователей [27-34] такой нагрев может приводить к ослаблению межзеренных связей и разрушению. Т.е. появляется необходимость в получении дополнительных сведений о процессах, происходящих при высокотемпературном воздействии на сплав.

Термическое усталостное растрескивание (или тепловой контроль) является важным видом разрушения, ограничивающим срок службы инструмента, в литейных формах для литья под давлением, особенно при литье сплавов на основе меди, поскольку температура расплава высока, около 970 °С [28]. Растрескивание вызвано циклическим изменением напряжений, деформаций и температуры на поверхности литейной формы в результате термоциклического характера процесса литья. Это повреждение часто наблюдается в виде сети мелких трещин на поверхности инструмента.

Было определено [1], что в момент литья матричного раствора и одновременный выброс отливки, приводят к дополнительным потерям тепла за счет облучения и конвекции, что, естественно, наиболее заметно на небольших глубинах (0,2-0,25 мм) от поверхности образца. Кроме того, следствием того, что температурный диапазон уменьшается с увеличением глубины, выявляется то, что индуцированные напряжения уменьшаются с глубиной под поверхностью инструмента. Следовательно, можно ожидать, что трещины термической усталости зарождаются на поверхности инструмента, где температура и напряжения достигают наивысшего уровня во время каждого термического цикла. Но, когда трещины прорастают

внутри инструмента, деформация постепенно становится упругой. В конце концов, они попадают в полностью упругую зону без растягивающих напряжений, и дальнейшее их распространение не может произойти.

Толщина поверхностного слоя, в котором возникает пластическая деформация или растягивающее напряжение во время того, как термоциклирования определяет максимальную длину трещины, поскольку трещины термической усталости не могут расти без растягивающих напряжений. Вывод данной работы [1] в том, что предварительное нагревание формы литья не влияет на появление термических трещин, которые образуются в результате быстрого разрушения или малоциклового усталости. Так как, температура, при которой материал инструмента начинает пластически деформироваться (если нижняя температура составляет 300 °С), составляет около 585 °С, что значительно ниже максимальной температуры.

В работе учёных института Мадейра, были получены данные, которые свидетельствовали о том [43], что происходит влияние горячеломкости, как первоисточника механизма хрупкого разрушения. Горячеломкость может быть вызвана химической сегрегацией и локализованным плавлением при высоких температурах или скоростях в процессе экструзии. Поверхностное и подповерхностное растрескивание хрупкого межкристаллитного разрушения, может быть облегчено потоком компонентов с низкой температурой плавления (таких как Pb), служащих в качестве ослабляющего агента, снижающего прочность сцепления границ зерен.

Поэтому рекомендуется регулировка температуры путем контролируемого нагрева (или охлаждения) в сочетании с выбором оптимальной скорости изготовления, чтобы минимизировать риск появления брака.

1.4 Фазовые и структурные превращения легированных латуней при термической обработке

Используя закалку на образцах исследования, мы можем не только упрочнять материал, но и наоборот. Закалка может повышать, снижать или не изменять прочность и пластичность [27]. У каждого материала, в зависимости от химического состава, процесс происходит по-разному.

«Г. В. Курдюмов и его коллеги» [1,20-21] «обнаружили в сплавах систем Cu— Al, Cu — Sn и Cu — Zn особое явление — мартенситное превращение. Исследованиями было установлено, что латунь с содержанием Zn около 40 масс. %, закаленная в воде с 850...865 °С, получившая при этом структуру β , при погружении в жидкий азот дает тепловой эффект при температуре минус 14 °С. Было установлено также, что β -фаза после обычной закалки находится в метастабильном состоянии и при более глубоком повторном охлаждении частично переходит в новую α' -фазу, имеющую тетрагональную решетку. Параметр обычной кубической гранецентрированной решетки α -фазы равен 36,93 нм. Таким образом, решетка α' — искаженная решетка α -фазы» [20, 21].

«Превращение $\beta \rightarrow \alpha'$, возникающее при -14 °С, когда диффузионные процессы невозможны, является бездиффузионным («мартенситным») и возникновение тетрагональной (упорядоченной) решетки напоминает превращение β -фазы (неупорядоченной) в медно-алюминиевых бронзах в β' -фазу (упорядоченную). При охлаждении β -фазы при температурах выше мартенситной точки происходит переход неупорядоченного распределения атомов обоих компонентов β -фазы в упорядоченное распределение их в фазе β' . При отпуске неустойчивая α' -решетка преобразуется в стабильную решетку α -латуни; при 200 °С этот процесс заканчивается за 30 мин. При обычном отпуске пересыщенная медью β -фаза распадается по типу $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ » [20, 28].

Прочность при закалке зависит от:

- 1) Изменении % содержания ЛЭ в твёрдом растворе. С увеличением содержания, увеличивается и прочность.
- 2) На суммарный эффект влияет – закалка.

«В структуре литейных промышленных сплавов избыточные фазы обычно находятся в форме сравнительно крупных частиц с большим расстоянием между частицами» [13].

По силициду, происходит отрыв и скол в литом состоянии [13]. В многокомпонентных латунях с содержанием интерметаллидов, «при закалке, прочность возрастает благодаря частичному растворению и коагуляции кремния и силицидов» [6].

Закалка без полиморфного превращения проводится перед старением. «При выборе температуры под закалку, учитывается сначала полное растворение избыточных фаз в матричной фазе. Верхнюю границу интервала закалочных температур выбирают так, чтобы избежать пережога, т.е. ниже точки солидуса, с учётом возможных перепадов температур в садке и точности теплового контроля» [13]. Если содержание ЛЭ превышает предел растворимости, то температуру выбирают ближе к эвтектической (перитектической). Время выдержки - завершение процесса растворения избыточных фаз. А, при охлаждении, важно, чтобы не успел произойти распад матричного раствора [13].

«Склонность материала к деформации под нагрузкой определяется соотношением в микроструктуре мягкой α - фазы и прочной ($\alpha + \beta$) – смеси (при постоянном количестве интерметаллидов). По мере увеличения прочной фазы, в структуре сплава, повышается твёрдость, предел текучести и значительно снижается склонность к пластической деформации» [8].

«Чтобы получить большое количество прочной фазы, необходимо зафиксировать структурное состояние, соответствующее температуре выше линии фазового превращения $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$ и $\alpha \rightarrow \beta$. Для сплава ЛМцАЖКС

такой температурный диапазон соответствует 700 – 800 °С. При этих температурах α – фаза растворяется в твёрдом растворе и превращается в β – фазу. В зависимости от химического состава, может выделиться небольшое количество (до 10%) α – фазы в чистом виде. Основная часть α – фазы выделяется в виде мелкодисперсных частиц ($\alpha + \beta$) – смеси» [8]. Интерметаллиды при закалке не изменяются (размеры и свойства), поскольку у них высокая температура распада (900 – 950 °С).

Старение, после закалки, способствует дополнительному выделению в β – фазы, игольчатой микроструктуры и дальнейшему росту твёрдости материала[13-15].

1.5 Типовые процессы изготовления полуфабрикатов и изделий из многокомпонентных латуней

Основной вид упрочнения, применяемый при технологической переработке многокомпонентных латуней, старение (дисперсионное твердение) после закалки с температур горячей деформации. Несмотря на то, что охлаждение ведётся на воздухе в большинстве случаев фиксируется именно состояние, полученное при нагреве-т.е. классическая закалка без полиморфного превращения.

Процесс производства материала или полуфабриката прост, так как силициды, имеющие решающее значение для высокой износостойкости, уже сформированы в виде первичных выделений.

В настоящем, промышленные полуфабрикаты изготавливаются по методу прессования на специальных гидравлических прессах. Это получается в ходе выдавливания из шашки с помощью прошивника. Чаще всего используют для длинномерных изделий. «Прессование имеет существенные преимущества по сравнению с другими методами получения

заготовок» [34]. На что уходит не много времени, так мы минимизируем время обработки изделия.

В производственном процессе сплав, который был расплавлен обычным способом, отливают или предпочтительно непрерывно разливают при температуре выше приблизительно 1000°C , и охлаждают до температуры ниже 400°C , при любой скорости охлаждения. Этот охлажденный материал или полуфабрикат, уже сформированный экструзией, имеет основную структуру, которая, в зависимости от пропорций ЛЭ, а также скорости охлаждения, состоит из чистой β структуры и с увеличением медного эквивалента (теоретического содержания меди) и уменьшением скорости охлаждения состоит из $\beta + \alpha$ структуры, причем β компонент обычно преобладает.

Недостатки прессования — это остаточный материал от общего количества материала в количестве до 20% [23]. А также высокая экономическая стоимость инструмента.

Прессование технологический метод получения труб и прутков, который является наиболее распространённым в наше время. Чем больше разницы в структуре сплава, тем больше разница свойств после прессования. На свойства также влияет характер течения сплава [7].

В последующих шагах работы происходит резка труб на кольца, из которых, после горячей штамповки, получаются заготовки блокирующих колец синхронизатора.

1.6 Формирование цели и задач работы

В настоящее время, исследований по тематике латунных сплавов накоплено достаточно большое количество. Известно, что свойства и структура сплавов могут изменяться за счёт разного температурного влияния. Фазовые превращения при нагреве, охлаждении, старении представлены во

многих работах [42-1,4,5,6,7,9-17,23-28,32-40]. Появились возможности дальнейшего исследования структуры и химического состава фаз сплава за счёт развития рентгеноспектрального анализа, изучение размеров, форм силицидов.

В данной работе, цель – получение дополнительных сведений о процессах, протекающих в структуре кремнисто-марганцевистой латуни.

Для достижения цели необходимо решить ряд следующих задач:

1. Провести сравнительный анализ различных марок сплавов;
2. Изучить влияние ТО на твёрдость материала;
3. Изучить изменение количества и параметров интерметаллидных включений (далее силицидов) в зависимости от режимов ТО;
4. Оценить изменение химического состава фаз при различной ТО;
5. Определить сопротивление абразивному износу.

Заключение Раздела 1

В ходе рассмотрения данных научных работ отечественных и зарубежных учёных, были получены данные:

1. Количество интерметаллидных включений может влиять на механические свойства материала.
2. Варьируя концентрации меди и ЛЭ в латунях даже в пределах нормативных документов на поставку (НД), наблюдается изменение структуры и свойств материала.
3. В процессе производства латунных изделий, возникающие при этом дефекты (трещины), наблюдались при холодной и горячей обработке давлением. В настоящее время, в литературе нет объяснения о причинах данного явления.
4. Для достижения целей необходимо провести ряд экспериментов.

2 Методики по исследованиям многокомпонентных латунных сплавов

Для того, чтобы проанализировать зависимость свойств и структуры сплава от разного химического и фазового состава, различного содержания кремния и, как следствие, различного количества силицидов, а также разного режима термической обработки (ТО), нам нужно отобрать образцы с различными химическим составом и, прежде всего, с различным содержанием кремния. Параметры, анализируемые для выводов по изменению структуры: процентная доля силицидов в фазе, фазовый состав сплава, твёрдость, абразивный износ.

Выбираем марки одного класса, т.к. объектом нашей работы выступают сложнолегированные кремнисто-марганцовистые латуни. Для этого подходят образцы блокирующих колец синхронизаторов (КС) автомобилей различных производителей.

Процесс исследования заключается в последовательных этапах работы, в данном случае первым этапом – подбор КС различных производителей для дальнейшей оценки состояния сплава. Второй этап – определение химического состава. Третий этап – проведение ТО образцов одного размера, изготовленных из полупродукта – фрагментов труб в состоянии поставки. Четвёртый этап – изучение микроструктуры сплава исходного состояния, с целью оценить фактическое состояние сплавов, и после ТО для фиксации происходящих изменений. Пятый этап – проведение испытания на твёрдость до и после ТО. Шестой этап – проведение испытаний на износостойкость образцов. Последним исследовательским шагом станет определение изменений, происходящих в фазовом составе в процессе ТО. После чего проводится анализ данных и составление вывода по работе.

В ходе исследования были подобраны детали колец синхронизатора изготовленных из сложнолегированных латуней марок: ЛМцАЖКС,

ЛМцАЖН, так как данные марки сплавов были специально разработаны для ответственных деталей, работающих в условиях трения-износа [10,19]. Эти марки были выбраны в ходе исследования, для определения влияния количества силицидов на свойства и структуру сплава. Так как, сплав ЛМцАЖКС – имеет наибольшее количество силицидов, ЛМцАЖН – имеет наименьшее количество силицидов.

Существуют различные производители КС. Каждая компания, которая является производителем данной детали, имеет индивидуальный технологический процесс, а также разных поставщиков заготовок. Что влияет на различия в химическом составе, микроструктуре, твердости и составе фаз данных образцов. Поэтому важно оценить фактические параметры сплава в состоянии поставки.

2.1 Основная информация об исследуемых сплавах

На этапе анализа колец синхронизатора различных поставщиков, мы проводим лабораторные исследования химического анализа деталей. Требования к химическому составу анализируемых марок предоставлены в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав анализируемых марок сплавов

Массовая доля элемента	Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Si	Pb	Sn	Марка сплава
	59,0-60,5	3,0-4,0	2,0-2,6	0,3-0,7	0,3-0,5	ост.	0,1	0,15	0,2	ЛМцАЖН
	69,5-71,5	6,50-7,50	5,0-6,0	1,40-2,40	0,1	ост.	1,70-2,50	0,60-1,20	0,1	ЛМцАЖКС

Отсюда следует, что нам требуется определить химический состав данных марок. Поэтому химический состав определяем по ГОСТ 9716.1–

методом спектрального анализа по металлическим стандартным образцам с фотографической регистрацией спектра.

Микроструктура медных сплавов является важным фактором, которой влияет на прочность латуни. Поэтому на каждом этапе работы проводили оценку микроструктуры. Количество силицидов определяли на нетравленных шлифах с помощью анализатора изображений фирмы SIAMS, используя программное обеспечение (ПО) – SIAMS 800.

В процессе работы применяется специализированный режим анализа объектов на движущемся образце с динамическим наложением маски. Назначение данного режима – экспресс-анализ доли фазовых составляющих. Возможно применение выравнивания освещенности поля при построении панорамных изображений и захвате отдельных кадров в режиме Live-Light, что помогает в тех случаях, когда микроскоп не обеспечивает чёткого изображения структуры. Имеется функция интеллектуального уточнения положения текущего поля зрения, которая исключает погрешность стыковки кадров [14].

Оценка микроструктуры по соотношению компонентов производится металлографическим анализом после химического травления. Для данной оценки необходимо, в первую очередь, подготовить шлиф, для удобной работы с образцом. Это выполняется в следующем порядке:

1. получении зеркальной поверхности путем шлифования на шкурках четырёх типов, абразивностью от 280 до 500. Далее полирования с помощью алмазной пасты.
2. выявлении микроструктуры путем химического травления шлифа.

Отполированная поверхность шлифа позволит оценить лишь присутствие в образце неметаллических включений, пор или микротрещин [2].

В справочной литературе, находится описание составов реактивов для травления и ситуаций их применения. В нашей работы мы опирались на справочник под авторством М. Беккерта и Х. Клемма [12].

Поведение при травлении многофазных латуней, отличается от поведения однофазных. Так как, существует различная скорость растворения вследствие разности потенциалов между различными фазами твёрдого раствора.

Для обчёта соотношения фаз в SIAMS 800 мы по рекомендации [30] использовали травитель 11 [5 г FeCl_3 ; 30 мл HCl ; 100 мл H_2O] – при химической полировке этим раствором выявляются границы зерен и удаляются деформированные поверхностные слои, образующиеся при механическом полировании. Проводят травление 5 – 10 с, для достаточного выявления микроструктуры (рисунок 12).

Выявление признаков метастабильных фаз в сплавах ЛМЦАЖКС, ЛМЦАЖН подвергались травлению уксусной кислотой + азотной кислотой [50 мл CH_3COOH /50 мл HNO_3].



Рисунок 12 – Реактивы, использующиеся для травления образцов

Измерение твёрдости лабораторных образцов целесообразно проводить методом Виккерса по ГОСТ 9450 при массе груза от 100 г до 500 г. и ГОСТ 2999 при массе груза более 1 кг, и варьируя нагрузки в зависимости от цели – определения упрочнения образца в целом или для фиксирования фазовых превращений в зерне сплава. Производится по 5 измерений на каждый образец, для усреднения результата с учётом погрешностей. Метод выбран,

так как медные сплавы являются мягкими материалами. Погрешность не превышает: до нагрузок 0,1 Н - 2% от номинального значения; для нагрузок от 0,1 Н - 1% от номинального значения.

Испытания на абразивный износ проводились для отслеживания влияния режимов ТО на трибологические свойства латунных сплавов. Бывают такие виды испытаний, как адгезионный износ, абразивный и контактная усталость. В настоящей работе используется абразивное изнашивание. Методика представлена ниже.

В условиях температурного нагрева под 700, 750 и 800 °С, проводился высокотемпературный отжиг в течение 4 часов. Образцы, имеющие одно качество поверхности, одинаковую площадь, подвергались шлифованию поверхности образцов мелкой шкуркой, шероховатостью P500 (30-40 мкм), в течении 20 секунд.

Для того, чтобы определить количественный параметр износостойкости, снимались показания веса образца до и после шлифования. Из разницы изменения веса детали, делались выводы о изменении износостойкости материала после разных режимов ТО.

Для исследования и изучения метастабильных выделений в процессе старения и изменения химического состава фаз в процессе ТО, прежде всего состава силицидов, мы выбрали метод рентгеноспектрального анализа. С помощью энергодисперсионного спектрометра (ЭДС) электронного микроскопа фирмы ZEISS на базе программы Bruker.

Используется увеличение в диапазоне от 100 до 10000 крат, для чёткого отображения объектов в процессе изучения, размеров до 500 нм. Используя детекторы SE (фиксирует поток вторичных электронов типа Эверхарта-Торнли) и HDBSD (детектор обратно отражённых электронов). В нашем случае, воспользуемся HDBSD (детектор обратно отражённых электронов).

Первичный электронный пучок направленный сверху вниз, при расположении поверхности образца в камере сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) горизонтально, отражает электроны обратно вверх, к

наконечнику электронной колонны. С помощью SE изображения становятся более чёткими и полными, выделяется рельеф поверхности [6].

2.2 Термическая обработка медных сплавов

Для оценки влияния различных режимов ТО на микроструктуру, твердость и химический состав фаз, вторым этапом будет моделирование различных видов ТО сложнолегированных латуней.

В качестве обоснования режимов ТО, температура и время выдержки, установлены на предприятии при изготовлении деталей [9].

Для оценки степени влияния режимов ТО на дополнительное упрочнение анализируемых марок, проводили серию параллельных экспериментов. Здесь и далее «БТО» – означает серийную ТО без дополнительного отжига. «ТО» - наличие дополнительной ТО направленной на растворение силицидов (температура выбрана в соответствии с диаграммой состояния Mn-Si). Высоким температурам (750-800 °С) были подвержены образцы для дальнейшего растворения силицидов.

Образцы, которые проходили БТО:

Закалка: 1 – 700°С, 14 мин, охл. на воздухе; 2 – 750°С, 14 мин, охл. на воздухе. Старение: 1 – 320°С, 4 ч; 2 – 390°С, 1,5 ч

1) Образцы, проходящие ТО:

Отжиг: 1 – 700°С, 4 ч, охл. с печью; 2 – 750°С, 4 ч, охл. с печью; 3 – 800°С, 4 ч, охл. с печью. Старение: Режим 1: 1.1; 2.1; 3.1 – 320°С, 4 ч;

Режим 2: 1.2; 2.2; 3.2 – 390°С, 1,5 ч.

Свойства, образующиеся при закалке, определяются фазовым составом и структурой исходного образца. В нашем случае для сплава ЛМцАЖН, закалка производится для выделения из $\beta \rightarrow \alpha + \beta$, в интервале температур от 640...690 °С, что приводит к повышению твёрдости. Отслеживание

данного процесса происходит за счёт металлографического анализа по перераспределению силицидов в фазе сплава.

Проведя ТО, проводим качественный и количественный металлографический анализ, который покажет, как при последовательном переходе от более низких температур к более высоким, распределение, форма и размеры силицидов меняются. По первоначальным данным, в сторону увеличения прочностных характеристик [19].

Поскольку из литературных источников [9,28] известно, что перераспределение кремния можно использовать как дополнительный упрочняющий фактор при старении, при положительных результатах по второму этапу, попробуем смоделировать влияние перераспределения кремния на свойства полупродукта и готовых деталей. Для чего имеющиеся образцы необходимо подвергнуть переплавке и провести термическую обработку, соответствующую реальным режимам производства. Что будет реализовано на другом этапе исследовательской работы.

Выбранные методики измерений полностью удовлетворяют решению задачи по оценке влияния содержания кремния на свойства латуни.

2.3 Оборудование для исследовательского проекта

Во время исследования образцы подвергались режимам ТО в муфельной печи Термокремика. Точность данного оборудования – ± 1 °С.

Муфельные печи – это камерные печи, только с установленным внутри муфелем. Конструкция всех муфельных печей позволяет производить быструю замену и муфеля, и нагревательных элементов. По максимальной температуре использования (максимально возможной температуре для данных нагревателей) печи разделяются на три типа: 1300 °С (нагреватель фехраль(спирали)) , 1500 °С (карбид-кремниевый нагреватель), 1600 °С (хромит – лантановые нагреватели) [25].

Испытания на твёрдость проводится с помощью твердомера Micromet фирмы Buehler (рисунок 13) с алмазным наконечником по Виккерсу (ГОСТ 9450). Для измерения микротвёрдости, слоев поверхности металла при механической обработке в производственных и лабораторных условиях в машиностроении, металлургии, энергетике и других отраслях промышленности. Диапазон измерений: от 50 до 1200 HV. Пределы допускаемой абсолютной погрешности в зависимости от твёрдости: от 50 до 300 HV – от ± 3 до ± 15 . Питание 220/240 В.

Важным фактором является то, что наши образцы имеют небольшие размеры, порядка 3×3 см, то есть, нам нужно достичь наивысшей точности измерения твёрдости в матрице сплава, таким образом чтобы размер индентора попадал в зерно. Также, нужно рассчитывать расстояния отпечатка от силицидов, так как из-за силицидов искажаются значения твёрдости зёрен.



Рисунок 13 – Твердомер Micromet, Buehler

Для исследования микроструктуры используется – микроскоп OLYMPUS GX51 с системой анализа изображения SIAMS 800 для панорамной микроскопии.

«Панорамная съемка сопровождается автоматической коррекцией неравномерности освещенности и выделением объектов измерения, что позволяет предварительно оценить структуру без специальных методик анализа. SIAMS 800 (рисунок 14) соответствует ТУ 4317-001-12285114-2004 «Анализаторы фрагментов микроструктуры твердых тел», позволяет строить качественные панорамные изображения путем сканирования без захвата отдельных кадров, благодаря постоянному анализу текущего видеосигнала. Это позволяет исключить дефекты панорамных изображений, приводящие к ошибкам в оценке структурных составляющих» [6].

Инвертированный металлографический микроскоп Olympus GX51 (рисунок 15) применялся для работы в отраженном свете. Использовались увеличения на 100х, 200х, 500х, 1000х. Погрешность измерения $\pm 0,5$ % от показания. Все микроскопы серии GX – модульной конструкции, которая позволяет пользователю скомбинировать модификацию, необходимую для решения стоящих перед ним задач. Высокая технологичность и эргономика микроскопов GX предоставляет возможность пользователю получать повышенную точность и достоверность результатов исследования, используя быстрое управление системой. Все органы управления, в том числе полевая (FS) и апертурная (AS) диафрагмы, фокусировка и регулировка освещения сбалансированы и находятся под рукой у пользователя [25].

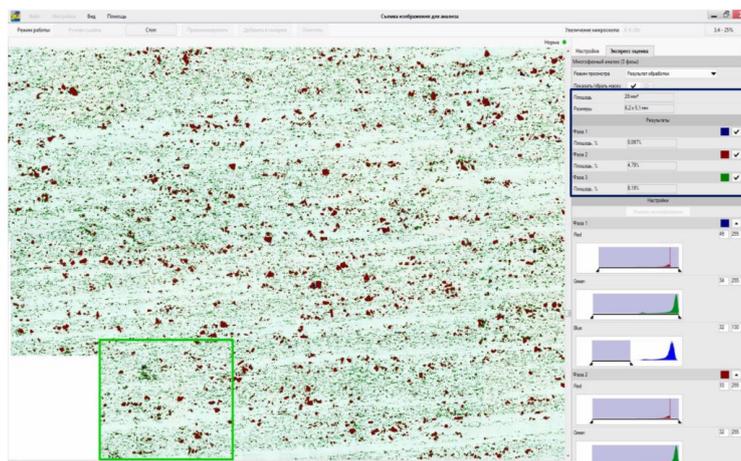


Рисунок 14 – Интерфейс окна съемки изображения с включенным режимом экспресс-оценки



Рисунок 15 – Световой микроскоп компании Olympus GX51

Химический состав был определён с помощью оптически-эмиссионного спектрометра OBLF QSN – 750 - II (рисунок 16).

Перед проверкой основных образцов, использовались контрольные образцы для выравнивания фона процентного содержания медных сплавов. Погрешность измерений – менее 1% [5].



Рисунок 16 – Оптический эмиссионный спектрометр OBLF QSN -750 -
II

Изменение химического состава фаз с помощью энергодисперсионного спектрометра (ЭДС) электронного микроскопа фирмы ZEISS на базе программы Bruker (рисунок 17).

Микроскоп изображает диа-, пара- или ферромагнитные образцы с разрешением 4 нм при рабочем расстоянии 2 мм и напряжении 1 кВ [24].

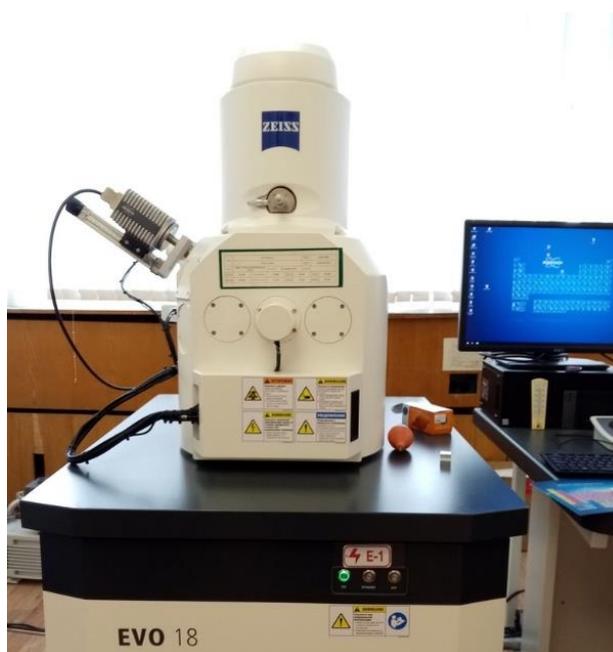


Рисунок 17 – Электронный микроскоп фирмы ZEISS

Нанесение покрытий (рисунок 18) на образец является ключевым фактором работы, с помощью которого происходит процесс рассеивания электронного пучка.

В сканирующем электронном микроскопе (СЭМ), чтобы сформировать изображение используется высокоэнергетический электронный пучок.

Электронный пучок создается с помощью вольфрамового катода. Пучок ускоряется до 50—300 кВ с помощью 1 кВ напряжения. «Фокусируется системой магнитных линз, проходит через образец так, что часть электронов рассеивается на образце, а часть — нет (рисунок 18). Таким образом, прошедший через образец электронный пучок несет информацию о структуре образца. Далее пучок проходит через систему увеличивающих линз и формирует изображение на люминесцентном экране» [13].



Рисунок 18 – Установка - модель для нанесения покрытия на образец



Рисунок 19 – Ионизация плазмы в процессе напыления образца

Исследование на износостойкость проводилось методом абразивного износа. Шлифовальные диски с абразивностью 30μ были выбраны для закрепления на станке в последующей работе. Образцы закрепленный между

тисками на магнитной платформе подвергался шлифованию в течении 20 секунд (рисунок 20).



Рисунок 20 – Процесс закрепления образца в тиски

В дальнейшем проводилась статистическая обработка данных, т.е. вычислялась разница двух измерений (до и после абразивного воздействия на поверхность образца) в одной серии опытов, определялось среднее значение из серий измерений и определялось стандартное отклонение в таблицах Excel.

Заключение Раздела 2

В результате проведённого исследования, были проанализированы способы достижения поставленных задач. Приведены методы и методики по изучению влияния ТО на структуру и свойства медных сплавов. Описан ряд оборудования, относящегося к способам достижения отчётов по структурным изменениям в процессе лабораторных исследований.

По собранным данным, было получено общее представление о влиянии химического состава, в частности, как влияют легирующие элементы на образование силицидов в сложнолегированных латунях. Проанализирована методика исследования колец синхронизатора для получения отчётности по процентному содержанию силицидов в сплавах.

Собран ряд оборудования, требующийся для полноценной работы над исследованием. А также, методы работ на этих оборудованьях.

1. Для сравнительного анализа были подобраны КС различных производителей.
2. Для оценки влияния содержание кремния на упрочнение при различных режимах ТО выбраны марки ЛМцЖКС, ЛМцАЖН с различным количеством кремния.
3. Измерение твёрдости методом Виккерса проводили по ГОСТ 9450. В диапазоне измерений: от 50 до 1200 HV, на приборе твердомера Micromet фирмы Buehler.
4. Для исследования микроструктуры используется – микроскоп OLYMPUS GX51 с системой анализа изображения SIAMS 800 для панорамной микроскопии. С помощью оптически-эмиссионного спектрометра OBLF QSN – 750 – II был проведён химический анализ деталей.
5. Термическую обработку проводили по двум режимам: «БТО» – означает серийную ТО без дополнительного отжига. И «ТО» -

наличие дополнительной ТО направленной на растворение силицидов.

6. Рентгеноспектральный анализ проводили с помощью энергодисперсионного спектрометра (ЭДС) электронного микроскопа фирмы ZEISS на базе программы Bruker. Используя детекторы SE и HDBSD. С увеличением в диапазоне от 100 до 10000 крат.
7. Заключительным этапом работы, является определение изменений, происходящих в фазовом составе сплава в процессе ТО, статистическая обработка результатов измерений и анализ полученных данных.

Тем самым, создана методика работы над исследовательским проектом в рамках работы по изучению влияния содержания кремния на изменение твёрдости в медных сплавах.

3 Безопасность и экологичность технического объекта

Деятельность человека, связанная с профессиональными навыками, где применяется техническое оборудование, подвергается возможности возникновения ситуаций опасных для жизни.

В настоящее время в машиностроении внедрены методы бережливого производства, где стандартизация работ заключается в идеи уменьшения опасных ситуаций на предприятиях. В этом помогают системы организации рабочего пространства, где включены 5 слов на С: сортировка, соблюдение порядка, содержание в чистоте, стандартизация, совершенствование. «Рока-Уока» – система предупреждения появления непреднамеренных ошибок и их устранение, которая выполняет функции по предупреждению, контролю и остановке работы [39,40].

Поэтому нам следует разобрать и изучить способы уменьшения негативного воздействия на человека и его окружение, возникающих в ходе нашей работы.

3.1 Конструктивно-технологическая характеристика изучаемого технического объекта

В настоящей работе, техническими объектами, влияющими на экологию и самочувствие человека, и способами предотвращения несчастных случаев, выступают: процессы рентгеноспектрального анализа; влияние термической обработки (ТО) на деталь; организация рабочего пространства по системе «5S»; и создание цветовой классификация для реактивов в лабораторных условиях [38].

В процессы, по подготовке к экспериментальным работам, относятся: создание шлифов для изучения их микроструктуры до и после травления, испытаниях на твёрдость, износостойкость, влияние на них ТО.

Для испытаний на твёрдость используют установку, состоящую из перемещающегося опорного столика, кнопок «пуск» и «стоп», индентора с алмазным наконечником. Опасность в лабораторных условиях – химическое травление шлифов – кислотам для выявления границ зерен, а также удаления деформированных поверхностных слоёв, образующихся при механическом полировании [28]. Сортированные данные можно наблюдать в таблице 3.

3.2 Производственно-технологические профессиональные риски

На участках работ, существуют документы о процессах стандартизации работ. Точное описание каждого действия, порядка и правил осуществления производственной деятельности, включая определение времени выполнения действий, последовательности операций и необходимого уровня запасов.

Во время того, как проходит исследовательский процесс, мы соблюдаем правила, описывающиеся в этих документах.

Существуют процессы для эффективного выполнения операций, экономии времени, повышения производительности и безопасности труда в виде системы «5S».

Для ознакомления, представлена таблица 4.

3.3 Оценка потенциальных источников возникновения пожара

На предприятиях, часто существуют источники возникновения пожара, поэтому их нужно заранее проанализировать и предпринять меры по предотвращению опасных очагов возгорания. Определены факторы и классы пожара [28]. Результаты представлены в таблица 5.

Для уменьшения возможности возникновения опасных ситуаций соблюдается частота, порядок рабочего места [37]. Олицетворение наблюдается в таблице 6 и 7.

3.4 Негативные экологические факторы

В ходе работы, выявлены негативные экологические факторы. Что являлось причиной для оценки их влияния на окружающую среду. Было установлено, что они негативно воздействуют на гидросферу, атмосферу и литосферу земли при производственно-технологическом процессе [28].

Так, преимущественно, отрицательно влияли пары, аэрозоли кислот и др., когда испарялись и попадали в атмосферу Земли (таблица 8).

3.4.1 Организационно-технические мероприятия по снижению негативных экологических факторов.

Чтобы экологические факторы не превышали максимально допустимые вредные значения, были предложены мероприятия для сотрудников компании [28]. Результат представлен в таблице 9.

Стандартизация процесса утилизации после сортировки остаточных продуктов, отходов от абразивной стружки, а также любых других видов отходов является важным процессом. Утилизация производится с целью снижения нагрузки на гидросферу, загрязнённые воды, которые должны быть направлены в слив, производить в канализацию после очистки на специальных сооружениях.

Заключение Раздела 3

В результате анализа методов обеспечения безопасности и экологичности технического оборудования, применяемого во время выполнения исследовательской работы, сделаны выводы:

1) О характеристике производственно-технологического процесса, в котором отражаются главные факторы, влияющие на безопасность сотрудника компании (таблица 3).

2) О возникающих профессиональных рисках по осуществляемому процессу. Вредные факторы: химические реактивы, движущиеся части оборудования, высокие температуры и другое.

3) Были разработаны ситуации, которые должны снизить профессиональные риски (таблица 4).

4) Предоставлены списки оборудования, которые помогут в условиях возгорания, для предотвращения пожара.

5) Перечислены негативные экологические факторы, связанные с реализацией производственно-технологического.

Таблица 3 – Паспорт технического объекта

	Технологический процесс	Технологическая операция	Должность сотрудника	Оборудование	Материалы
1	Технологический процесс изготовления шлифа для металлографии	Разрезка образца	Сотрудник лаборатории	Отрезной станок	Отрезной круг, СОЖ
-	-	Заливка образца в форму	-	Заливочный аппарат	Токо-проводящая полимерная основа
-	-	Шлифование	-	Шлифовальный станок	Шлифовальная шкурка различной зернистости
-	-	Полирование	-	Скоростной полировальный станок «Buehler»	Алмазная паста
-	-	Травление	-	Шкаф вытяжки	Реактивы: травитель 11 [5 г FeCl ₃ ; 30 мл HCl; 100 мл H ₂ O]
2	Технологический процесс безопасного рабочего места сотрудника – «5S»	Порядок, аккуратность и частота: Сортировка	Сотрудник отдела, цеха	Специализированные шкафы для деталей различного типа	-

Продолжение таблицы 3

-	-	Сортировка инструментов по местам	Сотрудник отдела, цеха	Рабочее место	-
-	-	Уборка	Сотрудник отдела, цеха	Рабочее место	-
-	-	Стандартизация	Сотрудник отдела, цеха	Детали	-
-	-	Практика	Сотрудник отдела, цеха	Навыки, умения, знания	-
3	Технологический процесс цветовой классификация для реактивов в лабораторных условиях.	Расклеивание цветов на колбы с реактивами	Лаборант	Колбы	Цветной скотч: Зелёный – безопасно Красный – опасные реактивы Жёлтый – спиртовой раствор Синий – щёлочь

Таблица 4 – Профессиональные риски

-	Производственно-технологическая и/или эксплуатационно-технологическая операция, вид выполняемых работ	Опасный и /или вредный производственный фактор	Источник опасного и / или вредного производственного фактора
1	Образцы, подверженные резанию	Повышенная или пониженная температура воздуха рабочей зоны; острые кромки, заусенцы, и шероховатость на поверхностях заготовок, инструментов, оборудования; риск появления промышленного напряжения на металлических элементах приборов и прохождения тока замыкания [7];	Отрезной станок
2	Заливка образца в форму	-	Заливочный аппарат
3	Шлифование и полирование	-	Шлифовальный станок Полировальный станок «Buhler»
4	Химическое травление	Химическое воздействие на кожу, дыхательные пути, слизистые человека	Химические реактивы

Таблица 5 – Идентификация классов и опасных факторов пожара

-	Участок, подразделение	Оборудование	Класс пожара	Опасные факторы пожара	Сопутствующие проявления факторов пожара
1	Лаборатория металловедения	Отрезной станок	A, D, E	Пламя и искры, термическое воздействие	Риск появления электрического замыкания, оборудования
-	-	Заливочный аппарат	A, D, E	-	-
-	-	Шлифовальный станок	A, D, E	-	-
-	-	Скоростной полировальный станок «Buhler»	A, B, D, E	-	-
-	-	Шкаф для вытяжки	A, B, D, E	-	Экзотермические реакции

Таблица 6 – Средства обеспечения пожарной безопасности

Средства пожаротушения	Стационарные системы пожаротушения	Средства пожарной автоматики	Пожарное оборудование	Средства индивидуальной защиты и спасения людей при пожаре	Пожарный инструмент	Пожарные сигнализация
Переносные и передвижные огнетушители порошкового типа	Переносные и передвижные огнетушители	Пожарные вещатели тепловые Securiton ГОСТ Р 53325-2012	Подставка напольная, универсальная; Кронштейн; Подставка под огнетушитель; Кронштейн ТГ-2 транспортный с металлической защёлкой [29]	Средства индивидуальной защиты органов дыхания и зрения; Средства индивидуальной защиты пожарных	Топоры, лом, вёдра	«Ручной ИП-П; тепловой ИП-105; дымовой ИПД-1; Вещатель пламени ИП» [28]
Пожарные краны и средства обеспечения их использования	Пожарный инвентарь	-	Устройство пожаротушения	-	-	-

Таблица 7. – Предотвращение возгорания

Наименование технологического процесса	Наименование видов реализуемых организационно-технических мероприятий	Нормативные требования по обеспечению пожарной безопасности
Изготовление шлифа для металлографии, ТО	Защита рабочего процесса с помощью предметов пожаротушения; Оповещения и управление эвакуацией людей при пожаре; Обучение сотрудников способам ликвидации опасных ситуаций	Создание оптимального рабочего освещения, аварийного освещения [29]; Создание по всей периферии цеха иллюстрированных плакатов с планом эвакуации и чётким планом действий; Использование дополнительных эффективных СИЗ для безопасности; Устройство аварийного отключения и переключения установок и коммуникаций; Оснащение вытяжными и фильтрационными системами; Паспортизация веществ, материалов, изделий, технологических процессов, [29]; Соблюдение рабочих перерывов для увеличения эффективного рабочего дня.

Таблица 8 – Негативные экологические факторы технического объекта

Технический объект	Структурные составляющие объекта	Негативное влияние на атмосферу	Негативное влияние на гидросферу	Негативное влияние на литосферу
Процесс осуществляемый при подготовке образцов к ТО	Положить образцы в печь; Выставить программу ТО; ТО; Готовые образцы.	Попадание продуктов горения в атмосферу	Отходы из муфельных печей, могут попадать в почву	Отходы из муфельных печей, могут попадать в почву
Технологический процесс изготовления шлифа для металлографии	Образцы, подверженные резанию; Прессование образца в форму; Шлифование и полирование образца.	-	Попадания отходов в канализационные сливы	Мелкие части отходов – продукты резания, абразивов при утилизации могут попадать в литосферу

Таблица 9 – Снижение негативного воздействия на окружающую среду

Технический объект	Технологический процесс безопасной работы
Мероприятие по снижению негативного антропогенного воздействия на атмосферу	Нейтрализация агрессивных растворов и реагентов, сортировка отходов производства
по снижению негативного антропогенного воздействия на гидросферу	Утилизация отходов после металла (стружка) в контейнеры для мусора и остатков производства
по снижению негативного антропогенного воздействия на литосферу	Периодическая чистка вытяжного шкафа

4 Экспериментальные результаты

В ходе проведения исследовательской работы, для сравнительного анализа были отобраны образцы от колец синхронизаторов импортного и отечественного производства.

Результаты химического анализа образцов, отобранных от колец синхронизаторов коробок передач различных фирм-изготовителей (расшифровка принадлежности не приводится по этическим соображениям) представлены на рисунке 21. Из рисунка 21 следует, что в настоящее время, основными марками выступают: ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1, ЛМцА 58 – 2 – 1 и ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2.

Результаты сравнительного химического анализа (рисунок 21), указывают на значительное различие между процентным содержанием ЛЭ в выделенных марках сплава. Которые, в свою очередь, влияют на значения твердости, прочности, износостойкости, плотности, и другие физико-механические и технологические свойства.

Параметры, предоставленные для анализа:

1. Химический анализ;
2. Механические свойства;
3. Микроструктура;
4. Твёрдость (исходное состояние, штамповка, деталь);
5. Силициды – комплексные интерметаллидные включения.

Номер	диаметр	Определяемые элементы, %										Марка сплава	Производитель
		Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Si	Pb	Cr	Sn		
1	60	68,4	6,6	6,2	1,9	0,1	13,6	1,7	1,0	0,0	0,0	ЛМцАЖКС	Отечественный производитель
2	65	63,0	3,5	2,7	0,1	0,4	29,4	0,8	≤0,001	0,3	0,0	ЛМцАЖНХ	Отечественный производитель
3	75	59,6	3,0	2,4	0,6	0,4	35,0	0,1	0,0	0,0	0,1	ЛМцАЖН	Отечественный производитель
4	70	61,3	2,7	2,1	0,1	0,3	32,4	0,7	≤0,001	0,2	0,0	ЛМцКА	Отечественный производитель
5	80	55,2	3,2	2,0	0,5	0,5	38,4	0,0	0,1	0,0	≤0,005	типа ЛЦ40Мц3А	Отечественный производитель
6	80	70,4	6,4	5,1	1,6	0,1	13,5	2,1	1,0	0,0	0,0	ЛМцАЖКС	Отечественный производитель
7	65	56,4	2,6	0,7	0,2	0,1	37,6	0,6	1,8	0,0	0,1	ЛМцСК	Отечественный производитель
8	88	57,9	2,5	1,5	0,5	0,0	37,7	0,8	0,4	0,0	0,2	ЛМцА58-2-1	Отечественный производитель
9	65	69,6	6,7	5,1	1,5	0,1	14,4	1,8	0,8	0,0	0,0	ЛМцАЖКС	Diehl
10	90	56,8	1,8	1,3	0,7	0,0	38,0	0,6	0,6	0,0	0,3	ЛМцА58-2-1	Отечественный производитель
11	70	69,6	7,5	5,0	1,5	0,1	13,6	1,8	0,8	0,0	0,1	ЛМцАЖКС	BMW
12	70	55,5	2,2	1,4	0,4	0,0	39,5	0,6	0,5	0,0	0,1	ЛМцА58-2-1	Ford
13	70	57,0	2,1	1,4	0,5	0,0	37,6	0,6	0,4	0,0	0,2	ЛМцА58-2-1	Volkswagen
14	60	58,0	2,3	0,7	0,2	0,1	37,7	0,7	1,9	0,0	0,1	ЛМцСК	Отечественный производитель
15	90	57,3	1,8	1,3	0,5	0,0	37,8	0,5	0,5	0,0	0,2	ЛМцА58-2-1	Отечественный производитель
16	70	57,0	2,4	1,4	0,4	0,0	38,2	0,6	0,3	0,0	0,2	ЛМцА58-2-1	Отечественный производитель
17	85	55,4	1,9	1,4	0,3	0,1	39,9	0,6	0,4	0,0	0,1	ЛМцА58-2-1	Отечественный производитель
18	70	61,4	2,7	2,4	0,1	0,3	32,3	0,7	≤0,001	0,2	0,0	ЛМцКА	Отечественный производитель
5 BK	60	69,7	6,6	5,4	1,5	0,1	14,0	1,9	1,0	0,0	0,0	ЛМцАЖКС	Отечественный производитель
6 BK	60	56,3	3,4	2,4	0,5	0,4	36,8	0,1	0,0	0,0	0,1	ЛМцАЖН	Отечественный производитель
7 BK	60	53,7	3,4	2,4	0,6	0,5	39,2	0,0	0,1	0,0	0,0	типа ЛЦ40Мц3А	Отечественный производитель

Рисунок 21 – Химический анализ латунных сплавов

Для дальнейшей работы выбраны марки ЛМцАЖКС и ЛМцАЖН, так как их фазовый состав относительно противоположен друг другу (несмотря на то, что оба сплава относятся к двухфазным латуням, сплав ЛМцАЖКС максимально приближен к α -области, ЛМцАЖН – β -области), содержание кремния влияет и на количество интерметаллидных включений, где максимум включений приходится на ЛМцАЖКС, а минимум на ЛМцАЖН. Их производство осуществляют отечественные производители латунных изделий, что значительно облегчает процесс исследовательской работы.

4.1 Сравнительный анализ сплава отечественного и импортного производства

После проведения сравнительного анализа между зарубежными и отечественными марками сплавов Вiак-3 и ЛМцАЖН, Diehl 470 и ЛМцАЖКС, CuZn30Al3Mn3SiNiCr и ЛМцАКНХ, была выведена таблица 10 иллюстрирующая сравнение твердости, плотности, микроструктуры и типа силицидов.

Таблица 10 – сравнительный анализ отечественных и импортных аналогов латунных сплавов

Марка Инос/Отечес	Твёрдость, НВ	Плотность, г/см ³	Среднее значение между двумя марками	Фазовый состав	Тип силицидов
Вiак-3	>150	8,2	-	$\alpha(\text{min } 5\%)+\beta$	Me5Si3
ЛМцАЖН	130...150	8,05	1,018	$\alpha(\text{min } 5\%)+\beta$ + силициды	Me5Si3

Продолжение таблицы 10

Diehl 470	160-180	7,75	-	$\alpha(50...70\%)+\beta$ + силициды min 12%	Me5Si3
ЛМцАЖКС	140-160	7,64	1,014	$\alpha(50...70\%)+\beta$ + силициды min 12%	Me5Si3
CuZn30Al3Mn3SiNiCr	195-225	8	-	$\alpha(\text{min } 5\%)+\beta$ + силициды min 8%	Me5Si3
ЛМцАЖНХ	150...170	7,92	1,010	$\alpha(\text{min } 5\%)+\beta$ + силициды min 8%	Me5Si3

Данный результат позволяет сделать вывод о неслучайной разнице в плотности сплавов между отечественными и зарубежными аналогами. У импортных образцов плотность неизменно выше, что зависит в первую очередь от количества силицидов, плотность которых ниже матрицы сплава и составляет $6,0 \text{ г/см}^3$ [16]. Данный результат может свидетельствовать о различиях в фазовом составе при аналогичном химическом, причиной может быть различные технологии производства.

4.2 Влияние температуры нагрева на твёрдость материала

В ходе исследований были отобраны полуфабрикаты (трубы), предназначенные для изготовления колец синхронизаторов из многокомпонентных сложнолегированных марок латуней: ЛМцАЖКС, ЛМцАЖН, так как данные марки сплавов были специально разработаны для ответственных деталей, работающих в условиях трения-износа [9,29]. Эти марки были выбраны в ходе исследования, для определения влияния количества силицидов на свойства и структуру сплава, важным

преимуществом является их применимость в отечественном автомобилестроении. Так как, сплав ЛМцАЖКС – имеет наибольшее количество силицидов, ЛМцАЖН – имеет наименьшее количество силицидов.

Химический состав исследуемых сплавов приведен на рисунке 21 под маркировкой «5ВК» и «6ВК».

Режимы, по которым проводились исследования представлены в таблице 11.

Таблица 11 – Режимы температурного нагрева

БТО		ТО		
Нагрев под штамповку, охлаждение на воздухе		Отжиг, охлаждение на воздухе		
700°С, 14 мин	750°С, 14 мин	700°С, 4 ч	750°С, 4 ч	800°С, 4 ч
Старение, охлаждение с печью		Старение, охлаждение с печью		
320°С, 4 ч	320°С, 4 ч	320°С, 4 ч	320°С, 4 ч	320°С, 4 ч
390°С, 1,5 ч	390°С, 1,5 ч	390°С, 1,5 ч	390°С, 1,5 ч	390°С, 1,5 ч

Дополнительное упрочнение латунных сплавов ЛМцАЖКС и ЛМцАЖН, достигается путём температурного нагрева (как правило в результате нагрева под штамповку) и дальнейшего дисперсионного твердения – старения. Для получения дополнительных сведений о влиянии режимов термической обработки (ТО) на упрочнение анализируемых марок, проводили серию параллельных экспериментов. После ТО проводили качественный и количественный металлографический анализ, который показывает, как при последовательном переходе от более низких температур

к более высоким, изменяются распределение, форма и размеры силицидов. Здесь и далее «БТО» – означает серийную ТО без дополнительного отжига, «ТО» - наличие дополнительной ТО направленной на растворение силицидов (температура выбрана соответствующей нагреву под штамповку для колец синхронизатора (как правило, на различных предприятиях находится в интервале: 700...780° C)).

Результаты исследований по изменению твёрдости сплава ЛМцАЖКС отображены в рисунке 22.

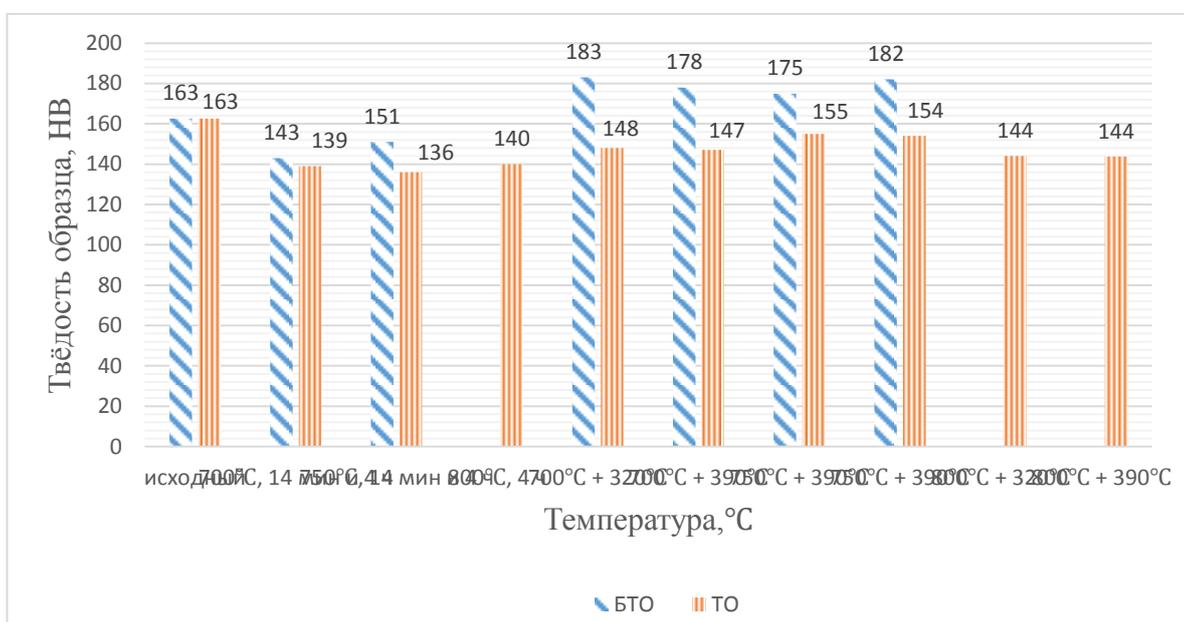


Рисунок 22 – Изменение твёрдости ЛМцАЖКС

Из графика видно, что наибольший прирост твёрдости происходит при БТО режиме с температурой нагрева 750 °C . Дополнительный высокотемпературный отжиг снижает твердость, получаемую при старении.

Рисунок 23, включает в себя результаты по изменению твёрдости сплава ЛМцАЖН.

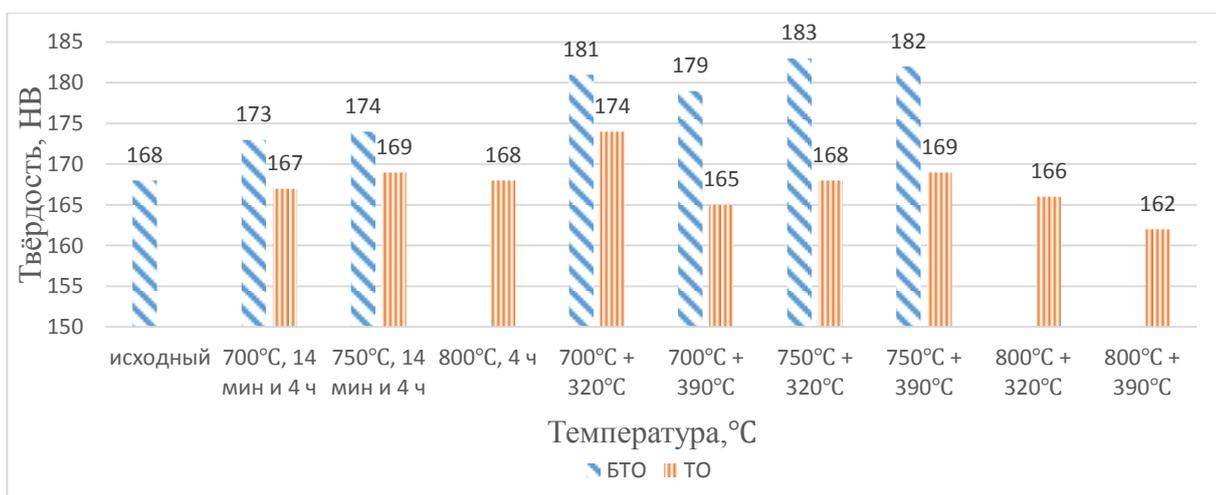


Рисунок 23 –Изменение твёрдости ЛМЦАЖН

При температурах 750°C, также наблюдается значительный прирост твёрдости в режиме БТО. При высокотемпературном отжиге также снижается итоговое упрочнение.

Данный результат подводит к выводу, что максимальное упрочнение сплава при старении происходит в интервале температур 700...750°C при условии кратковременного нагрева.

Изменение количества силицидов в объёме сплава в ходе подверженности разным температурам, указывает на частичное растворение силицидов.

4.3 Исследование по изменению количества интерметаллидных включений

Результаты изменения количества силицидов марки сплава ЛМЦАЖКС приведены на рисунке 24.

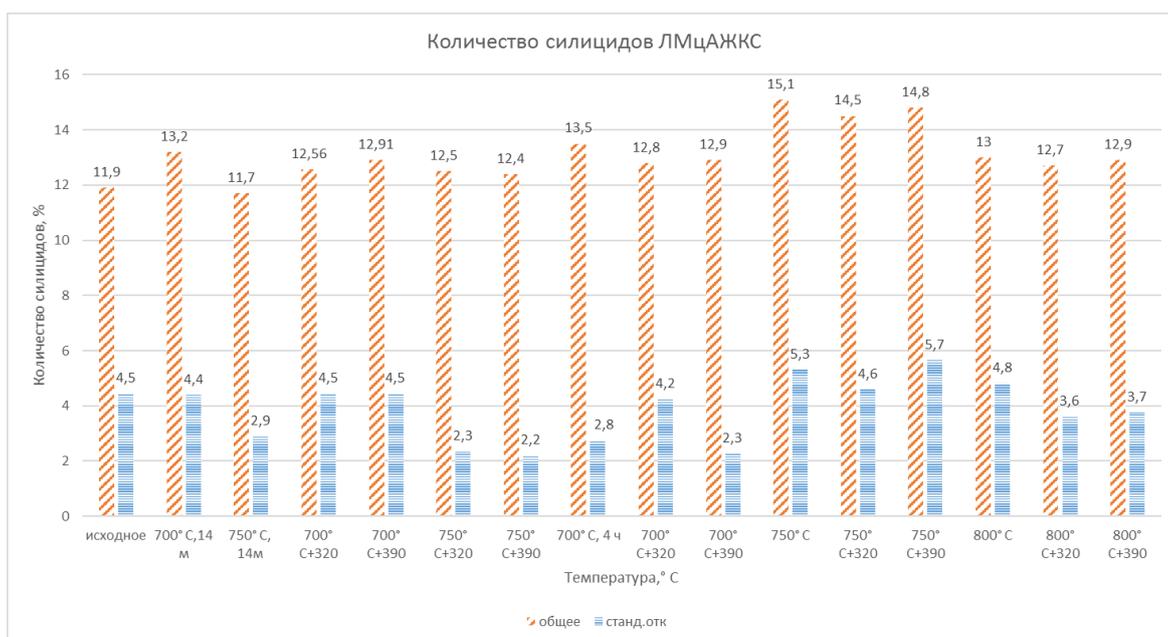


Рисунок 24 – Общее количество силицидов в сплаве ЛМцАЖКС

По результатам металлографического анализа, было выявлено, что, в результате нагрева под штамповку происходит увеличение количества силицидов относительно исходного состояния (прессованная труба) с максимумом при 700° С, затем несколько снижается.

Выявляется минимум наличия количества силицидов режима БТО при 750° С и одновременном падении твёрдости относительно режимов БТО, что указывает на стабилизацию сплавов. Значит при классических режимах (БТО) сплавы находятся в нестабильном состоянии. При этом значимой разницы в соотношении фаз в матричном растворе не выявлено.

При режиме длительного высокотемпературного отжига (ТО), происходит выделение стабильных частиц силицидов, максимум приходится на нагрев до 750° С. Полученный результат согласуется с рисунком 2 – с повышением температуры в равновесном состоянии растворимость силицидов в β-фазе возрастает.

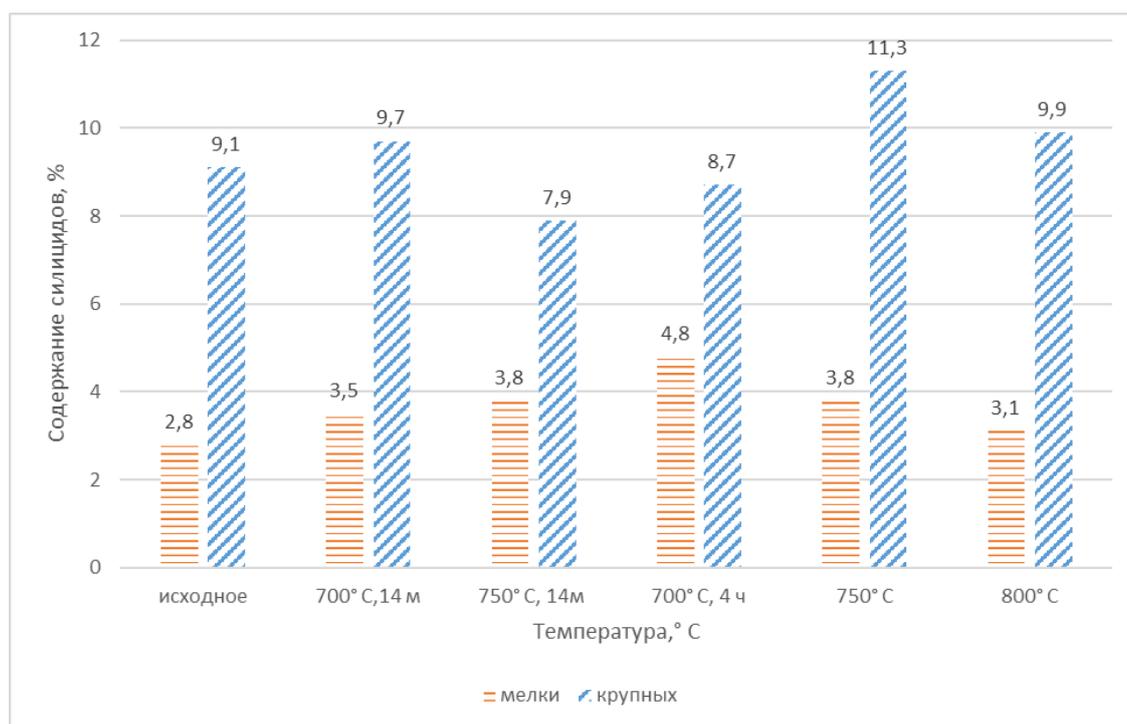


Рисунок 25 – Количество «мелких» и «крупных» силицидов в объёме сплава при различных видах ТО в ЛМцАЖКС

Причём, как следует из рисунка 25, увеличение количества силицидов при кратковременном нагреве связано, главным образом, с выделением высокодисперсных силицидов, которые имеют размеры 2 – 20 мкм, на графике обозначены, как «мелкие», а силициды размерами 50 – 100 мкм – «крупные». Из этого следует, что мелкие и крупные силициды имеют разный стехиометрический и химический состав, что требует дополнительного изучения методами рентгеноспектрального анализа. При длительном высокотемпературном отжиге ситуация обратная – увеличение температуры нагрева приводит к растворению мелких силицидов, крупные имеют максимум при 750 °С.

Полученный результат по крупным силицидам при кратковременном нагреве удовлетворительно объясняется тем, что, нагрев приводит к перераспределению кремния и переходу его в раствор βCu – раствор [4]. Это возможно при условии, что силициды имеют стехиометрический состав близкий к Mn_3Si , т.к. переходные фазы – раствор Si в Mn и Mn_3Si –

обладают переменной растворимостью и испытывают полиморфное превращение: $\alpha Mn_3Si \leftrightarrow \beta Mn_3Si$ при температуре $677^\circ C$ [33].

Также, представлены результаты количества силицидов в объеме сплава материала ЛМцАЖН (рисунок 26 – 27).

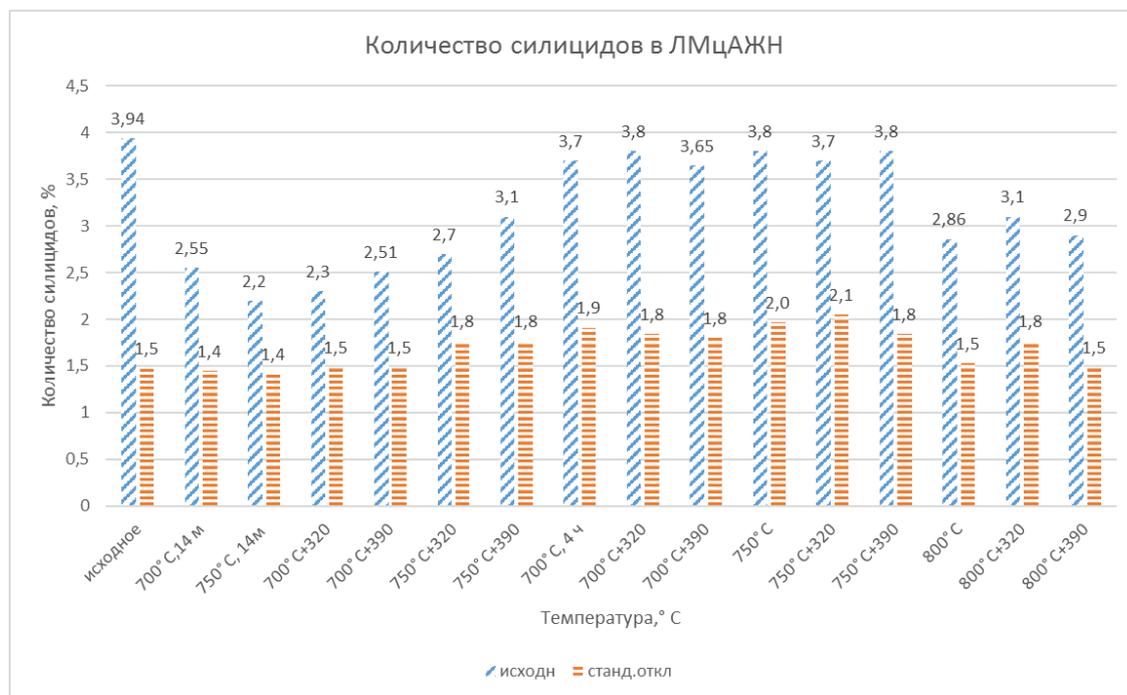


Рисунок 26 – Общее количество силицидов в ЛМцАЖН

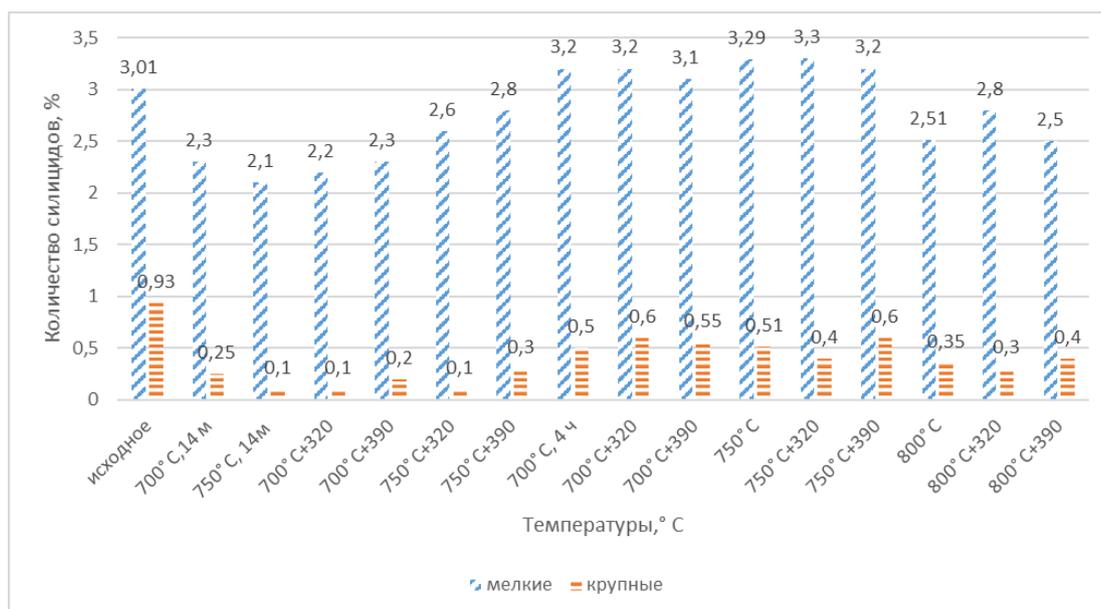


Рисунок 27 – Количество «мелких» и «крупных» силицидов в объёме сплава при различных видах ТО в ЛМцАЖН

Полученные данные показывают (рисунок 22), что температура 700 °С и 750 °С для нагрева под штамповку соответствует максимуму выделения силицидов, по сравнению с исходным состоянием, при этом стандартное отклонение минимально, что свидетельствует о стабилизации процесса выделения частиц силицидов. Однако дополнительное выделение высокодисперсных частиц может спровоцировать падение пластичности в процессе горячей деформации, что косвенно подтверждается работой [32].

Так, минимум силицидов при кратковременном нагреве совпадает с максимумом по твёрдости, что даёт основание предполагать о последствиях дисперсионного упрочнения за счёт выделения метастабильных силицидов, при этом при длительном отжиге результаты изменения твердости фактически однородны.

4.4 Износостойкость материала после разных термических обработок

Наиболее удобным и актуальным способом испытания на износостойкость был выбран эксперимент на «Сопротивление абразивному изнашиванию».

Абразивному износу подвергали сплавы ЛМцАЖКС (детали под номерами 1-3) и ЛМцАЖН (детали под номерами 4-6).

Получившиеся результаты приведены в рисунке 28-30.

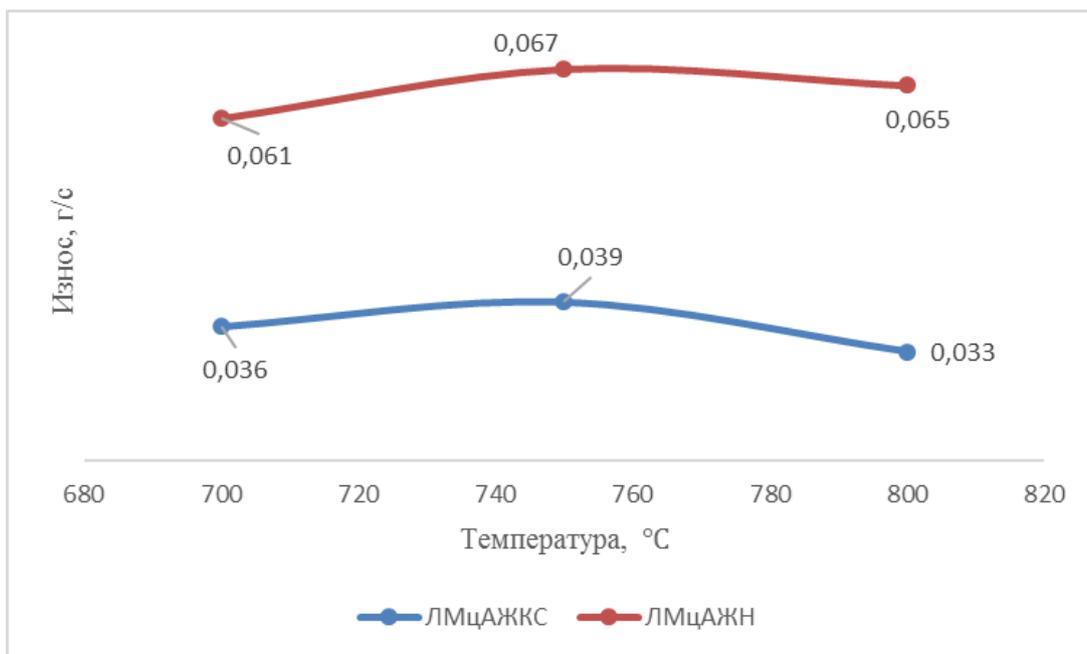


Рисунок 28 – Значения «максимума» износа в сплавах ЛМцАЖКС и ЛМцАЖН при 750°C

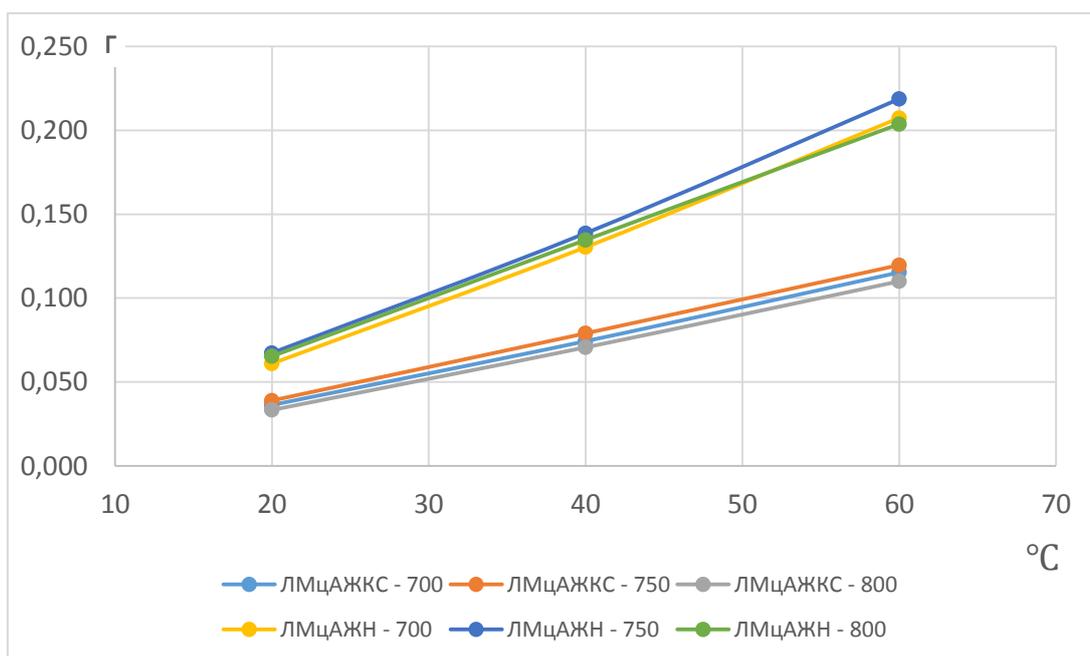


Рисунок 29 – Результаты испытаний на износ сплавов ЛМцАЖН и ЛМцАЖКС

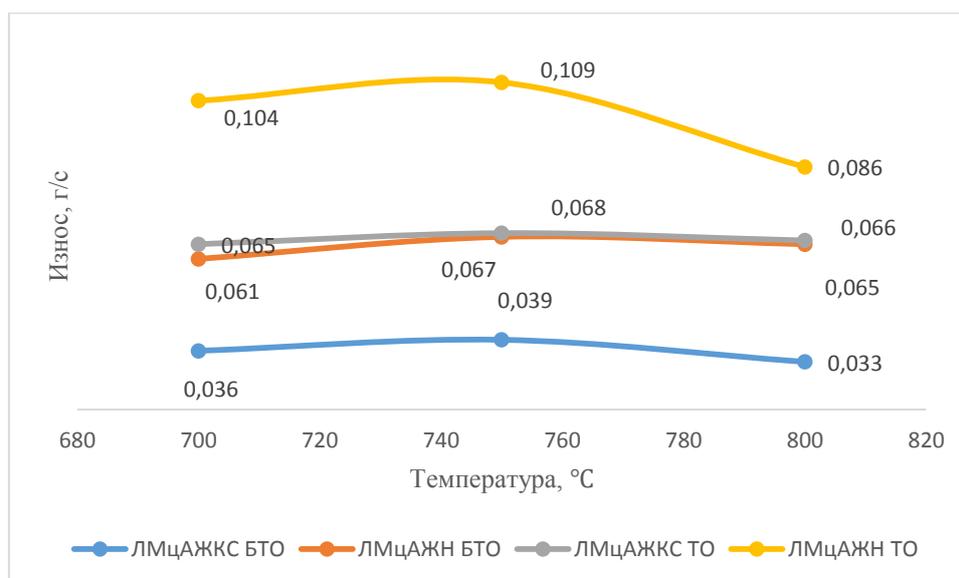


Рисунок 30 – Изменение параметра износа при разных режимах ТО

Из графика видно, что при высокотемпературном нагревании под 800°C наименьший износ имеет сплав ЛМцАЖКС, ЛМцАЖН изменяется незначительно. ЛМцАЖКС «силицидная» латунь, ЛМцАЖН условно «безсилицидная», т.е. способ дополнительного упрочнения интерметаллидными включениями, вероятно, может быть подвержен фактору выпадения стабильных высокодисперсных силицидов - у ЛМцАЖКС он выражен более заметно, у ЛМцАЖН практически его нет.

В обоих графиках рисунков 28 и 29 – 750 °C – это минимум сопротивления абразивному истиранию, что соответствует минимуму крупных силицидов.

Итак, исходя из результатов рисунка 30, вопреки данным статьи иностранных учёных (Anders Persson и Harun Mindivan), высокотемпературный отжиг снижает сопротивление абразивному износу (что не исключает того, что другие виды износа могут продемонстрировать иные результаты). Такая разница в результатах, обусловлена тем, что режимы ТО приводят к стабилизации сплавов (исходя из точки зрения образования силицидов и α -фазы) и подтверждает, что повышенное

упрочнение и сопротивление абразивному износу достигается за счёт образования кремнийсодержащих метастабильных выделений.

4.5 Изменение химического состава силицидов и микроструктуры сплава после термообработки

Большое количество трудов современных учёных [7,15-17,18,23-27,34,36,37,39,40] подводят нас к тому, что с изменением температуры – изменяется и структура материала. Из результатов исследований, проводимых с помощью рентгеноспектрального анализа, были выведены данные по изменению силицидных включений в матрице сплава с разным видом ТО. На рисунке 30 приведены количественные параметры содержания химических элементов в интерметаллиде сплава ЛМцАЖКС и его стехиометрический состав.

Состояние	Тип включений	Содержание химического элемента, % масс				Стехиометрический состав
		Mn	Fe	Si	Al	
Исходный "ВК5"	Силициды "крупные"	37,2 ± 0,67	63,8 ± 1,14	29,0 ± 1,03	1,4 ± 0,05	Me _{1,81} Si
	"мелкие"	32,6 ± 0,59	56,0 ± 1,0	25,5 ± 0,90	1,2 ± 0,05	Me _{1,81} Si
700 °С, 14 мин	Силициды "крупные"	26,47 ± 0,48	52,94 ± 0,94	20,57 ± 0,73	2,07 ± 0,07	Me _{2,06} Si
	"мелкие"	39,31 ± 0,72	38,94 ± 0,69	20,99 ± 0,71	0,62 ± 0,02	Me _{1,92} Si
750 °С, 14 мин	Силициды "крупные"	29,8 ± 0,5	42,7 ± 0,8	24,5 ± 0,9	3,1 ± 0,1	Me _{1,63} Si
	"мелкие"	39,21 ± 0,71	42,87 ± 0,76	16,74 ± 0,59	0,74 ± 0,03	Me _{2,53} Si
800 °С, 4 часа	Силициды "крупные"	33,28 ± 0,61	42,17 ± 0,75	23,55 ± 0,83	1,13 ± 0,04	Me _{1,69} Si
	"мелкие"	60,51 ± 1,09	14,74 ± 0,26	23,89 ± 0,84	0,86 ± 0,03	Me _{1,64} Si

Рисунок 31 – Химический состав неметаллических включений

ЛМцАЖКС

Из диаграммы Mn-Si (рисунок 3), силициды с составом Mn_2Si не существуют, только Mn_5Si_3 или Mn_3Si . Значит силицид с таким составом является пересыщенным марганцем с железом или кремнием соответственно одного из этих интерметаллидов. Благодаря рентгеноспектральному анализу, мы смогли уточнить, какой стехиометрический состав присущ разным температурам термической обработки.

Из полученных данных видно, что увеличение температуры приводит к результату $Mn_{1,67}Si$, т.е силицид стремится к значению 1,67, что отвечает составу Mn_5Si_3 . В результате высокотемпературного отжига силициды соответствуют составу - Mn_5Si_3 .

У мелких включений в случае кратковременного нагрева ситуация обратная: Mn_2Si стремится превратиться в силицид Mn_3Si .

На рисунке 31 приведены результаты анализа силицидов сплава ЛМцАЖН и его стехиометрический состав. Здесь при кратковременном нагреве основной силицид - Mn_3Si с избытком металлов, а мелкие отвечают перитектоидной фазе R. Высокотемпературный отжиг в течение 4 часов не приводит к образованию стабильного силицида.

Состояние	Тип включений	Содержание химического элемента, % масс				Стехиометрический состав
		Mn	Fe	Si	Al	
Исходный "ВКБ"	Силициды "крупные"	28,2 ± 0,51	48,4 ± 0,85	22,0 ± 0,77	1,0 ± 0,04	Me _{1,81} Si
	"мелкие"	28,5 ± 0,52	48,9 ± 0,88	22,2 ± 0,80	1,1 ± 0,04	Me _{1,82} Si
700 °C, 14 мин	Силициды "крупные"	23,64 ± 0,81	61,26 ± 0,58	13,35 ± 0,31	1,13 ± 0,14	Me _{3,31} Si
	"мелкие"	34,32 ± 0,54	40,76 ± 0,24	6,44 ± 0,11	-	Me _{5,91} Si
750 °C, 14 мин	Силициды "крупные"	18,28 ± 0,42	64,39 ± 0,70	13,55 ± 0,52	1,72 ± 0,18	Me _{3,22} Si
	"мелкие"	24,98 ± 1,06	44,92 ± 2,62	5,84 ± 0,60	-	Me _{6,06} Si
800 °C, 4 часа	Силициды "крупные"	39,21 ± 0,71	42,87 ± 0,76	16,74 ± 0,59	0,74 ± 0,03	Me _{2,53} Si
	"мелкие"	20,31 ± 0,36	65,15 ± 1,16	13,21 ± 0,47	1,3 ± 0,04	Me _{3,37} Si

Рисунок 32 – Химический состав неметаллических включений

ЛМцАЖН

Из рисунка 27 следует, что при нагреве заготовки до 750°C в течение 14 мин концентрация марганца в силициде уменьшается более чем на 20% для силицидов и более чем на 25% в сложных включениях. Доля железа увеличивается на 5...10%. Учитывая, что при нагреве происходит растворение силицида, получаем, что, прежде всего силицид теряет марганец, в меньшей степени железо.

Вследствие замедленного охлаждения труб марки ЛМцАЖКС (объем трубы много больше объема образцов и штампованных заготовок), исходные образцы (температуры прессования) обогащены марганцем в силицидах, где марганец, при нашем нагреве, переходит в раствор – его количество уменьшается, при длительном отжиге происходит опять обогащение марганцем и выделение стабильных частиц из твердого раствора.

4.6 Изменение структуры сплава

После металлографического анализа, для наблюдения влияния температуры нагрева на микроструктуру и состав силицидов латунных колец марки ЛМцАЖКС были проанализированы результаты.

При температурах от 700°C до 720 °C, происходит выделение β – фазы в объеме сплава, наблюдается заметная доля α – фазы, которая преобладает в виде округлых форм. С повышением температур до 740 °C, происходит рекристаллизация, что влияет на α – фазу изменяя её на игольчатую структуру.

Полученные данные показаны в Приложение А.

Для того, чтобы доказать наличие в структуре метастабильных выделений, проводилось травление образцов уксусной кислотой + азотной

кислотой [50 мл CH_3COOH /50 мл HNO_3]. С помощью рентгеноспектрального анализа, были определены выделения, вероятно, представляющие собой метастабильные выделения при длительном высокотемпературном отжиге 800°C , предшествующие образованию стабильных силицидов при $800 - 850^\circ\text{C}$. Эти данные дают возможность для изучения влияния кремния на образование метастабильных выделений.

Результаты показаны в Приложение Б.

С помощью спектрального анализа был определён химический состав структуры сплава ЛМцАЖН. Интерметаллидное включение состоит из марганца, железа, что доказывается путём сравнения со спектром матрицы сплава. Где, розовый – алюминий, синий – марганец, оранжевый – медь, зелёный – цинк, жёлтый – кремний, фиолетовый – железо.

Результат показан в Приложение В и Г.

Заключение Раздела 4

Практическая значимость исследования заключается в полученных данных, которые указывают на значительные области и темы изучаемых вопросов, которые могут быть полезны в будущем.

- 1) Из результатов оценки микроструктуры сплавов ЛМцАЖКС и ЛМцАЖН и расчётов стехиометрического состава силицидов выделяется то, что изначально силицид кристаллизуется с избытком металлов, но при нагреве «сбрасывает» их, причём железо более интенсивно, чем другие элементы.
- 2) Таким образом, режимы, которые назначаются для проведения термической обработки, должны учитывать вероятность изменения содержания силицидов в сплаве, а в нормативной документации, должно быть учтено минимальное значение допустимого уровня

количества силицидов, т.к. именно они главным образом обеспечивают сопротивление истиранию.

- 3) Результаты сравнительного химического анализа (рисунок 21), указывают на значительное различие между процентным содержанием ЛЭ в выделенных марках сплава.
- 4) При высокотемпературном нагревании под 800°C наименьший износ имеет сплав ЛМцАЖКС, абразивный износ ЛМцАЖН при нагреве до 800 °С не меняется.
- 5) Максимальное упрочнение сплава при старении происходит в интервале температур 700...750°C при условии кратковременного нагрева.

Заключение

В результате работы были сформированы закономерности, позволившие получить более подробные сведения о процессах, протекающих в латунных сплавах. То есть, мы получили дополнительную информацию по последовательным изменениям в сплавах в процессе постепенного повышения температур термообработки.

В процессе настоящей работы в итоге достигнуты следующие основные результаты:

1. Количество интерметаллидных включений может влиять на механические свойства материала;

2. Режимы, которые назначаются для проведения термической обработки, должны учитывать вероятность изменения содержания силицидов в сплаве, а в нормативной документации, должно быть учтено минимальное значение допустимого уровня количества силицидов, т.к. именно они главным образом обеспечивают сопротивление истиранию;

3. Сравнительный анализ показал, что показатели плотности могут зависеть от разного процентного содержания силицидов. Различия фазового состава при аналогичном химическом составе объясняется различием в технологии производства;

4. Эксперимент по абразивному износу подтвердил, что стабилизация сплавов способствует повышению износостойкости, а минимум силицидов при 750°C способствует снижению сопротивлению абразивному износу;

5. Максимальное упрочнение сплава при старении происходит в интервале температур 700...750°C при условии кратковременного нагрева;

6. Высокотемпературный отжиг снижает сопротивление абразивному износу, что не подкреплено данными других видов испытаний на износостойкость.

Список используемых источников

1. Бобылев, А. В. Растрескивание медных сплавов (причины, устранение, контроль): Справочник. -М.: Металлургия, 1993. - 352 с
2. Брусницын С. В. Модифицирование сложнолегированных латуней / С. В. Брусницын, Р. К. Мысик, Д. А. Котов, А. Г. Титова // Литейщик России. 2005. № 1. 17–20 с.
3. 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.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 3. Кн. II / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.
5. Директива 2011/65/EU (RoHS) об ограничении содержания вредных веществ [Электронный ресурс]:URL: <https://schmidt-export.ru> / (дата обращения: 15.05.2021).
6. Дриц М.Е. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. Академия наук СССР им. Байкова. – М.: «Наука», 1979. – 375 с.
7. Жолобов, В.В. Прессование металлов. Государственное/ В.В. Жолобов, Г.И. Зверев. – М.: Металлургия, 1971. - 456 с.
8. Козлов В.В. Влияние кремния и интерметаллидов Mn_5Si_3 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.
9. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов. – М.: «МИСИС», 2001. 416 с.

10. Копыл М.Д. Исследование причин трещинообразования в процессе изготовления блокирующих колец синхронизаторов из сложнолегированной латуни марки ЛМцАЖН на Волжском автозаводе. – М: Интерконтакт Наука, 2009. – 351 с.
11. Копыл М.Д., Тропотов А.В., Котляров И.В.. Латунные сплавы для колец синхронизаторов совершенствуются. Автомобильная промышленность. 1999. №10. – С. 26-29.
12. 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
13. Котляров И.В. Оптимизация химического состава материала для изготовления колец блокирующих 2108-1701164 (латуни ЛМцАЖКС). –: Дис. на соискание ст. д.т.н, - Тула, 2009. - 25 с.
14. Котляров И.В., Копыл М.Д. Совершенствование технологии производства латунных прессованных труб, предназначенных для изготовления колец синхронизатора легковых автомобилей // Автомобильная промышленность, 2009. – 417 с.
15. Котляров И.В., Копыл М.Д. Специальные латунные сплавы для блокирующих колец синхронизаторов: оптимизация состава и технологических процессов // Проблемы развития автомобилестроения в России. – г. Тольятти, 1998. – 130 – 134 с.
16. 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 межд. науч. практ. конференции посв. 65-летию ОАО РЗОЦМ. Ревда 6-8 декабря 2006 г., Екатеринбург. 2006. С. 134-144.
17. Курбаткин И. И. Влияние состава на структуру и свойства сложных латуней, применяемых в автомобильной промышленности / И. И.

- Курбаткин, И. Ф. Пружинин, А. А. Тишков // Цветные металлы. 1994. № 3. С. 44–46.
18. Курбаткин И. И. Влияние химического состава и режимов обработки на механические и эксплуатационные свойства кремнисто-марганцовистых латуней / И. И. Курбаткин, И. Ф. Пружинин, В. И. Фалкон, В. П. Курбатов // Цветные металлы. 1996. № 9. С. 60–63.
19. 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.
20. Курдюмов, А.В. и др. Бюллетень ЦИИН ЦМ, 1961, №5, с.41
21. Курдюмов, Г.В. Бездиффузионные превращения в сплавах // Проблемы металловедения и физики металлов. Металлургиздат, 1949, с. 132.
22. Лаврентьев М.И. Структурные причины высокотемпературного разрушения свинцовых латуней // Изв. ВУЗов, Цветная металлургия. -1988 г. - №4. - с.101-106.
23. Ландихов, А.Д. Производство труб, прутков и профилей из цветных металлов: Учеб. для подготовки рабочих/ А.Д. Ландихов. - М.: Металлургиздат, 1952. - 408с.
24. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов (с приложением атласа макро – и микроструктур). – М.: Металлургия, 1979. – 364 с.
25. Меркулова Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов: Учеб. пособие. – Красноярск.: Сибирский федеральный университет, 2007. – 262 с.
26. Новиков И.И. Металловедение. – М.: МИСиС, 2009. – 524 с.
27. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия. – 1986. – 214 с.

- 28.Осинцев О.Е. Медь и медные сплавы. – М.: Машиностроение, 2004. – 337 с.
- 29.Отчёт по НИР 12022-97-22 «Исследование качества латунных труб $\emptyset 74 \times 63,5$ мм из сплава ЛМцАЖН различных поставщиков с целью снижения технологических потерь при изготовлении кольца синхронизатора, дет. 2101 – 1701164» рук. М.Д. Копыл, исп. Недорезова Н.В., Копыл О.В. и др. – ОАО «АВТОВАЗ» УЛИР, 1998, 106 с.
- 30.Пугачева Н. Б., Панкратов А. А., Фролова Н. Ю., Котляров И. В. / Структурные и фазовые превращения в $(\alpha+\beta)$ -латунях // Металлы. – 2006. – № 3. – 65-75 с.
- 31.Пугачёва Н.Б. Разработка способов повышения технологических и эксплуатационных свойств сплавов и покрытий с В2 структурами. – Докторская, Томск, 2008. – 25с
- 32.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.
- 33.Святкин А.В., Герасин А.П. Формирование безконфликтных технических требований к сплаву ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 // Химия и технология полимерных и композиционных материалов. – ИМЕТ РАН, 2012. – 266 с.
- 34.Смирягин, А. П., Днестровский Н. З., Ландихов А. Д. И др. Обработка цветных металлов и сплавов: Справочник. М.: Metallurgizdat, 1961. 872 с.
- 35.Солнцева Ю.П. Металловедение и технология металлов. Учеб. для вузов. – М.: Metallurgiya, 1988. – 512 с.
- 36.ТУ 48-0814-123-2003 Трубы латунные марки Л63 для автомобилестроения

37. 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.
38. Часников А.Я. Разработка и внедрение эффективных технологий производства плоского проката высокой точности из меди и её сплавов на основе изучения их физико – механических свойств и структуры. – М.: Дис. на соискание ст. д.т.н, 2006. – 150 с.
39. Чурсин, В.М. Технология цветного литья/ В.М. Чурсин, П.Н. Бибуля. - М.: Metallurgiya. 1967. - С.252.
40. Шевакин, Ю.Ф. Станы холодной прокатки труб / Ю.Ф. Шевакин, Ф.С. Сейдалиев. - М.: Metallurgiya, 1966. - 211с.
41. Anders Persson. Temperature profiles and conditions for thermal fatigue cracking in brass die casting dies. – Journal of Materials Processing Technology. – 2004, 228–236.
42. Flinn R.A. Copper, brass and bronze Castings, Non-Ferrous Founders' Society, Inc., Cleveland – 1961.
43. George Pantazopoulos. Fracture analysis and embrittlement phenomena of machined brass components. – 2nd International Conference on Structural Integrity, Madeira, 2017. – 4-7.
44. Harun Mindivan. Microstructures and wear properties of brass synchroniser rings. – Wear 254. – Istanbul, 2003. – 532 – 537.
45. Holmes D. Synchronisation Rings - Composable Synchronisation for Object-Oriented Systems. – Journal of Materials Processing Technology. – 2000.
46. Matucha H., Becker H.-J. und Bernd Mittelbach. Verbesserte Werkstoffe für Synchronzinge. ATZ Automobitechnische Zeitschrift. №5 (83). 1981. P. 227-230
47. The Brasses. Properties & applications. – CDA Publication No. 117, 1996 BY Vin Callcut. – 66 p.

48. William D. Nielsen, Jr. Metallurgy of Copper-Base Alloys. – Journal of Materials Processing Technology. – 2020, 1–5.

Приложение А

Микроструктура латуни ЛМцАЖКС



Рисунок 33 – Исходный образец



Рисунок 34 – Нагрев под 700 °С

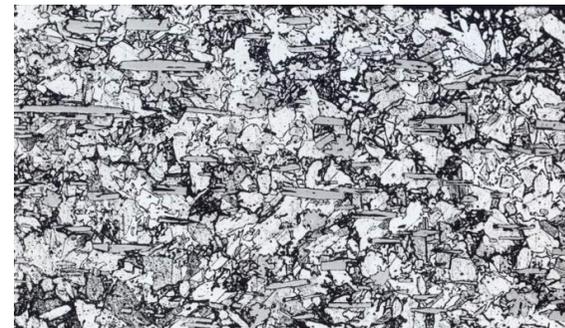


Рисунок 35 – Нагрев под 720 °С

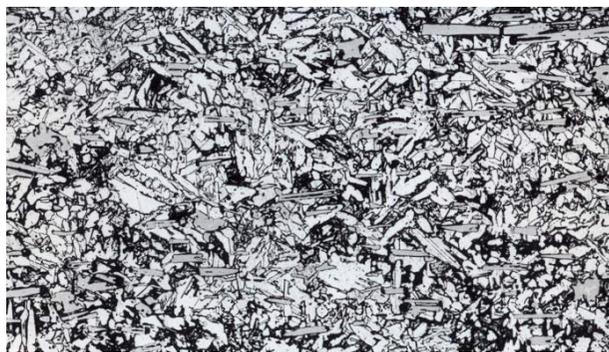


Рисунок 36 – Нагрев под 740 °С

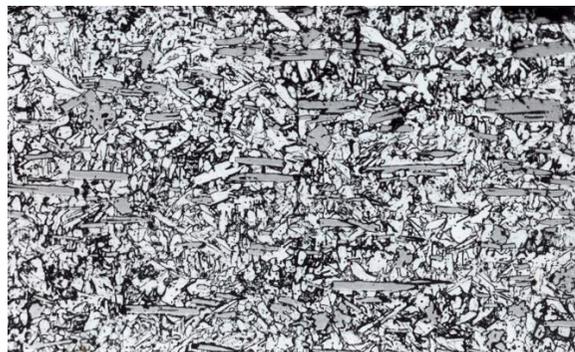


Рисунок 37 – Нагрев под 760 °С

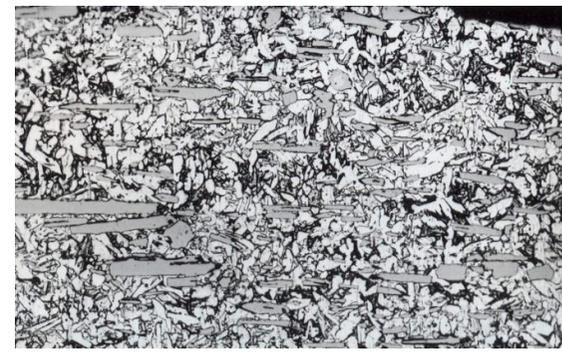


Рисунок 38 – Нагрев под 780 °С

Приложение Б

Метастабильные выделения в ЛМЦАЖКС

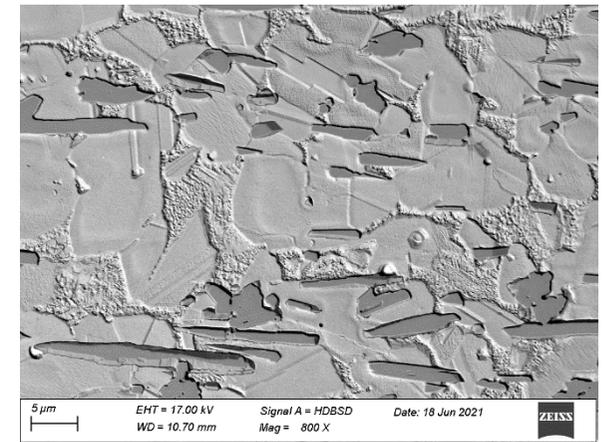
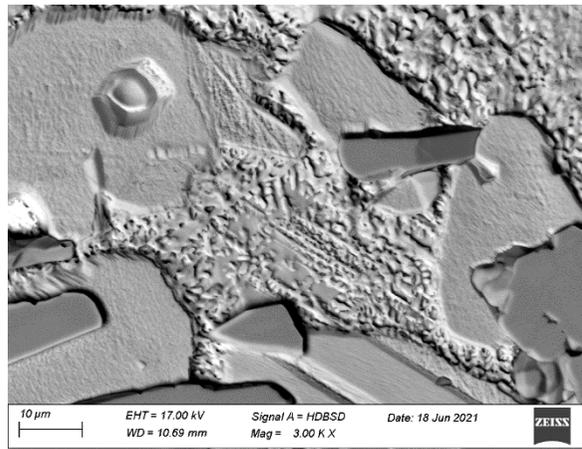
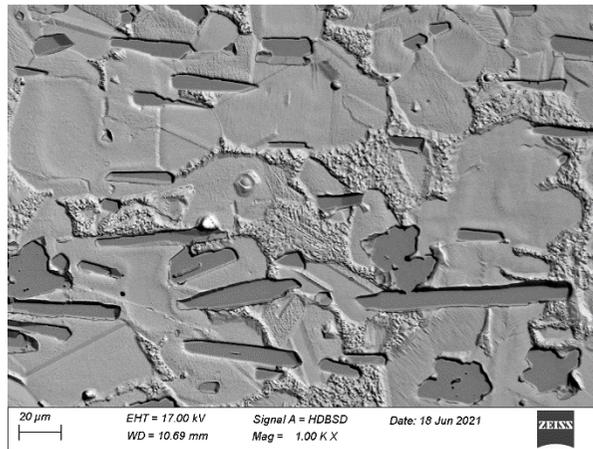
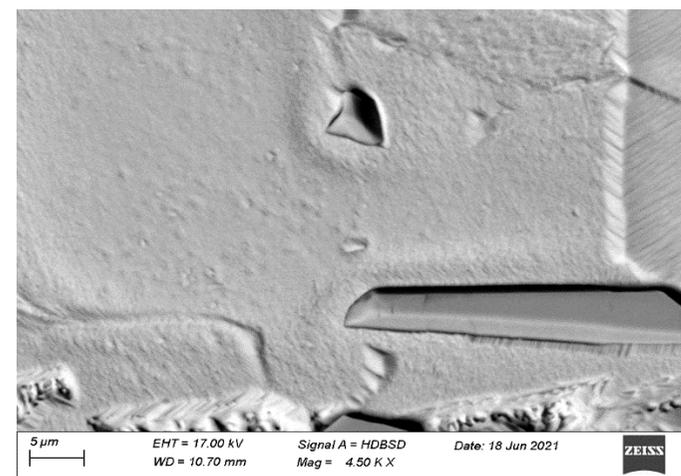
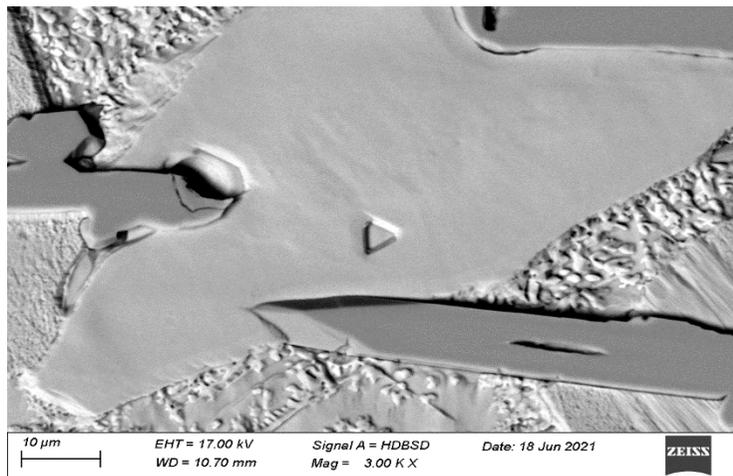


Рисунок 39 – Структура ЛМЦАЖКС



Приложение В

Линейный анализ химического состава ЛМцАЖН

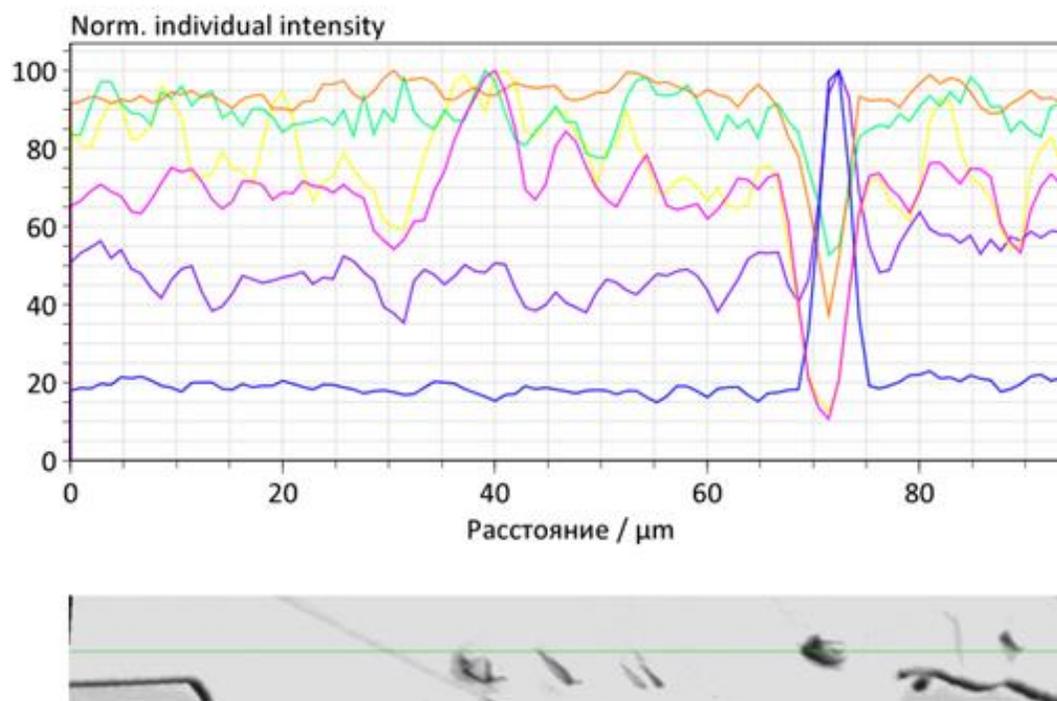


Рисунок 40 – Линейный спектр химического анализа ЛМцАЖН

Приложение Г

Рентгеноспектральный анализ структуры ЛМцАЖКС

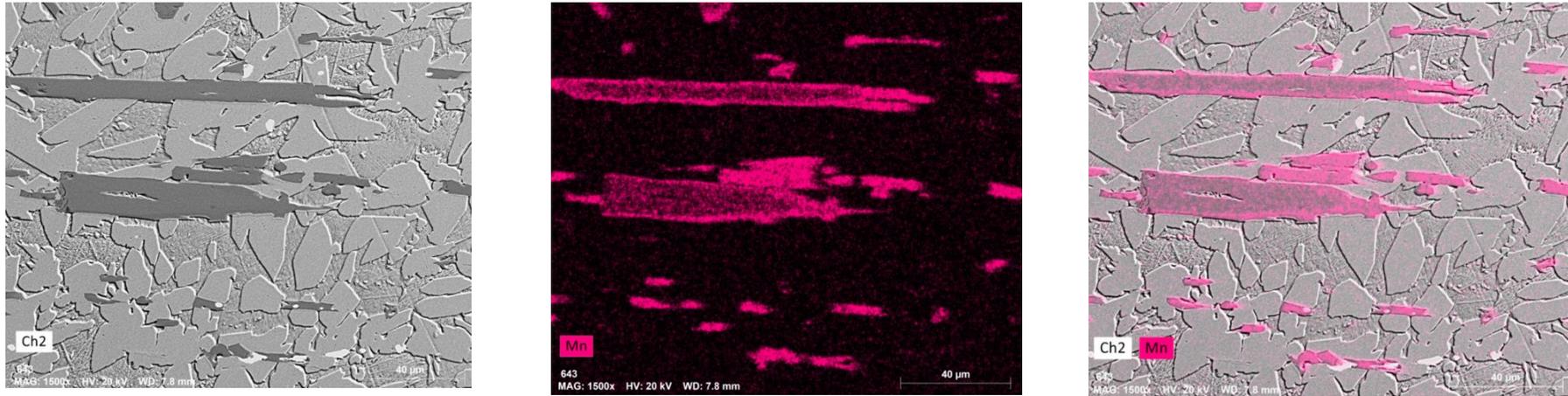


Рисунок 41 – Спектральный анализ ЛМцАЖКС

