

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Тольяттинский государственный университет»

На правах рукописи



КЛИМАНОВА АНАСТАСИЯ МИХАЙЛОВНА

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ФОСФОРОМ НА СТРУКТУРНОЕ
СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЛАТУНЕЙ**

Специальность 2.6.17. Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор физико-математических наук, профессор
Выбойщик Михаил Александрович

Тольятти – 2026

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ЛАТУНЕЙ	10
1.1 Химический состав многокомпонентных латуней и влияние отдельных элементов на свойства и структуру	10
1.2 Кремнемарганцевые латуни: промышленные марки и применение	21
1.3 Влияние химсостава на размер и форму вторичных фаз	23
1.4 Роль фосфора в формировании структуры и свойств	28
1.5 Влияние режимов термообработки на уровень остаточных напряжений и механические свойства сплавов из латуни	33
1.6 Повышение прочностных и эксплуатационных характеристик латуней для деталей пар трения	36
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ	40
2.1 Объекты исследований	40
2.2 Методика исследований	43
2.2.1 Обоснование используемых методов исследования и испытаний	43
2.2.2 Методики и оборудование	44
2.3 Основные источники погрешностей и неопределённостей при исследовании многокомпонентных латуней	54
2.4 Оценка неопределённости и погрешности	57
ГЛАВА 3. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЛАТУНЕЙ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ И ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	62
3.1 Влияние примесного фосфора на структурно-фазовое состояние промышленной латуни ЛМцАЖН	62
3.2 Микроструктурные превращения фосфидных включений в латуни ЛМцАЖН при температурах горячей деформации	67

ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ФОСФОРОМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КРЕМНЕМАРГАНЦЕВОЙ ЛАТУНИ	74
4.1 Изменение структурного состояния и фазового состава с ростом содержания фосфора	74
4.2 Влияние фосфора и режимов термообработки на структурно-фазовое состояние и твёрдость многокомпонентных латуней	79
ГЛАВА 5. РЕАЛИЗАЦИЯ В ПРОМЫШЛЕННОСТИ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРОВЕДЁННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ	90
5.1 Рационализация состава и технологии массового производства деталей из сложнолегированной латуни	90
5.2 Разработка состава сплавов латуни с более высокими эксплуатационными и технологическими свойствами	92
5.2.1 Оценка обрабатываемости резанием многокомпонентных латуней с содержанием фосфора 0,5%	94
5.2.2 Сравнительные испытания на износ	95
5.2.2.1 Оценка состояния поверхности после трибоиспытаний	98
5.2.2.2 Испытания в присутствии трансмиссионного масла	99
5.3 Разработка технических требований к сплавам марок ЛМцАЖНФ, ЛМцАЖНФ1 и ЛМцАЖКФС и регламента технологической обработки	100
5.3.1 Научно-исследовательская основа для разработки технической документации	100
5.4 Технико-экономические перспективы использования фосфорсодержащих латуней	102
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	103
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	105
ПРИЛОЖЕНИЕ 1. ТЕХНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ	124
ПРИЛОЖЕНИЕ 2. АКТ о внедрении	129

*Посвящается светлой памяти Михаила Александровича
Выбойщика — выдающегося учёного, учителя и
наставника, доктора физико-математических наук,
профессора, заслуженного работника высшей школы РФ*

ВВЕДЕНИЕ

Многокомпонентные латуни востребованы в широком спектре отраслей благодаря их специфическим свойствам: износостойкости и прочности.

Работа посвящена повышению технологичности и надежности. Объектом исследования являются кремнемарганцевые марки латуни, содержащие алюминий, железо и свинец. Эти сплавы обладают двухфазной структурой, включающей α -фазу (твёрдый раствор цинка в меди) и β' -фазу. Легирующие элементы Fe, Mn, Cr и др. образуют упрочняющие интерметаллиды и силициды сложного состава на основе $(\text{Fe,Mn})_5\text{Si}_3$. Свинец находится в структурно-свободном состоянии и улучшает обрабатываемость.

Благодаря высокой износостойкости востребованы отечественные сплавы сложнолегированных латуней (ЛМЦАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, ЛМЦАЖКС 70-7-5-2-2-1, ЛМЦСКА 58-2-2-1, ЛМЦКНС 58-3-1,5-1,5-1, ЛМЦАКХН 62-3-2-0,8-0,2-0,4) для производства трансмиссий в автомобильной промышленности. Основные трудности при использовании латунных материалов заключаются в низкой технологичности и работоспособности. Можно выделить следующие основные недостатки используемых латуней:

- склонность к растрескиванию при обработке давлением;
- низкая износостойкость в нагруженных узлах трения;
- неконтролируемое содержание примесей (Sb, As, Cd, Na и др) в латунных сплавах;
- токсичность свинецсодержащих латуней.

Анализ данных свидетельствует о двойственной роли фосфора в медных сплавах. Широко применяемый в бронзах в качестве легирующего элемента и рафинирующей добавки, фосфор традиционно рассматривался как вредная примесь в латунях, из-за склонности вызывать охрупчивание и межкристаллитное разрушение. Однако накопленный опыт использования фосфора в бронзах позволяет по-новому

оценить его потенциал в многокомпонентных латунных системах. В последние десятилетия наметился устойчивый тренд, особенно в западных странах, к замене токсичных элементов (в частности свинца) экологичными материалами. В медно - кремниевом - фосфорных системах температура фазовых превращений фосфорсодержащих соединений существенно превышает аналогичные показатели для кремниевых фаз [1, 2]. Химическое сродство фосфора к железу и марганцу превышает сродство с кремнием, что обуславливает образование крупных упрочняющих включений и открывает возможности для создания экологичных латуней с улучшенным комплексом свойств при контролируемом содержании фосфора.

В связи с этим, разработка фосфорсодержащих латуней с упрочняющими фазами для создания современных экобезопасных материалов, сочетающих износостойкость, структурную стабильность и стойкость к растрескиванию при горячей обработке (650 - 800°C) весьма **актуальна**. Легирование фосфором позволяет исключить содержание токсичного свинца, значительно уменьшить риск образования трещин при горячей деформации и увеличить срок службы деталей. Это открывает путь к созданию импортозамещающих материалов.

Степень разработанности темы. Вопросы формирования структуры, фазового состава и свойств многокомпонентных латуней систематически рассматриваются в научной литературе начиная с фундаментальных работ Ю.Н. Логинова, Б.А. Колачева, В.И. Елагина и других классиков металловедения. Дальнейшее развитие данное направление получило в трудах В.В. Антипова, И.В. Котлярова, Н.Б. Пугачёвой, а также Н.А. Белова, Ю.Н. Райкова и др., где детально изучены закономерности распределения α - и β -фаз в зависимости от концентрации цинка.

Значительное внимание уделено природе интерметаллидных включений и их влиянию на эксплуатационные характеристики. В работах отечественных и зарубежных исследователей, включая М. Kondracki, J. Gawroński, J. Szajnar, проанализирована роль интерметаллидных фаз в технологических процессах получения латуней, а в работах А.В. Святкина показано влияние нагрева в интервале температур горячей деформации на морфологию силицидных включений, технологичность сплавов и их склонность к растрескиванию при термомеханическом воздействии.

Вместе с тем в патентной литературе сформировалось самостоятельное направление, в рамках которого фосфор рассматривается как перспективный компонент малосвинцовых и бессвинцовых латуней. Так, в патенте Keiichiro Oishi фосфор описан как добавка, повышающая жидкотекучесть, обрабатываемость резанием, стойкость к обесцинкованию и высокотемпературному окислению в Cu–Zn–Si-сплавах с очень низким содержанием свинца. В патентных решениях Xu Chuankai, Hu Zhenqing и Zhang Siqi фосфор рассматривается уже как один из ключевых элементов бессвинцовых легкообрабатываемых латуней, предназначенных для замены традиционных свинецсодержащих сплавов. Перспективность фосфорсодержащих латуней для деталей типа синхронизаторных колец подтверждается также патентами Norbert Gaag и Meinrad Holderied, где описаны износостойкие марганцовистые латуни с добавлением фосфора для работы в условиях повышенных нагрузок.

По совокупности опубликованных материалов можно заключить, что для сплавов системы Cu–Zn–Mn–Al–Fe–Si до настоящего времени отсутствуют систематизированные сведения о влиянии фосфора на фазовый состав, морфологию и термическую устойчивость силицидных и фосфидных включений, перераспределение элементов между твёрдым раствором и упрочняющими фазами, а также на комплекс технологических и эксплуатационных свойств. Это обусловило выбор направления настоящего исследования и определило его цель и задачи.

Объект исследования. Кремнемарганцевые многокомпонентные латуни, содержащие алюминий, железо и свинец, а также экспериментальные сплавы с дозированным содержанием фосфора (0,05–0,50 мас.%).

Предмет исследования. Закономерности влияния легирования фосфором (в диапазоне 0,05–0,50 мас.% и при примесных концентрациях 0,005–0,01 мас.%) на структурно-фазовые превращения и свойства многокомпонентных латуней.

Цель работы. Повышение износостойкости, трещиностойкости и структурной стабильности кремнемарганцевых многокомпонентных латуней на основе дозированного легирования фосфором.

Для реализации указанной цели поставлены и решены следующие задачи исследований:

Задачи исследования:

1. Провести комплексный структурный и фазовый анализ промышленных латуней ЛМцАЖН и ЛМцАЖКС, используемых для изготовления колец синхронизатора коробки передач.
2. Исследовать изменение структурных составляющих латуней ЛМцАЖН и ЛМцАЖКС при нагреве в интервале температур горячей деформации.
3. На основе исследуемых латуней изготовить экспериментальные сплавы с варьируемым содержанием фосфора в диапазоне 0,05–0,50 мас.% и оценить воспроизводимость результатов на трёх комплектах образцов.
4. Исследовать взаимодействие фосфора и кремния в изучаемых сплавах. Оценить влияние концентрации фосфора на химический состав твердого раствора и упрочняющих фаз.
5. Оценить влияние структурных изменений, вызванных легированием фосфором, на механические (твёрдость), технологические (обрабатываемость резанием, склонность к растрескиванию при горячей деформации) и эксплуатационные (износостойкость) свойства сплавов.
6. Разработать техническую документацию для промышленного внедрения фосфорсодержащих латуней: технические условия на поставку заготовок; систему контроля качества.

На защиту выносятся:

1. Количественные закономерности влияния содержания фосфора (0–0,50 мас.%) на соотношение α/β -фаз и морфологию включений в многокомпонентных латунях (рост доли α -фазы до 50% в литом состоянии и до 80% после стабилизирующего отжига).
2. Установленные интервалы термической стабильности включений при нагреве в диапазоне горячей деформации: начало растворения силицидов при 700 °С и сохранение стабильности фосфидных включений $(Fe, Mn)_3P$ до 750 °С.
3. Выявленный эффект легирования фосфором в количестве 0,10 мас.‰: формирование метастабильной пластинчатой α -фазы с повышенной твёрдостью (до 210 HV30) без применения традиционной закалки.

4. Экспериментально подтвержденные преимущества разработанных сплавов по износостойкости и технологичности, включая снижение объёмного износа в смазке GL-4 75W-90 до 48% для сплава с 0,50 мас.% P, а также предложенные режимы горячей деформации и стабилизирующего отжига.

Научная новизна:

1. Установлено, что увеличение содержания фосфора от 0 до 0,50 мас.% в кремнемарганцевых многокомпонентных латунях сопровождается ростом доли α -фазы с 10 до 50% в литом состоянии и с 30 до 80% после стабилизирующего отжига (430 °C, 3,5 ч).

2. Выявлено, что при содержании фосфора 0,10 мас.% реализуется сдвиговой механизм превращения $\beta \rightarrow \alpha$ с формированием метастабильной пластинчатой α -фазы, обеспечивающей аномально высокую твёрдость (≈ 210 HV30).

3. Различия в температурной устойчивости основных типов включений в условиях горячей деформации: растворение силицидных включений начинается при 700 °C, тогда как фосфидные включения $(\text{Fe, Mn})_3\text{P}$ сохраняют морфологическую стабильность до 750 °C.

4. Показано, что при легировании фосфором ($\geq 0,15$ мас.%) изменяются состав и морфология силицидных включений системы $(\text{Fe, Mn})\text{-Si}$ с образованием фосфорсодержащих фаз. Это сопровождается перераспределением кремния: его содержание в β -фазе возрастает с 0,18–0,20 % (в образце без фосфора) до 0,35–0,40 % (при 0,50 % P) на фоне одновременного обеднения кремнием фосфидных включений.

5. Экспериментально установлено, что при содержании фосфора 0,50 мас.% стабилизирующий отжиг (430 °C, 3,5 ч) вызывает дисперсионное выделение силицидов системы Mn-Fe-Si , обеспечивающее повышение твёрдости на 29% (с 169 до 213 HV30).

Практическая значимость работы:

1. Разработаны и внедрены в АО «АВТОВАЗ» Технические условия ТУ48.43.31 – 001 – 00232934 - 2025 на кованые латунные заготовки для колец синхронизаторов с регламентированным содержанием фосфора (0,08–0,12% для ЛМцАЖНФ; 0,15–0,25% для ЛМцАЖНФ1; 0,40–0,55% для ЛМцАЖКФС),

устанавливающие требования к химсоставу, твёрдости и микроструктуре. Документ используется при приёмке и контроле в производстве (акт внедрения от 09.10.2025).

2. Созданы и внедрены в производство АО «АВТОВАЗ» технологические регламенты обработки фосфорсодержащих латуней (акт от 09.10.2025), включающие режимы горячей деформации (≤ 750 °С) и термообработки, нормирующие соотношение α/β -фаз и твёрдость 165–213 HV30.

3. Разработана система контроля качества фосфорсодержащих латуней, основанная на металлографическом анализе структуры, обеспечивающая стабильность состава готовой продукции. Фосфор включён в процедуру одобрения химического состава как фактор, значимо влияющий на свойства сплавов. Система внедрена в лаборатории ОТМиТО УЛИР АО «АВТОВАЗ» (подтверждено актом внедрения от 09.10.2025) и используется при контроле заготовок и сертификации опытных партий.

4. Поданы патентные заявки (№ 2025120619 от 25.07.2025 и № 2025120267 от 23.07.2025) на составы многокомпонентных латуней с содержанием фосфора 0,2 и 0,5%, обеспечивающие сочетание высоких значений обрабатываемости, прочности и износостойкости.

Апробация работы. Основные положения диссертационной работы докладывались, обсуждались и были одобрены на XIV Всероссийской школе-конференции молодых учёных с международным участием «КоМУ-2022» (г. Ижевск, 2022 г.), XI Международной школе «Физическое материаловедение» (г. Тольятти, 2023 г.), XXIII Международной научно-технической уральской школе-семинаре металловедов – молодых учёных (г. Екатеринбург, 2025 г.), XII Международной школе «Физическое материаловедение» (г. Тольятти, 2025 г.), а также на Международной научно-практической конференции «Перспективные материалы конструкционного и функционального назначения» (г. Тольятти, 2025 г.).

Публикации. Основные результаты диссертационной работы опубликованы в 9 печатных работах, в том числе в пяти научных изданиях рецензируемых ВАК РФ и журналах из базы цитирования Scopus. По результатам исследований получено положительное решение о выдаче патента РФ.

ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ЛАТУНЕЙ

1.1 Химический состав многокомпонентных латуней и влияние отдельных элементов на свойства и структуру

Латунные сплавы состоят из меди (Cu) и цинка (Zn), которые образуют твёрдые растворы замещения. Сплавы можно разделить на α латунь – твёрдый раствор атомов цинка в кристаллической решетке меди (ГЦК), β' – классический пример электронного соединения (соединения Юм-Розери) с приближительной формулой CuZn и $\alpha + \beta'$ латунь – сочетание двух видов твёрдых растворов. Иными словами, латуни и их микроструктуры зависят от содержания цинка. Морфология α - и β -фаз регулируется термической обработкой, тогда как параметры силицидных включений преимущественно зависят от химического состава сплава [3].

Многокомпонентные латуни легируют алюминием, железом, кремнием, марганцем, мышьяком, никелем, оловом и свинцом, каждый из которых придает сплаву специфические свойства: алюминий, никель, олово и кремний повышают прочность и коррозионную стойкость [4], железо измельчает структуру, марганец увеличивает жаропрочность [5], мышьяк предотвращает обесцинкование [6], а свинец улучшает обрабатываемость [7]. При обработке двухфазных $\alpha+\beta$ -латуней следует избегать быстрого охлаждения, так как это вызывает образование строчечной структуры с пониженной пластичностью [8].

Современные металлургические предприятия активно используют вторичное сырьё при производстве латуни, включая возвратные материалы. При переработке шихты, как правило, ограничиваются ручным отбором крупных частиц цветных металлов или используют грохочение для отделения металлической фракции [9]. Загрязнение сплавов преимущественно возникает при переработке специализированных латуней. Основную проблему представляют остаточные элементы, которые постепенно накапливаются при повторных переплавах. Эти

примеси, включая легирующие добавки специального назначения существенно ухудшают технологические свойства сплавов [10]. Современные методы контроля состава сплавов не обеспечивают полного исключения примесей из производственного цикла. Особую проблему представляют дисперсные силицидные фазы, которые при выкрашивании попадают в зону контакта и начинают действовать как абразивные частицы. Особенно критично это проявляется в ответственных деталях с повышенными требованиями к износостойкости, таких как подшипниковые сплавы и материалы для пар трения. Существующая ситуация требует разработки новых подходов совершенствования контроля микропримесей и предотвращения спонтанного образования нежелательных фаз, а также создания составов с управляемым фазообразованием.

Исследования [11, 12] показали, что многокомпонентные латуни с легированием на основе Mn-Al-Fe-Si состоят из $\alpha+\beta$ -фазы, силицидов типа Me_5Si_3 (где Me - Fe, Mn, Ni) и частиц свободного свинца. Морфология α - и β -фаз может регулироваться термической обработкой, тогда как характеристики силицидных включений в основном определяются химическим составом сплава. Дополнительное упрочнение латуней системы Cu-Zn-Mn-Al-Fe-Si происходит за счет образования мартенсита и ультрадисперсных частиц Mn_5Si_3 при закалке, а также последующего формирования бейнитной структуры во время отпуска при температурах 250-280°C, что сопровождается частичным растворением этих частиц [13].

Фазовое прогнозирование многокомпонентных латуней осуществляется по диаграммам состояния соответствующих многокомпонентных систем. Диаграммы позволяют определять какие фазы, и в каких долях будут в многокомпонентной латуни при заданном составе и температуре. Именно фазовый состав определяет прочность, пластичность, коррозионную стойкость и технологичность. Однако, детально изучены лишь некоторые тройные системы, включающие медь, цинк и другие элементы (например, Al, Mn, Ni, Si, Sn, Pb) [14]. В качестве приближенного метода оценки влияния легирующих элементов на структуру латуни используют коэффициенты замены цинка - метод Гийе, рассчитывается по формуле:

$$A' = \frac{100 A}{100 + D(k-1)}; \quad D = \frac{100 (A-A')}{A (k-1)}; \quad K = 1 + \frac{100 (A-A')}{A' D}, \quad (1.1)$$

где A' - ориентировочное содержание меди; D - количество третьего компонента; K - коэффициент эквивалентности.

Коэффициенты эквивалентности [15] согласно источника [14] показывают, какое количество (процентов) цинка может быть заменено одним процентом другого элемента. Примеры значений: Si (10-12), Al (4-6), Sn (2), Pb (1), Fe (0,9), Mn (0,5), Ni (-1,39), Co (-1,2) [16].

Анализируя представленный перечень коэффициентов эквивалентности, можно сделать вывод, что наиболее сильное воздействие на изменение фазовых переходов в латунных сплавах оказывают добавки кремния и алюминия. Присутствие указанных элементов (за исключением никеля) смещает диапазон существования β -фазы ближе к области содержания меди [17].

Свинец формирует собственные включения, не входя в твёрдый раствор, марганец частично связывается в виде силицидов, тогда как железо практически полностью связано в силицидах. По данным источника [18] кремний также может находиться либо полностью в силицидах, либо частично входить в состав твёрдого раствора. Это приводит к существенному различию между расчётным фазовым составом сплава и реальным распределением элементов в его структуре [19, 20].

Особую сложность представляет переменный состав интерметаллидных фаз, где различные элементы могут взаимно замещать друг друга в кристаллической решетке. Такая особенность существенно усложняет точное прогнозирование фазового состава и требует внесения соответствующих корректировок в традиционные расчетные методики.

В работе В. В. Антипова [16] было установлено, что твёрдость латуней системы Cu-Zn-Mn-Si напрямую зависит от концентрации кремния. Результаты термического, металлографического, рентгеновского анализов и измерений твёрдости позволили построить диаграмму состояния (рисунок 1) для определённого разреза сплавов (58,5% Cu, 3,5% Mn) в области содержания кремния до 1,0%.

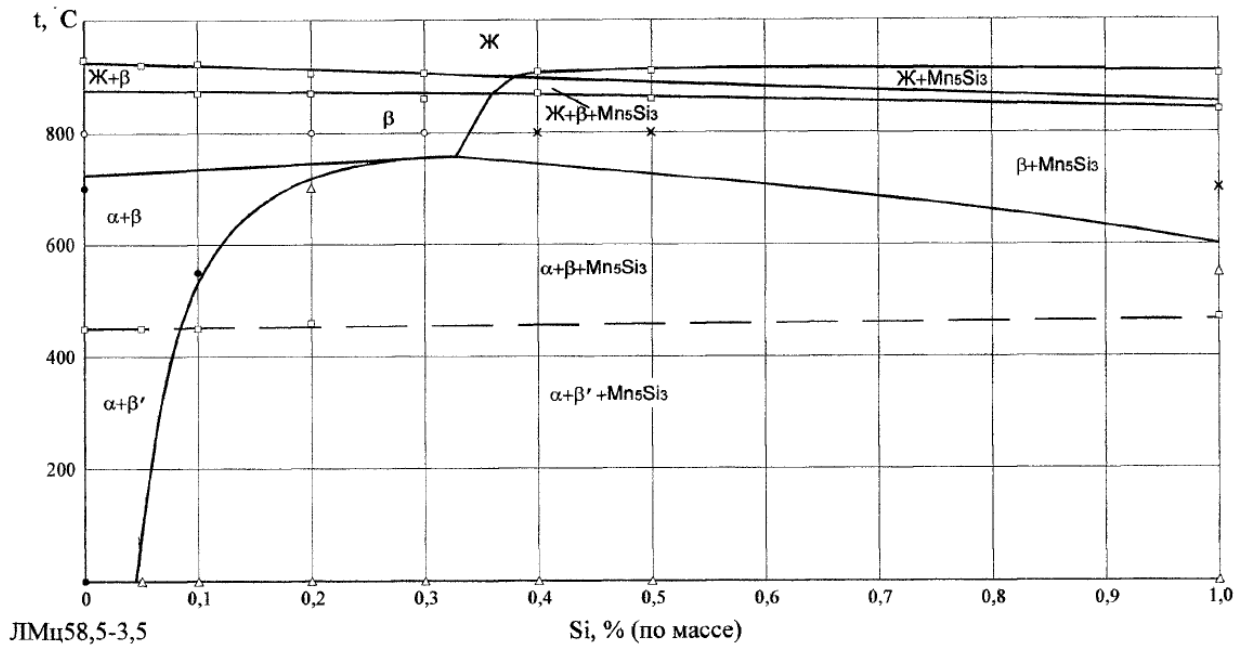


Рисунок 1 – Политермическое сечение диаграммы состояния Cu-Zn-Mn-Si при постоянном содержании меди 58,5 % (по массе) и марганца 3,5 % (по массе); □ -термический анализ; ○, ●, Δ - металлографический анализ [16]

При понижении температуры растворимость соединения Mn_5Si_3 в опытных латунях системы Cu-Zn-Mn-Si снижается. Это приводит к выделению кристаллов фазы Mn_5Si_3 в твердом состоянии [16]. Пунктирная линия, как и на предыдущих разрезах, обозначает линию упорядочения β -фазы.

В исследовании И. В. Котлярова [21] по выявлению взаимосвязи между химическим составом сложных латуней, их фазовой структурой и, как следствие, твердостью, была разработана диаграмма тройной системы Cu-Zn- Mn_5Si_3 . Для прогнозирования состава латуни ЛМцАЖКС применялся цинковый эквивалент, рассчитанный по методу Гийе. Политермический псевдобинарный разрез системы Cu-Zn- Mn_5Si_3 с фиксированным содержанием силицидов представлен на рисунке 2. При содержании легирующих элементов в количествах больших предельной их растворимости в α - и β -фазах в структуре латуней появляются новые фазы. Помимо основных фаз, для многокомпонентных латуней рассматриваются κ , γ и μ - фазы, сведения о них рассмотрены в работах [22, 23]. Большинство фаз стабильно существует только в определённых температурных диапазонах; при выходе за их пределы происходит их растворение. Таким образом, при комнатной температуре эти

фазы не наблюдаются. В России фазы типа κ и μ мало освещены в литературе из-за их ограниченного применения в промышленных сплавах.

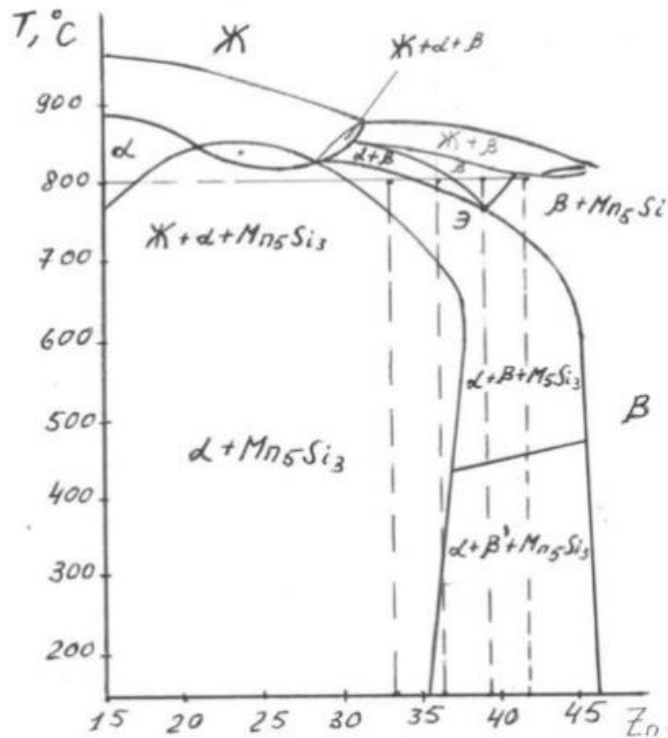


Рисунок 2 – Псевдобинарный политермический разрез системы Cu – Zn – Mn_5Si_3 с постоянным содержанием силицидов. (Диаграмма состояния Cu – Zn – Mn_5Si_3) [21]

Фаза γ_1 твердого раствора на основе соединения Cu_9Al_4 существует в диапазоне от 16 до 18,8 вес.% (от 31,3 до 35,3 ат.%) Al. Образуется при перитектоидной реакции при температуре 729°C и стабильна вплоть до комнатной температуры. Она имеет кубическую решетку с 52 атомами в элементарной ячейке. Параметр ячейки составляет 8,7052 [22].

Фаза γ_2 , представляющая собой твердый раствор на основе соединения $Cu_{32}Al_{19}$, присутствует в диапазоне содержания алюминия от 18,8 до 20,7 вес.% (от 35,3 до 38,1 ат.%) и обладает моноклинной решеткой, содержащей 102 атома в элементарной ячейке.

Алюминий эффективно способствует образованию γ -фазы, которая улучшает обработку сплава Cu-Si-Zn. Алюминий улучшает характеристики

многокомпонентной латуни, повышая её прочность, износостойкость и жаростойкость. Он также облегчает обработку и снижает удельный вес материала. Для достижения оптимальной обрабатываемости резанием (резки, фрезерования, сверления и т.д.) требуется минимум 0,1% алюминия по массе. Однако превышение 2,0% алюминия не дает дальнейшего улучшения обрабатываемости, а избыток (свыше 2,0%) может снизить пластичность сплава из-за образования излишней γ -фазы, которая влияет на обрабатываемость [24].

В промышленности широко применяются высокомедные латуни с добавлением до 4% алюминия, благодаря однофазной структуре, они легко поддаются обработке давлением. Для улучшения их свойств, алюминиевые латуни также легируют никелем, железом, марганцем и кремнием, которые обладают переменной растворимостью в α -твердом растворе, что позволяет упрочнять эти латуни с использованием методов закалки и старения.

Добавление алюминия в многокомпонентные латуни обеспечивает высокую текучесть композиции. Однако при более высоком содержании алюминия до 0,05 мас.%, было обнаружено, что алюминий осаждается по границам зерен, что приводит к образованию трещин и нарушению сплошности [25].

Кремний в латунях растворяется в основной α -фазе и образует силицидные соединения. Способствует увеличению предела упругости α -фазы, что обеспечивает высокую упругость, отличные антифрикционные свойства и хорошую устойчивость к коррозии [26]. Влияние кремния существенно зависит от состава сплава и взаимодействия с другими элементами, особенно цинком и марганцем [27].

В отличие от чистой меди, где кремний до 3% остается в твердом растворе, в латунях он склонен к образованию γ -фазы Cu_5Si или силицидов марганца Mn_5Si_3 . Это связано с тем, что цинк снижает растворимость кремния в α -фазе, а марганец проявляет высокое химическое сродство к кремнию и активно связывает его в силициды. Такое взаимодействие приводит к комплексному изменению характеристик сплава - с одной стороны повышается прочность и износостойкость, с другой может снижаться пластичность. При умеренном содержании (0,5–2% Si)

кремний упрочняет α -фазу (твердорастворное упрочнение), повышая предел упругости и улучшая антифрикционные свойства. При избытке кремния (более 2 – 3%) в металле образуются крупные силицидные фазы (γ , κ , а в некоторых случаях и μ), что снижает пластичность и коррозионную стойкость [28, 29].

В кремнистых латунях содержание кремния ограничивают 3% из-за того, что присутствие γ -фазы значительно ухудшает их обрабатываемость. Их отличает отличная обработка давлением как в горячем, так и в холодном состоянии, высокая жидкотекучесть при литье. Однако их недостатком является повышенная восприимчивость к поглощению газов [30].

Фаза κ формируется путем перитектоидной реакции при температуре 842°C в присутствии кремния. Она существует в пределах температуры от 842° до 552°C, и при 552° она разлагается на фазы α и γ посредством эвтектоидной реакции [22]. Исследования подтверждают сложный характер фазовых превращений в таких системах, включая статистическое поведение κ -фазы [23, 31].

Совместное легирование кремнием и алюминием нередко применяют для достижения оптимального комплекса свойств латунных сплавов [32, 30].

В современных условиях актуальной задачей является поиск альтернативных легирующих элементов для замены токсичного свинца в латунных сплавах. Кремний рассматривается в качестве перспективной экологичной замены, поскольку он не только устраняет негативное воздействие на окружающую среду, но и комплексно улучшает технологические свойства сплавов: повышает коррозионную стойкость, облегчает процессы пайки и сварки, а также улучшает обрабатываемость резанием.

Марганец присутствует в сплавах многокомпонентных латуней в пределах 0,1-5% (масс.) и играет важную роль в образовании интерметаллидов [33, 34]. В системе Cu-Mn процессы преобразования в твердом состоянии связаны с упорядочиванием и изменениями в аллотропических формах марганца. Твердый раствор (α Cu, γ Cu) упорядочивается при определенных содержаниях и температурах (например, 16% ат. Mn при 400°C и 25% ат. Mn при 450°C) [35]. В системе в твердом состоянии происходит переход от гранецентрированной кубической решетки твердого раствора на основе меди к гранецентрированной

решетке марганца, иногда с метастабильной фазой марганца с гранцентрированной тетрагональной решеткой [36, 37].

Сочетание марганца и кремния в латунях играет ключевую роль в их упрочнении и улучшении эксплуатационных характеристик, что привело к выделению особого технологического класса этих сплавов [38].

При превышении содержания кремния 0,5% и марганца 1% в латунях начинают образовываться стабильные силицидные соединения. Основным упрочняющим компонентом является фаза Mn_5Si_3 , имеющая гексагональную кристаллическую структуру [39]. Если кремния в сплаве больше 3%, может также образовываться дополнительная фаза $MnSi$ [40].

Механизм образования этих соединений состоит из нескольких этапов. Во время кристаллизации сплава марганец (растворимость в меди до 3%) и кремний (растворимость до 0,5%) вытесняется в области между дендритами.

Марганец и кремний оказывают противоположное влияние на фазовый состав латуней. Кремний способствует стабилизации β -фазы, увеличивая температуру ее превращения в α -фазу примерно на 15-20°C на каждый процент содержания кремния [41]. Марганец, напротив, нейтрализует этот эффект, стабилизируя α -фазу. Оптимальное соотношение марганца к кремнию (Mn/Si) в пределах 2,5-3,5 позволяет достичь сбалансированного фазового состава [42].

С точки зрения термодинамики, образование силицидов марганца сопровождается значительной энергией связи. Энтальпия образования Mn_5Si_3 составляет около -120 кДж/моль [41]. Энергия активации процесса диффузии марганца в медной матрице составляет 145 кДж/моль [41]. Активное образование силицидов начинается при температурах 450-500°C [43].

Образование силицидов марганца приводит к ряду значимых эффектов. Частицы Mn_5Si_3 размером 0,1-2 мкм эффективно препятствуют движению дислокаций [44], что повышает твердость сплава на 30-50% по сравнению с латунями без марганца [45]. Интерметаллидные фазы обладают высокой термической стабильностью, сохраняя свои свойства до температур 600°C [46].

Согласно авторам патента [47] введение хрома, никеля или железа (или всех этих элементов вместе) в количестве от 0,1 до 4 % в сложнолегированную кремнемарганцевую латунь приводит к образованию сложного комплексного соединения $MnSi(Fe, Ni, Cr)$ с силицидами марганца. Твердость этого соединения превышает твердость силицида марганца, что улучшает прочность и износостойкость сплава. Содержание хрома, никеля или железа менее 0,1 % не оказывает должного влияния. Кроме того, авторы предлагают добавлять 0,1-3,0 % олова в латунь. Олово способствует измельчению силицидов марганца, что приводит к улучшению прочности, ударной вязкости и износостойкости сплава. Ограничение в 3 % олова обусловлено риском увеличения хрупкости сплава, а при содержании меньше 0,1 % олово не оказывает положительного воздействия.

Железо практически не растворяется в медно-цинковых сплавах при комнатной температуре (менее 0,1%) [48]. Оно присутствует в виде мелких частиц γ -Fe размером от 0.5 до 3 мкм, которые в основном располагаются по границам зерен сплава [29]. Присутствие частиц железа способствует образованию новых кристаллов (гетерогенная кристаллизация) в процессе затвердевания сплава. Это приводит к увеличению числа центров кристаллизации в 4-5 раз, уменьшению среднего размера зерна с 50-60 мкм до 20-30 мкм (при содержании железа 0,3-1,0 %) и замедлению движения границ зерен при нагреве и перекристаллизации.

Измельчение структуры сплава под действием железа вызывает комплексное улучшение механических свойств. Важным технологическим преимуществом является снижение склонности сплава к коррозионному растрескиванию [49].

Оптимальное содержание железа варьируется в зависимости от требуемых характеристик: для максимального измельчения зерна рекомендуется 0,5-0,8% Fe, тогда как для комплексного улучшения свойств достаточно 0,3-0,6%. Превышение концентрации железа выше 1,2% вызывает негативные последствия: образование крупных включений, снижение пластичности на 30-40% и появление магнитных свойств [50].

Синергетический эффект достигается при комбинированном легировании железом с другими элементами. В системе Cu-Zn-Fe-Mn (латуни ЛЖМц)

наблюдается значительное повышение коррозионной стойкости в морской воде. Добавка алюминия (Cu-Zn-Fe-Al) увеличивает жаропрочность до 300°C, а никельсодержащие композиции (Cu-Zn-Fe-Ni) демонстрируют исключительную стабильность свойств при длительной эксплуатации. Эти особенности делают железосодержащие латуни перспективными для ответственных применений в различных отраслях промышленности [51].

Свинец в латунных сплавах присутствует в виде отдельных включений, практически не растворяясь в медной матрице [52, 53]. Его растворимость составляет менее 0.1%, поэтому он образует дискретные частицы размером 0,5-3 мкм, которые распределяются преимущественно по границам зерен и внутри кристаллической решетки [54]. При нагреве выше температуры плавления (327°C) свинец формирует легкоплавкие прослойки, что может приводить к явлению горячеломкости при обработке [55].

Добавка 1-3% свинца понижает температуру солидуса на 20-30°C, что важно учитывать при литье и горячей деформации [48].

Особенно заметно влияние свинца в промышленных сплавах типа ЛС59 - 1 [56]. При температуре 730°C такой сплав имеет преимущественно β -структуру, но после охлаждения переходит в двухфазное состояние ($\alpha+\beta'$) с выделениями свинца по границам зерен [57].

Технологические преимущества свинца включают улучшение обрабатываемости резанием - свинцовые включения действуют как внутренняя смазка, обеспечивая образование короткой сыпучей стружки [58]. Это свойство особенно ценно для так называемых «автоматных латуней». Кроме того, свинец придает материалу антифрикционные свойства, снижая коэффициент трения, что делает его полезным для подшипниковых сплавов. [59, 60, 61].

Однако использование свинца сопряжено с экологическими проблемами, так как он может выщелачиваться в окружающую среду [62]. Это стимулирует поиск альтернатив, таких как висмут, олово или кремний. В сложнолегированных системах, например Cu-Zn-Pb-Mn или Cu-Zn-Pb-Fe, свинец демонстрирует синергетический эффект, улучшая комплекс свойств [63]. Фазовые диаграммы таких

многокомпонентных систем, особенно с участием алюминия, железа или никеля, показывают образование сложных эвтектик, что требует тщательного анализа при разработке новых составов [64].

Висмут в многокомпонентных латунях демонстрирует сложное влияние на структуру и свойства сплавов [65]. Аналогично свинцу, висмут практически не растворяется в меди и имеет низкую температуру плавления (271°C), однако его поведение в сплаве существенно отличается. В традиционных Cu-Zn латунях висмут склонен к образованию непрерывных пленок по границам α/β фаз, что приводит к межкристаллитному растрескиванию и охрупчиванию материала [66]. Особенно ярко это проявляется при термообработке и механической обработке, когда зернограничная сегрегация висмута провоцирует отпускную хрупкость, снижение сопротивления ползучести и коррозионное растрескивание.

В последних исследованиях [67, 68] бессвинцовых латуней системы Cu - Zn - Si обнаружен интересный эффект: при введении висмута в виде Bi - Sn припоя (1:1) распределение элемента в структуре кардинально меняется. При содержании 1% Bi - Sn образуются округлые частицы висмута в β -фазе и на границах α/β фаз, а при увеличении концентрации до 2-4% включения формируются исключительно в α -фазе. Важно отметить, что в таких системах не наблюдается образования сплошных пленок на границах зерен, что исключает характерное для чистого висмута трещинообразование.

Для минимизации негативного влияния висмута разработаны специальные приемы легирования. Добавка 0,1-0,3% фосфора, индия или олова существенно снижает склонность к охрупчиванию, а редкоземельные элементы (церий, лантан, неодим) образуют с висмутом стабильные интерметаллиды, предотвращающие его вредную сегрегацию [58]. Технологически важно контролировать скорость охлаждения отливок и применять низкотемпературный отжиг при $200\text{-}250^{\circ}\text{C}$.

1.2 Кремнемарганцевые латуни: промышленные марки и применение

Универсальность латуней, обусловленная широкими возможностями изменения их состава (содержания цинка и других добавок), сделала их востребованными в различных отраслях, включая судостроение, автомобилестроение и электротехнику [69]. Эти сплавы ценятся за их устойчивость к коррозии и износу, превосходные механические, тепловые и электрические характеристики, а также за легкость обработки и доступную стоимость [70].

Кремнемарганцевые латуни представляют интерес при изготовлении деталей, работающих в условиях интенсивного трения и износа. Комбинация варьируемого химического состава и термической обработки позволяет формировать широкий спектр механических и трибологических характеристик, что в ряде случаев обеспечивает преимущество по эксплуатационной эффективности по сравнению с оловянистыми и алюминиевыми бронзами. Типичная двухфазная структура ($\alpha+\beta$) включает игольчатые выделения α -фазы и упрочняющие включения интерметаллида Mn_5Si_3 [71].

Высокие трибологические характеристики и простота обработки кремнемарганцевых латуней сделали их идеальным материалом для изготовления синхронизирующих колец в автомобильных коробках передач [72]. Например, ПАО «КАМАЗ» использует латунь марки ЛМцСКА 58 - 2 - 2 - 1 - 1 (аналог по EN – CuZn40Mn2Pb2) [73], а на АВТОВАЗе применяются сплавы ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 (наиболее близкий аналог по EN - CuZn37Mn4Al3FeNi), ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 (аналоги DIENL470HT или diehl474HT) и ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 (аналог по EN - CuZn30Al3Mn3SiNiCr) [74].

Данные латуни представляют собой специальный сплав, где матрицей являются зёрна α и β твёрдых растворов, а в качестве армирующего компонента выступают силициды сложного состава. α - фаза является мягкой составляющей, она обеспечивает вязкость и пластичность сплава, в то время как β определяет прочностные характеристики.

Химический состав применяемых технологических марок кремнистой латуни [78, 79, 80] представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав латуни [78, 79, 80]

Марка	Концентрация элементов (масс. %)									
	Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Si	Pb	Cr	Sn
ЛМцАЖН	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
ЛМцАЖКС	69,5-71,5	6,5-7,5	5,0-6,0	1,4-2,4	≤0,1	ост.	2,00	0,6-1,2	-	≤0,1
ЛМцАКНХ	56,0-60,0	2,5-4,5	0,5-1,5	0,5-1,5	0,5-1,5	32-38	0,10-0,50	≤0,1	0,05-0,3	≤0,3
ЛМцСКА	58,0-61,0	2,0-3,0	0,7-1,5	≤0,6	≤1,0	27,9-36,0	0,5-1,3	1,5-2,5	-	≤0,2

Латунь с α - фазой + β -фазой, армированная силицидами, демонстрирует улучшение износостойкости с увеличением объемной доли α -фазы. Это связано с предотвращением усталостного износа за счет остановки трещин в пластичной α -фазе [84]. Низкое содержание β -фазы способствует образованию микротрещин, указывающих на усталость [13]. Результаты согласуются с исследованиями, которые также отмечают влияние соотношения фаз и характеристик интерметаллидов и силицидов (химический состав, форма и размеры) на износостойкость [75, 76, 77].

Исследования микроструктуры сложнолегированных латуней [83, 82, 13] выявили в сплавах ЛМцСК 58-2-2-1 и ЛМцСКА 58-2-2-1-1 игольчатые/округлые интерметаллиды и силициды (до 5% объема, до 10 мкм) [84]. В отличие от простых латуней, кремний здесь образует силициды, в основном Mn_5Si_3 , повышающие износостойкость [13]. При легировании другими элементами формируются силициды переменного состава, например $(Fe,Mn,Ni)_5Si_3$, с взаимным замещением атомов [13]. В сплавах ЛМцСК 58-2-2-1 и ЛМцСКА 58-2-2-1-1 силициды имеют состав $(Fe,Mn)_5Si_3$, с градиентным распределением элементов: периферия богаче марганцем (45% Mn, 25% Fe), центр – железом (20% Mn, 50% Fe) [85]. В латуни ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1

силициды составляют до 20% объема. Здесь марганец легирует матрицу и входит в состав двух типов силицидов: содержащих и не содержащих железа. Последние имеют состав Mn_5Si_3 (75% Mn, 25% Si) [85, 86]. Причина сложного строения комплексных силицидов кроется в механизме их образования из расплава.

Несмотря на превосходные эксплуатационные характеристики, технологичность рассматриваемых сплавов ограничена рядом факторов. Основная сложность вызвана высокой концентрацией легирующих добавок, что увеличивает сопротивление деформации и уменьшает пластичность материала [87]. Поскольку кремний и железо попадают в сплав в виде примесей из вторичного сырья [88], полностью исключить их присутствие не представляется возможным. Латунь, используемые в узлах трения, часто содержат такие силициды, размером до 4 мм. Подобные включения негативно влияют на износостойкость: они не выполняют полезной работы, а выкрашиваясь, становятся абразивными частицами в зоне контакта. Кроме того, высокое содержание кремния, повышая поверхностное натяжение в процессе литья, способствует образованию трещин, тем самым ухудшая качество заготовок [88].

Таким образом, кремнемарганцевые латуни с оптимальным соотношением α - и β -фаз и силицидами Mn_5Si_3 , обеспечивают прочность, износостойкость и пластичность. Они востребованы в узлах трения, особенно для синхронизаторов, однако высокая концентрация легирующих элементов и мелкие силициды снижают их технологичность. Необходим контроль фазового состава, морфологии и геометрии силицидов.

1.3 Влияние химсостава на размер и форму вторичных фаз

Присутствие таких добавок, как кремний, никель и марганец, обуславливают свойства многокомпонентных систем, за счёт формирования различных фаз, зависящих от соотношения компонентов.

В латунях вторичные фазы (выделения) представлены небольшим количеством мелких интерметаллидов, а главным образом силицидами сложного

состава. В целом, выделения значительно превосходят по твёрдости матричные фазы, сохраняют свою структуру и прочность при высоких температурах, обладают хорошими антикоррозийными и антифракционными свойствами [89].

Тип химической связи в большей степени чем кристаллическая структура оказывают влияние на свойства выделений [90, 91]. В зависимости от доминирующего типа связи выделяют основные виды этих соединений. Вторичные фазы обладают высокой термической стабильностью, сохраняя прочностные характеристики при температурах, достигающих 80-90% от температуры плавления [92]. Особый интерес представляют их аномальные механические свойства, включая необычную обратную зависимость предела текучести от температуры и высокие значения модулей упругости (150-300 ГПа) [93]. К важным преимуществам относятся низкая плотность (3-6 г/см³ для систем на основе Ti, Al, Ni) и, как следствие, высокое удельное отношение прочность/плотность, а также исключительная химическая стойкость, проявляющаяся в устойчивости к окислению при высоких температурах и коррозионной стойкости в агрессивных средах.

Основным ограничением широкого применения интерметаллидов и сложных силицидов остается их низкая пластичность при комнатной температуре, обусловленная тремя ключевыми факторами: ограниченным числом систем скольжения в упорядоченных структурах, наличием ковалентной составляющей связи и сложностью дислокационных механизмов в упорядоченных решетках [94].

Современные исследования сосредоточены на разработке нанокompозитов на основе создания многофазных систем с регулируемым соотношением пластичной матрицы и упрочняющих фаз.

Морфологические особенности силицидов (форма, размеры, распределение) в сложнолегированных латунях напрямую обусловлены вариацией содержания железа, марганца и кремния [85].

Наиболее отчетливо эта зависимость прослеживается на рисунках 3–4, где показаны изменения объёмной доли фаз, распределение частиц различной формы

и их размеры в зависимости от концентрации железа. Установлена связь между параметрами распределения частиц силицидов и химическим составом сплава [85].



Рисунок 3 – Зависимость структурных характеристик латуни ЛМЦАЖКС от содержания железа: а) объёмная доля фаз [22]; б) объёмная доля силицидов различной морфологии [85]

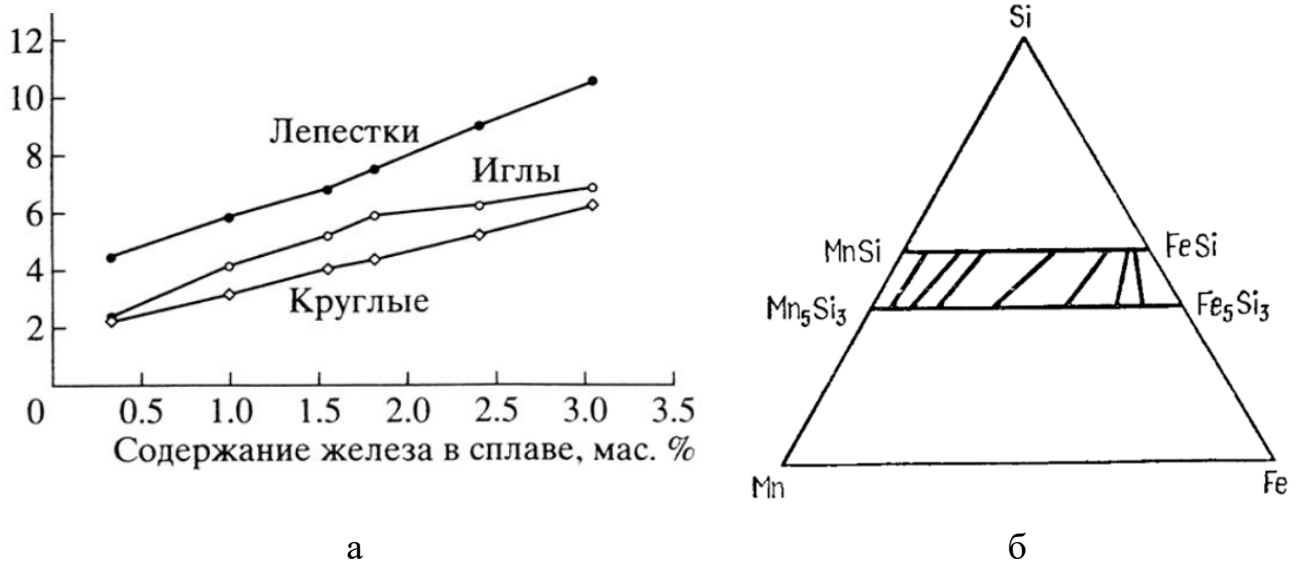


Рисунок 4 – Структурно-фазовые зависимости в системе Fe–Mn–Si: а) размеры частиц силицидов различной формы в модельных сплавах от содержания железа [85]; б) изотермический разрез системы Fe–Si–Mn при 950 °С - область существования соединений Mn₅Si₃ – MnSi

Известно, что в системе $Me_5Si_3 - MeSi$, где $Me = Mn$ или Fe , формируются два ряда твёрдых растворов: $Mn_5Si_3 - Fe_5Si_3$ и $MnSi - FeSi$, разделённые двухфазной областью [95]. При кристаллизации силицидов в системе $Fe-Mn-Si$ фиксируется неравновесное распределение элементов, поэтому каждый последующий нагрев приводит к их перераспределению. Это подтверждается изотермическим разрезом системы $Fe-Si-Mn$ при $950\text{ }^\circ\text{C}$ (рисунок 4б), демонстрирующим устойчивую область существования соединений $Mn_5Si_3 - MnSi$ [96].

Сложное строение комплексных интерметаллидов и силицидов связывают с процессами, протекающими в расплаве на стадии их образования. Одной из концепций, объясняющих данный феномен, является теория сиботаксисов Стюарта, согласно которой в жидкой фазе формируются устойчивые атомные группировки (субтаксисы), служащие структурной основой для последующего формирования вторичных фаз [97].

Согласно теории микронеоднородного строения расплавов [98], при охлаждении расплава увеличивается прочность связей марганец-кремний и железо-кремний. Из анализа структуры крупных силицидов следует, что взаимодействие железо-кремний сильнее, что приводит к формированию сердцевин, обогащенной железом.

Исходя из данных дифференциального термического анализа [23], образование таких силицидов происходит при температурах $965-889^\circ\text{C}$. На завершающей стадии затвердевания расплава практически весь кремний и марганец находятся в твердом растворе, в то время как почти всё железо связано в интерметаллидах [99, 100].

Связь между параметрами и распределением частиц в материале с химическим составом сплава была исследована коллективом уральских ученых: Н.Б. Пугачева и др [85]. Округлые частицы силицидов формируются за счет железа, в то время как более вытянутые за счет марганца. При низком содержании кремния частицы мелкие и округлые, а при высоком содержании полагаются крупные частицы. Подобное влияние имеет и марганец - чем больше его содержание, тем крупнее частицы. Отечественная теоретическая база, на которую опирались исследования, указывает, что форма и количество силицидов зависят от

содержания железа и марганца в сплаве - чем больше железа, тем больше округлых частиц и менее содержание ($\alpha+\beta$) фаз [85].

Рассматривая силициды, необходимо также учитывать их состояние с химической точки зрения. Равновесие в обратимых химических реакциях описывается законом действующих масс К. Гульдберга и П. Вааге (1867) [101]. Этот закон устанавливает постоянство отношения произведения равновесных концентраций (или давлений) продуктов реакции к произведению концентраций (или давлений) исходных веществ, взятых в степенях, равных стехиометрическим коэффициентам (при $T = \text{const}$).

В промышленных латунях широко представлены сложные силициды типа Mn-Fe-Si, с возможным содержанием алюминия и хрома. Особенностью этих включений является разнообразие их форм - от столбчатых и розетчатых до игольчатых и эллипсоидных, что определяется как составом исходного материала, так и условиями кристаллизации [102]. Выделение сложных силицидов можно условно рассматривать как соединение интерметаллидов с кремнием.

Согласно исследованиям, при рабочих температурах 700-750°C наблюдаются увеличение и коагуляция фаз и рекристаллизация зеренной структуры [103, 104].

Особый интерес представляют данные о взаимосвязи параметров горячей деформации, кинетики диффузионных процессов и эволюции интерметаллидных включений. В температурном диапазоне горячей обработки наиболее интенсивно протекают процессы перераспределения легирующих элементов и структурных превращений в системе матрица-вторичные фазы. Диффузионные явления, как показывают исследования различных авторов, существенно влияют на формирование дефектов и характер разрушения материала при последующей эксплуатации.

1.4 Роль фосфора в формировании структуры и свойств

Фосфор – это химический элемент, имеет атомный номер 15. Все элементарные формы фосфора обладают высокой реакционной способностью и не встречаются в природе в чистом виде [105]. Благодаря своей высокой реакционной способности фосфор нашёл широкое применение в различных отраслях промышленности.

Одним из направлений применения фосфора в металлургии является использование в качестве высокоэффективного раскислителя. Эта функция особенно востребована при плавке бронз, где фосфористая медь служит основным агентом для связывания растворённого кислорода. Технологический процесс предусматривает двухэтапное введение фосфористой меди: первичное раскисление 0,2–0,3 % добавкой от массы шихты на стадии расплавления меди и финишное раскисление 0,1–0,2 % добавкой перед выпуском расплава [106].

В сталеплавильном производстве фосфор также способствует связыванию кислорода в тугоплавкие оксиды, повышая чистоту расплава, хотя его содержание должно быть строго ограничено во избежание снижения пластичности и вязкости [107]. Введение фосфора позволяет дополнительно связывать кислород и серу, что способствует улучшению структуры и чистоты материала [108].

В латунях раскисление обеспечивается цинком, поэтому добавление фосфора, как правило, не требуется. Дополнительным фактором, сдерживающим широкое использование фосфора в латунях, является его ограниченная растворимость в системе медь–цинк и склонность к образованию фосфидных фаз, которые могут снижать пластичность и усложнять обработку сплавов. В связи с этим использование фосфора в латунях носит ограниченный характер и сводится, как правило, к микролегированию или введению в качестве модифицирующей добавки в малых концентрациях, тогда как его широкое промышленное применение наблюдается преимущественно в бронзах [109].

Современные металлургические предприятия активно используют вторичное сырьё при производстве латуни, включая возвратные материалы. При переработке шихты, как правило, ограничиваются ручным отбором крупных частиц цветных

металлов или используют грохочение для отделения металлической фракции [110]. В результате такой технологии фосфор неизбежно попадает в состав латуни [10]. Однако, влияние фосфора на сплав, даже в малых концентрациях не исследовано.

Фосфор формирует легкоплавкие фосфиды, благодаря чему значительно повышает жидкотекучесть чугуна. Это свойство особенно востребовано при изготовлении тонкостенных художественных отливок – содержание фосфора обычно составляет от 0,5 до 1,5 %, что позволяет получать более тонкие и качественные формы [111]. Однако при превышении оптимального уровня (0,3–0,8%) возможно образование сетки фосфидной эвтектики, которая ухудшает прочностные характеристики сплава [112].

В сталях влияние фосфора носит сложный и во многом противоречивый характер. С одной стороны, он способствует повышению твёрдости и прочности, за счёт твёрдорастворного упрочнения, а также может улучшать коррозионную стойкость и обрабатываемость при содержании на уровне 0,05–0,2 %. [57]. С другой стороны, избыточное содержание фосфора оказывает отрицательное воздействие, снижая пластичность и вязкость, увеличивая склонность к хрупкому разрушению. Эта двойственная природа проявляется особенно ярко в конструкционных сталях: при оптимальных концентрациях фосфор способен существенно повысить устойчивость материала к коррозии [113], тогда как при превышении допустимого уровня он снижает механические свойства.

Анализ фазовых диаграмм систем марганец-кремний и марганец-фосфор (рисунок 5) позволяет выявить важные закономерности поведения этих элементов в латунных сплавах. Рассматривая диаграмму состояния Mn - Si, можно отметить образование нескольких устойчивых силицидных фаз, таких как Mn_5Si_3 , $MnSi$ и Mn_3Si , которые сохраняют стабильность при температурах, горячей деформации. Фосфиды марганца во всём исследованном диапазоне концентраций характеризуются более высокой температурой образования по сравнению с другими соединениями [35].

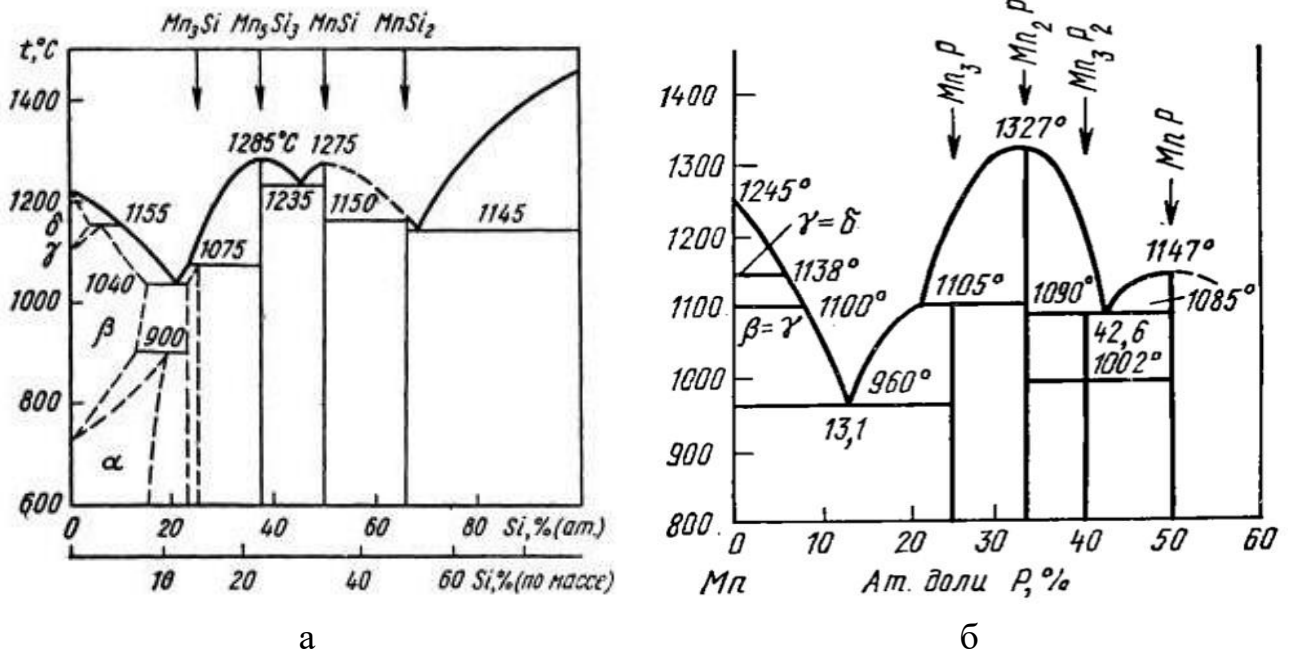


Рисунок 5 – Диаграмма состояния: а) системы Mn-Si; б) системы Mn-P

Известно, что фосфор традиционно используется в медных сплавах либо как рафинирующая добавка при плавке, либо как легирующий элемент в фосфористых бронзах, где он способствует упрочнению и повышению износостойкости [35, 14, 114]. На основании литературных данных можно выдвинуть гипотезу, что в многокомпонентных латунях он также способен формировать устойчивые фосфидные фазы, влияющие на структурную стабильность и склонность сплава к растрескиванию при горячей деформации.

В европейской металлургической практике последних десятилетий наблюдается устойчивая тенденция к исключению свинца из латунных сплавов, что обусловлено необходимостью соответствия экологическим нормам, установленным директивами Евросоюза RoHS (2011/65/EU) – «О ограничении использования некоторых опасных веществ в электрическом и электронном оборудовании» и REACH (№ 1907/2006) – «Регистрация, оценка, разрешение и ограничение химических веществ». Свинец традиционно используется для повышения обрабатываемости резанием, улучшения жидкотекучести и повышения антифрикционных свойств. Его исключение из состава сплавов потребовало поиска альтернативных легирующих компонентов. Одним из наиболее перспективных заменителей может стать фосфор. При введении в концентрациях порядка

0,5 – 1,0 % он обеспечивает образование мелкой стружки, тем самым улучшая обрабатываемость, а также способствует увеличению жидкотекучести расплава, что важно при изготовлении изделий сложной конфигурации. Дополнительным положительным эффектом является его раскислительное действие, снижающее газонасыщенность металла и количество окисных включений. Кроме того, фосфор повышает коррозионную стойкость латуней, в частности их сопротивление обесцинкованию, что особенно актуально при эксплуатации в водной и агрессивной среде. В ряде европейских разработок и патентов описаны новые сплавы – так называемые «фосфористые латуни», в которых свинец полностью заменён фосфором в диапазоне 0,4–1,6 % [115]. Подобные сплавы, получившие название lead-free brass, демонстрируют высокую обрабатываемость и стойкость к коррозии, что делает их востребованными при производстве сантехнической арматуры, электротехнических деталей и других изделий, находящихся в контакте с водой и пищевыми продуктами.

Фосфор, обладающий одиннадцатью аллотропными формами, отличается высокой структурной изменчивостью, что открывает возможности для его контролируемого использования в сплавах. В многокомпонентных латунях особый интерес представляет взаимодействие фосфора с силицидами, в состав которых, помимо кремния, входят железо, марганец и никель. При определённых условиях эти элементы могут взаимно замещаться, формируя силициды переменного состава, близкие к стехиометрии Me_5Si_3 . На практике чаще встречаются силициды сложного состава типа $(Fe,Mn)_3Si$. Обнаруженные включения типа $Me_2(P,Si)$ [116] свидетельствуют о возможности образования новых фаз с участием фосфора. Их исследование и контроль могут открыть перспективы для целенаправленного легирования латуней фосфором, направленного на регулирование морфологии интерметаллидных включений и повышение эксплуатационных свойств сплавов.

В условиях горячей деформации фосфор образует термостабильные фосфосилицидные фазы, сохраняющие устойчивость в рабочем интервале температур и обеспечивающие структурную стабильность сплава при обработке. Наличие таких фаз препятствует развитию растрескивания и способствует

повышению технологичности сплава [117]. Кроме того, присутствие фосфора может тормозить образование отдельных карбидных и нитридных фаз, что изменяет кинетику превращений и баланс структурных составляющих [118]. В зависимости от концентрации влияние фосфора может носить как положительный, так и отрицательный характер: в малых количествах он повышает прочность и твердость за счет эффектов растворного упрочнения, но при избыточных концентрациях приводит к резкому падению пластичности и ударной вязкости, увеличивает хрупкость границ зерен и склонность к межзеренному разрушению [119].

Особого внимания заслуживает химическое сродство фосфора к различным элементам. Известно, что его взаимодействие с железом и марганцем значительно сильнее, чем кремния [120]. Это обстоятельство создает предпосылки для образования более крупных включений на основе фосфидов железа и марганца, тогда как взаимодействие с кремнием реализуется на более поздних стадиях и в меньшей степени определяет морфологию структурных составляющих.

Анализ литературных данных [117, 118, 119, 120, 121] позволяет заключить, что фосфор способен оказывать комплексное влияние на структуру и свойства медных сплавов. В латунных системах его роль долгое время рассматривалась исключительно как негативная, поскольку существовали убедительные сведения о повышенной хрупкости зернограничных областей и склонности к межзеренному разрушению. Именно по этой причине в классических марках латуни фосфор традиционно определялся как вредная примесь [122]. Однако накопленный опыт применения фосфора в бронзах, где он используется как легирующий элемент и рафинирующая добавка, позволяет по-новому взглянуть на его потенциал и в многоэлементных латунных сплавах. В последние десятилетия наметился устойчивый тренд, особенно в странах Запада, к частичной или полной замене токсичных легирующих элементов, в частности свинца, более экологичными модификаторами. В этой связи фосфор рассматривается как перспективная альтернатива благодаря своей способности формировать устойчивые соединения и повышать износостойкость без экологических рисков [123].

Фосфор оказывает многофакторное воздействие: сложная зависимость от концентрации и изменение фазового и структурного состояния сплава. Целенаправленное использование фосфора в многоэлементных латунных системах может стать перспективным направлением для создания сплавов нового поколения.

1.5 Влияние режимов термообработки на уровень остаточных напряжений и механические свойства сплавов из латуни

Износостойкость кремнемарганцевых латуней системы Al–Mn–Fe–Si и их способность выдерживать высокие знакопеременные нагрузки делают эти сплавы перспективным материалом для автомобильной промышленности, в частности для производства колец синхронизаторов в коробках передач [124]. При этом их прочностные характеристики могут быть дополнительно улучшены за счёт пластической деформации. Наклёп повышает временное сопротивление разрыву на 250–300 МПа [125], что расширяет возможности применения данных сплавов в ответственных узлах.

Наиболее полно механика разрушения и влияния структурных особенностей на зарождение и рост трещин в металлических материалах представлено в работах [126, 127]. Наклёп большинства латуней, как простых, так и специальных, сопровождается развитием самопроизвольного растрескивания [128–124]. Подобные процессы подробно рассмотрены в работе [125], где показано, что разрушение связано с наличием остаточных внутренних напряжений первого рода, создающих благоприятные условия для коррозии [129]. Напряжённое состояние можно описать как стремление атомов возвратиться к равновесной конфигурации после внешней деформации, что и обуславливает накопление внутренних напряжений [130].

Часть напряжений сохраняется после снятия нагрузки, формируя остаточные напряжения, которые способствуют развитию ускоренного разрушения материала в процессе эксплуатации. На протяжении длительного времени в научной литературе было распространено предположение о возможности

«самопроизвольного» появления трещин в латуни, то есть об образовании трещин в материале в процессе хранения. Считается общепризнанным, что это явление вызвано присутствием в атмосферном воздухе аммиака, сернистых газов и кислот. В литературе также отмечалось, что трещины в латунных изделиях обычно образуются в определенные времена года («сезонное растрескивание»), однако даже о времени года, когда это явление обычно происходит существует противоречивая информация [131]. Самое детальное исследование воздействия метеорологических условий провел А.В. Бобылёв [130]. Атмосферные осадки, такие как туман, роса, мокрый снег и дождь, способствуют растрескиванию, в то время как сухой снег не оказывает такого эффекта. Анализ результатов экспериментов с учетом метеорологических условий показал, что наибольшее воздействие оказывает относительная влажность воздуха, а не ее абсолютное значение. Это связано с образованием влажной пленки на поверхности латуни при высоком уровне относительной влажности, которая способствует поглощению агрессивных веществ из атмосферного воздуха [132].

Основной вид термической обработки латуней – отжиг, который проводят для смягчения материала перед дальнейшей обработкой давлением, получения в готовых полуфабрикатах нужных свойств, а также для устранения склонности к сезонному растрескиванию. Однофазные α -латуни подвергают рекристаллизационному отжигу. Их температура рекристаллизации выше, чем у чистой меди, поскольку все легирующие элементы, входящие в состав латуни, способствуют её повышению. В промышленных условиях отжиг обычно проводят при 600–700 °С. В исследованиях [133, 134, 135] было доказано, что оптимальное соотношение структурных компонентов в легированных латунях играет ключевую роль в их прочности и устойчивости к растрескиванию. Поэтому в последнее время уделено большое внимание изучению механизмов разрушения и влиянию структурных и технологических факторов на склонность к разрушению заготовок и деталей из легированных латуней [134].

Причины растрескивания многокомпонентных латуней при штамповке остаются предметом научной дискуссии. По данным Н. Б. Пугачёвой и

А. В. Лебедь, характер разрушения во многом определяется исходной структурой прессованной трубной заготовки: сформированные неоднородности в латунях типа $59\text{Cu}-3,5\text{Mn}-2,5\text{Al}-0,5\text{Fe}-0,4\text{Ni}$ инициируют дефекты при последующей горячей деформации [103].

При этом следует отметить, что ряд авторов связывают охрупчивание свинецсодержащих латуней с проявлением эффекта Ребиндера [136, 137]. Несмотря на многочисленные трактовки, объясняющие механизмы жидкометаллической хрупкости, все современные модели (включая Adsorption-Induced Reduction in Cohesion Model) подтверждают ключевую роль снижения поверхностной энергии в инициировании разрушения [138, 139]. Однако в условиях наличия жидкого свинца решающим фактором может выступать не адсорбционный механизм, а воздействие жидкой фазы.

Фосфиды марганца демонстрируют высокую термическую устойчивость - соединения Mn_3P и Mn_2P плавятся при температурах свыше 1300°C . Особый интерес представляет выраженное термодинамическое сродство фосфора к железу и марганцу. Энергетически более выгодно образование фосфидных соединений по сравнению с силицидами, что подтверждается расчетами энергии Гиббса образования соответствующих фаз [140, 141]. Фосфор проявляет особую склонность к соединению с марганцем даже в присутствии кремния.

Этот эффект имеет важные практические следствия для структурообразования в латунных сплавах. При температурах горячей деформации ($700-800^\circ\text{C}$) фосфор активно взаимодействует с марганцем, формируя устойчивые фосфидные соединения [142]. В патенте [143] показано, что при температурах выше 700°C силицидные фазы могут терять стабильность из-за конкуренции с другими соединениями (например, карбидами). Это указывает на нестабильность силицидов в присутствии более активных комплексообразователей, таких как фосфор.

С технологической точки зрения легирование фосфором приводит к смещению температуры рекристаллизации сплава в область более высоких значений (на $\sim 50-70^\circ\text{C}$), что связано с упрочняющим воздействием дисперсных

фосфидных фаз [35]. Однако для полного подтверждения этих выводов требуются дополнительные исследования.

Таким образом, к числу ключевых факторов, определяющих склонность латунных изделий к разрушению, относится температурный режим их горячей деформации при формообразовании. Рядом исследований [103, 166] показано, что оптимальный диапазон деформационных температур для двухфазных латуней совпадает с областью термодинамической неустойчивости силицидных фаз, в которой данные соединения теряют структурную устойчивость и частично растворяются.

Особую актуальность данная проблема приобретает в связи с возрастающими требованиями к износостойкости и долговечности деталей трансмиссий, в частности синхронизаторов коробок передач. В этой связи ключевыми направлениями исследований являются:

1. Разработка композиционных материалов на медной основе с повышенными технологически свойствами;
2. Создание бессвинцовых сплавов, модифицированных элементами с нейтральным действием на фазовое равновесие;
3. Оптимизация легирующих систем для повышения фазовой стабильности;

1.6 Повышение прочностных и эксплуатационных характеристик латуней для деталей пар трения

Авторы [13, 74, 85, 100] выявили, что механические и эксплуатационные свойства сплавов в значительной степени зависят от соотношения фаз, их формы и уровня легирования. Латунные сплавы, преимущественно состоящие из прочной β -фазы, демонстрируют лучшие механические свойства после горячего прессования. Последующий отжиг повышает пластичность, но снижает прочность и твердость из-за структурных изменений, таких как коагуляция фаз. В отличие от этого, закалка и отпуск увеличивают твердость, что подтверждается и другими исследованиями [144]. Таким образом, понимание влияния технологических

режимов, фазового состава и объемной доли разных видов включений (определяемых легированием) позволяет целенаправленно разрабатывать сплавы с желаемыми свойствами, одновременно повышая их технологичность для производства деталей, например, колец синхронизатора коробки передач.

Уральские металлурги предложили состав латуни [145], содержащей равноосные интерметаллидные частицы с ядрами из силицида хрома и оболочками из силицида марганца, распределяемые с определенной плотностью (50–138 тыс. частиц/мм³), что позволяет существенно повысить твердость сплава в литом состоянии, устраняя недостатки предшествующих технологий, такие как анизотропия и недостаточное упрочнение.

Изобретение [146] предлагает вместо традиционного метода повышения износостойкости латунных сплавов за счет легирования кремнием и алюминием, что приводит к ухудшению пластичности и появлению дефектов, новый подход. Он заключается во введении хрома, который не только улучшает антикоррозионные свойства, но и формирует стабильные твердые частицы в основной фазе сплава, не нарушая ее однородности. В результате получен высокопрочный сплав с повышенной износостойкостью и коррозионной стойкостью, пригодный для изготовления долговечных скользящих элементов с интегрированными смазывающими свойствами.

Yongshui Yu [147] с коллегами детально исследовал влияние режимов термообработки на структуру, фазовое состояние и механические свойства двухфазных латуней. Нагрев от 456,5 до 827,1 °С вызывает рост доли β-фазы с 13,1% до 41,3% и увеличение размеров зерен до 49,7 мкм при 800 °С. Рост количества β-фазы повышает прочность сплава, но уменьшает пластичность. Образование тонкоигольной видманштеттовой структуры β-фазы способствует повышению прочности [147].

А. В. Святкин и А. С. Овчинников предложили метод производства заготовок колец синхронизатора из латуни [148]. Метод позволяет получить материал с определенным соотношением α-фазы (14–32 %) и силицидов марганца, железа и хрома (0,1–8 %). Процесс включает следующие этапы: выплавка, резка слитков,

горячее прессование труб (при 580–680°C), снятие поверхностного слоя (скальпирование), отжиг (420–480°C в течение 3 часов), дальнейшая обработка труб и контроль качества. В состав шихты входит не менее 30% медных и латунных ломов и до 60% отходов латуней. Цель разработки – улучшение качества материала и упрощение производственного процесса. Преимуществами являются отсутствие трещин в готовых заготовках, снижение общего уровня брака и увеличение срока службы изделий.

В патенте [149] описан медный сплав, обладающий хорошей обрабатываемостью резанием, содержащий 71,5–78,5 % меди, 2,0–4,5 % кремния и менее 0,02 % свинца. Ключевым элементом, способствующим улучшению механических свойств и технологичности, является фосфор, присутствующий в количестве от 0,01% до 0,2%. Этот сплав, наряду с другими возможными добавками (сурьма, мышьяк, олово, алюминий) обеспечивает оптимальное формирование стружки и снижает износ инструмента благодаря тщательно подобранному химическому составу и структуре.

В описании патента указано, что фосфор способствует равномерному распределению γ - фазы, образованной при добавлении кремния либо в его сочетании с алюминием. Таким образом, улучшение обработки, достигаемое образованием гамма-фазы, усиливается за счет способности фосфора равномерно распределять гамма-фазу в сплаве. Добавление фосфора в процесс литья существенно увеличивает текучесть расплавленного металла и улучшает устойчивость к обесцинкованию. Для достижения подобных результатов необходимо добавлять фосфор в концентрации не менее 0,01% по массе. Однако, если концентрация фосфора превышает 0,20%, то не будет достигнуто пропорциональное улучшение свойств. Вместо этого, возможно снижение технологичности медного сплава при горячей ковке и экструзии.

Согласно немецкому патенту [150], добавление небольшого количества фосфора в сплав способствует десульфуризации и увеличивает его твердость. Диаграмма состояния медь-фосфор с точки зрения состава меди представляет собой систему Cu-Cu₃P и имеет форму диаграммы типа «эвтектика». В зоне

концентраций сплавов, находящихся между Cu_3P и CuP_2 , установлено эвтектическое равновесие при температуре 833°C . Состав эвтектической точки составляет 49 атомных (32 весовых) процента фосфора. Область существования соединения Cu_3P распространяется до 31 атомного процента фосфора при эвтектической температуре, а также до 27,5 атомного процента фосфора при температуре 700°C . Температура плавления соединения CuP_2 составляет 891°C .

Выводы

Наиболее перспективным направлением повышения технологических и эксплуатационных свойств многокомпонентных латуней является введение в их состав фосфора. Однако, в настоящее время отсутствуют надёжные представления о связи структурного состояния со свойствами. Совершенно не рассмотрены вопросы о влиянии фосфора на формирование интерметаллидных фаз и структурную стабильность многокомпонентных латуней при горячей деформации. Это ограничивает разработку составов и технологических режимов для производства стойких к растрескиванию сплавов, что требует решения следующих ключевых вопросов:

- установление корреляции между содержанием фосфора и морфологией силицидных/фосфидных фаз;
- определение влияния фосфора на температуру рекристаллизации, стабильность структуры и растрескивание в условиях горячей деформации;
- изучение роли фосфорсодержащих фаз в формировании свойств латуней.

Сформулированы цель работы и задачи исследования, которые приведены в разделе Введение.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Объекты исследований

Объектом исследования являются многокомпонентные латуни, представленные как промышленными марками, так и экспериментальными сплавами. Наибольший интерес для промышленности представляют сплавы марок ЛМцАЖН и ЛМцАЖКС, которые обладают комплексом высоких технологических и механических свойств, что определило их выбор в автомобилестроении, в частности, для изготовления критически важных деталей трансмиссии, таких как кольца синхронизаторов коробок передач. Элементный химический состав исследуемых промышленных сплавов приведен в таблице 2 по ТУ 184550-106-033-97 на поставку, где наличие фосфора не контролируется. Постоянный заводской контроль каждой плавки показал, что фосфор находится в пределах 0,005% – 0,01%.

Таблица 2 – Химсостав исследуемых промышленных марок латуни [78]

	Концентрация элементов (масс. %)									
	Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Si	Pb	Cr	Sn
ЛМцАЖН	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
ЛМцАЖКС	69,5- 71,5	6,5- 7,5	5,0- 6,0	1,4- 2,4	≤0,1	ост.	2,00	0,6- 1,2	-	≤0,1

Сплав ЛМцАЖН представлен структурой, в которой преобладает β - фаза. В сплаве ЛМцАЖКС основным структурным компонентом является α -твердый раствор при наличии незначительной доли β -фазы. Это обуславливает его более высокие прочностные свойства и иную технологичность по сравнению с α -сплавом ЛМцАЖН.

Современная тенденция в материаловедении, особенно в автомобилестроении, направлена на разработку многокомпонентных латуней со сбалансированным фазовым составом, сочетающих преимущества как α -, так и β -

фаз. Такие сплавы, как $\text{CuZn}_{30}\text{Mn}_{3}\text{Al}_{3}\text{SiNiCr}$ или отечественный аналог ЛМцАКНХ, демонстрируют оптимальный комплекс технологичности, прочности и износостойкости за счет контролируемого соотношения фаз.

Наиболее перспективные для промышленности и удобными для исследований являются двухфазные ($\alpha+\beta$) латуни. Для обеспечения сбалансированного $\alpha+\beta$ фазового состава, соответствующего современным тенденциям создания многокомпонентных латуней, был выплавлен сплав без фосфора (базовый) и сплавы с дозированным содержанием фосфора (0,05; 0,10; 0,15; 0,20; 0,25 и 0,50%). На этих сплавах, варьируя количественное соотношение α и β фаз, состав и форму включений, можно обеспечить необходимые свойства многокомпонентных латуней. Все сплавы получены сплавлением латуней ЛМцАЖН и ЛМцАЖКС с добавлением фосфора в виде медной лигатуры. Химический состав базового сплава представлен в таблице 3. Подробно приготовление сплавов описано ниже в разделе «Получение экспериментальных сплавов».

Таблица 3 – Химический состав базового сплава

Определяемые элементы, массовая доля, %									
Cu	Zn	Mn	Al	Fe	Si	Pb	Ni	Sn	P
65,64	24,97	3,21	3,05	1,29	0,50-1,10	0,56	0,29	0,10	0,00

Для обеспечения достоверности результатов каждый сплав разливали в три кокиля, что позволило получить три отдельных комплекта образцов (таблицы 4, 5 и 6), на каждом из которых проведён весь комплекс исследований. Это позволило снизить влияние случайных факторов и подтвердить воспроизводимость данных. Усреднённый химический состав каждого сплава в комплекте приведён в таблицах 4-6.

Элементный состав (таблицы 4-6) показал, что большинство сплавов обладают близким базовым составом при варьируемой концентрации фосфора ($\text{Cu} \approx 65\%$). При этом сплав с $\text{P} \approx 0,50\%$ характеризуется повышенным содержанием меди и пониженным содержанием цинка, поэтому при сопоставлении свойств

учитывали вклад различий по базовому составу и анализировали, прежде всего, структурные признаки и отклик на стабилизирующий отжиг.

Таблица 4 – Химический состав образцов комплект №1

Определяемые элементы, массовая доля, %										
п/п	Cu	Zn	Mn	Al	Fe	Si	Pb	Ni	Sn	P
№10	65,64	24,97	3,21	3,05	1,29	0,88	0,56	0,29	0,10	0,00
№11	65,95	24,60	3,20	3,08	1,35	0,87	0,57	0,25	0,12	0,05
№12	65,00	25,63	3,20	3,03	1,22	0,86	0,65	0,30	0,10	0,10
№13	65,44	24,41	3,41	3,32	1,23	0,90	0,63	0,46	0,18	0,15
№14	65,15	24,51	3,44	3,30	1,35	0,93	0,66	0,46	0,18	0,20
№15	66,15	24,32	3,19	3,11	1,34	0,88	0,58	0,32	0,11	0,25
№16	72,05	19,00	2,30	3,78	1,61	0,48	0,31	0,36	0,09	0,51

Таблица 5 – Химический состав образцов комплект №2

Определяемые элементы, массовая доля, %										
п/п	Cu	Zn	Mn	Al	Fe	Si	Pb	Ni	Sn	P
№20	65,59	23,90	3,43	3,21	1,34	0,81	0,67	0,42	0,13	0
№21	65,72	24,37	3,32	3,12	1,29	0,79	0,56	0,41	0,13	0,05
№22	65,43	24,52	3,18	3,12	1,31	0,83	0,55	0,39	0,11	0,11
№23	65,24	25,14	3,3	2,99	1,31	0,81	0,57	0,36	0,12	0,15
№24	65,52	24,41	3,24	3,15	1,31	0,87	0,68	0,46	0,12	0,20
№25	65,31	24,13	3,35	3,22	1,36	0,93	0,56	0,37	0,18	0,25
№26	71,81	18,91	2,29	3,48	1,62	0,53	0,27	0,41	0,10	0,53

Таблица 6 – Химический состав образцов комплект №3

Определяемые элементы, массовая доля, %										
п/п	Cu	Zn	Mn	Al	Fe	Si	Pb	Ni	Sn	P
№30	65,21	25,17	3,32	3,05	1,3	0,83	0,56	0,37	0,11	0
№31	65,58	24,76	3,38	3,22	1,27	0,7	0,56	0,36	0,10	0,05
№32	65,29	25,13	3,18	3,05	1,31	0,83	0,56	0,42	0,12	0,10
№33	65,34	24,29	3,17	3,24	1,32	0,83	0,63	0,44	0,12	0,14
№34	65,83	23,82	3,28	3,23	1,29	0,93	0,62	0,43	0,12	0,20
№35	65,63	24,28	3,19	3,19	1,35	0,92	0,64	0,32	0,11	0,25
№36	71,74	19,32	2,33	3,65	1,68	0,41	0,33	0,29	0,11	0,49

Исследование промышленных латуней и опытных сплавов позволило установить связь структурного состояния со свойствами, изучить влияние фосфора на формирование упрочняющих фаз, разработать сплавы многокомпонентных латуней с более высокими значениями эксплуатационных и технологических свойств.

2.2 Методика исследований

Для установления взаимосвязи между содержанием фосфора, микроструктурой и свойствами многокомпонентных латуней в работе использована традиционная комплексная методология исследования. Её общая концепция заключается в получении необходимой и достаточной информации о связи структурного состояния и свойств промышленных и лабораторных сплавов, при системном варьировании химического состава и режимов термообработки. На основе этой информации принимается обоснованное решение по способу получения заданных свойств. Подробное описание используемых методов и оборудования для структурного и химического анализов, а также способов испытаний приведено ниже.

2.2.1 Обоснование используемых методов исследования и испытаний

Для получения данных о взаимосвязи морфологии многокомпонентных латуней с их свойствами использовали методы, которые наиболее точно отражают структурное состояние, а также методы определения прочностных, эксплуатационных и технологических характеристик.

Наиболее полную информацию о структуре основных фаз, строению форме, размерам и составу выделений даёт металлографический анализ (световая и электронная микроскопии) в сочетании с методами рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов. Это позволило фиксировать морфологию и состав отдельных выделений. Механические свойства оценивали по измерению

твёрдости. Технологические свойства получили на основе испытаний на износостойкость и испытания по обработке резанием.

Исследование влияния термического воздействия на изменение структуры и свойств многокомпонентных латуней проводили в температурных интервалах: стабилизирующий отжиг (400-460°C) и высокотемпературная деформация (700-830°C), при которых происходят наиболее существенные изменения фазового состава и морфологии. Эти температурные интервалы используются в технологических процессах, при изготовлении колец синхронизаторов. Соответственно проведенные исследования моделируют воздействие технологических процессов изготовления на структуру и свойства деталей из латуни.

2.2.2 Методики и оборудование

Химический анализ позволил определить элементный состав многокомпонентных латуней. Использовали современный оптико-эмиссионный спектрометр Veeco Vario Lab (Германия), обеспечивающий высокоточные измерения содержания как основных легирующих элементов, так и примесей. Метод пробоподготовки образцов спектрального химического анализа стандартизирован [151] основные требования к проведению испытаний также являются стандартными [152].

Метод оптико-эмиссионной спектроскопии был выбран благодаря его высокой чувствительности, достигающей 0,001% для большинства элементов, и широкому динамическому диапазону измерений. Анализ проводили в аргонной плазме с обязательной калибровкой по стандартным образцам и многократными повторениями измерений для обеспечения достоверности результатов. Для латунных сплавов разработана и запатентована специализированная методика [153], обеспечивающая повышение точности оптического эмиссионного спектрального анализа (ОЭСА) латуни путем учета влияния её структуры. Метод основан на сравнении спектральных данных, полученных до и после

контролируемого изменения структуры латуни посредством отжига (780°C, 2 часа, с охлаждением на воздухе).

Анализ разницы в интенсивностях спектральных линий позволяет выявить элементы, поведение которых наиболее сильно зависит от структуры, и, следовательно, вносит наибольшую погрешность в результаты ОЭСА. Для повышения информативности анализа использовали спектральный диапазон 190-550 нм и проводили несколько параллельных измерений.

Металлографический анализ для многокомпонентных латуней начинали с изучения микроструктуры нетравленных образцов при увеличении от 100 до 1000 крат. Цель этого этапа – количественная оценка и анализ распределения неметаллических включений (силицидов), а также выявление дефектов, характерных для прокатного производства, таких как пресс-утяжины [154]. Для количественной оценки применялась методика точечного анализа по Глаголеву (точечный метод). На подготовленных металлографических шлифах (полирование + травление) наносится сетка точек. По каждому узлу сетки определяется характеристическая фаза (α -фаза, β -фаза, выделения). Затем подсчитывали доли фаз по числу соответствующих точек, что позволяет получить количественную оценку распределения фаз в структуре. Метод особенно подходит для анализа высокодисперсных структур, где другие методы менее надёжны [155].

Подготовку образцов осуществляли по стандартизированным методам [156]. Для изготовления образцов применяли автоматический прецизионный отрезной станок Mecatome T210 ф. Presi (Франция). Образцы запрессовали в термореактивную смолу (во избежание заваливания краёв) в прессе заливки образцов PRESTOPRESS (Россия). Шлифовку осуществляли на двухдисковом шлифовально-полировальном станке MINITECH 250 DP1 ф. Presi (Франция), с применением алмазной пасты АМС 1.0. В качестве травителя применяли водный раствор хлористого шестиводного железа в соляной кислоте (16,7г $\text{FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O} / 25\text{мл HCl} / 100\text{ мл H}_2\text{O}$) [156]. Для анализа микроструктуры применялся инвертированный металлографический микроскоп «OLIMPUS GX 41» с анализатором изображений «SIAMS 700».

Термическую обработку образцов промышленной латуни осуществляли в муфельной печи в диапазоне 700–830 °С, имитируя условия нагрева под штамповку. Такой широкий диапазон температур представляет собой типичный интервал нагрева латуней под горячую штамповку. Ниже 700°С материал недостаточно пластичен для деформации, а при температуре выше 830°С возрастает риск перегрева, интенсивного окисления, укрупнения зерна и снижения свойств. Образцы предварительно маркировали, просушивали и помещали в просушенный графитовый стакан для минимизации окисления, хотя полностью исключить образование оксидной пленки в таких условиях сложно. Нагрев осуществлялся до заданных температур – 700, 750, 800 и 830°С – с выдержкой 15 минут, после чего образцы извлекали и охлаждали на воздухе. Каждый из режимов обеспечивает завершение процессов рекристаллизации и размер зерна, характерный для условий проведения горячей деформации.

Получение экспериментальных сплавов. Для создания экспериментальных сплавов были использованы кольцевые трубные заготовки двух марок латуни - ЛМцАЖН и ЛМцАЖКС из различных партий поставленных в соответствии с ТУ 184550-106-033-97. Исходные заготовки распиливали на мелкие фрагменты (рисунок 6 г) с помощью абразивно-отрезного станка Discotom 3338 производства Struers (Дания) (рисунок 6 в), что обеспечило более полную растворимость компонентов при последующей плавке. Для получения фосфорсодержащих сплавов в подготовленные латунные фрагменты вводили измельченные кусочки фосфористой меди марки МФ9 (рисунок 6 а), представляющей собой лигатуру на медной подложке, что способствовало лучшему усвоению фосфора в сплаве.

Химический состав будущих сплавов прогнозировали на основании сертификатов качества исходной латуни и фосфористой меди расчетным методом, исходя из необходимого конечного состава сплава. Точное взвешивание компонентов проводили на аналитических весах Acculab Atilon ATL-220d4-I (производство Acculab, США) (рисунок 6 д). Данные весы обладают разрешением 0,01 г при максимальной нагрузке до 2200 г. Погрешность прибора не превышает $\pm 0,02$ г на полной шкале.



а



б



в



г



д



е



ж



з



и

Рисунок 6 – Методика изготовления сплавов: а) фосфорсодержащая лигатура МФ9; б) кольцевые заготовки промышленных марок; в) абразивно-отрезной станок Discotom 3338; г) латунные фрагменты после распила; д) подбор по весу; е) плавильная печь ф. Balzers; ж) тигель; з) кокиль; и) образцы $\varnothing 40 \times 15$ мм

Плавку подготовленных шихтовых материалов проводили в ротационной печи фирмы Balzers с вращающимся тиглем (Германия) (рисунок 6 е) при температуре 950°C с использованием керамического тигля (рисунок 6 ж). Состав шихтовых материалов и условия плавки приведены в таблице 7. Исследуемая концентрация фосфора находится в пределах от 0,00 до 0,50%, так как более высокое содержание фосфора вызывает избыточное образование фосфосилицидов и развитие хрупкости.

Таблица 7 – Шихтовка и условия выплавки экспериментальных сплавов

№ сплава	Маркировка	Расшифровка	Общая масса, г	Масса компонентов, г	Темпер. плавл., °С	Условия кристаллизации
Сплав 0	ЛЛ-0 (латунь+латунь)	ЛМцАЖН 50%+ ЛМцАЖКС 50%.	450	ЛМцАЖН= 225 ЛМцАЖКС= 225	950	холодный кокиль, охлаждение на воздухе
Сплав 1	ЛЛФ-1 (латунь+латунь + фосфор)	ЛМцАЖН 49,75%+ ЛМцАЖКС 49,75%+ МФ9- 0,05%	450	ЛМцАЖН=223,87 ЛМцАЖКС=223,87 МФ9= 2,25	950	холодный кокиль, охлаждение на воздухе
Сплав 2	ЛЛФ-2 (латунь+латунь + фосфор)	ЛМцАЖН 49,5%+ ЛМцАЖКС 49,5%+ МФ9 - 0,1%	450	ЛМцАЖН=223,75 ЛМцАЖКС=223,75 МФ9= 4,5	950	холодный кокиль, охлаждение на воздухе
Сплав 3	ЛЛФ-3 (латунь+латунь + фосфор)	ЛМцАЖН 49,25%+ ЛМцАЖКС 49,25%+ МФ9 - 0,15%	450	ЛМцАЖН=221,62 ЛМцАЖКС=221,62 МФ9= 6,75	950	холодный кокиль, охлаждение на воздухе
Сплав 4	ЛЛФ-4 (латунь+латунь + фосфор)	ЛМцАЖН 49%+ ЛМцАЖКС 49%+ МФ9 - 0,2%	450	ЛМцАЖН=220,5 ЛМцАЖКС=220,5 МФ9= 9	950	холодный кокиль, охлаждение на воздухе
Сплав 5	ЛЛФ-5 (латунь+латунь + фосфор)	ЛМцАЖН 49,87%+ ЛМцАЖКС 49,88% + МФ9 - 0,25%	450	ЛМцАЖН=219,38 ЛМцАЖКС=219,38 МФ9= 11,25	950	холодный кокиль, охлаждение на воздухе
Сплав 6	БЛФ-1 (бронза, латунь, фосфор)	БрАЖ 9-4 28,5%+ ЛМцАЖН 66,5%+ МФ9- 5%	450	БрАЖ=128,25 ЛМцАЖН= 299,25 МФ9= 22,5	950	холодный кокиль, охлаждение на воздухе

Вращение тигля при плавке обеспечивает равномерное распределение легирующих элементов и неметаллических включений, снижает вероятность усадочных дефектов и газовой пористости, а также позволяет воспроизвести условия, близкие к промышленным. Стабильность температурного режима проведения плавки и однородность получаемых сплавов имеет принципиальное

значение для достоверной оценки влияния фосфора на структурообразование и свойства латуней.

После достижения полного расплавления и гомогенизации состава каждый сплав разливали в три стальных холодных кокиля. Применение кокиля комнатной температуры обеспечивало охлаждение, способствующее формированию мелкозернистой структуры в полученных сплавах.

Стабилизирующий отжиг латунных сплавов с добавкой фосфора проводили при температуре 430°C с выдержкой 3,5 часа. Данный режим используется для заготовок при производстве колец синхронизатора коробки передач. По литературным данным, в температурном интервале 400 – 450 °C в многокомпонентных латунях наиболее интенсивно протекают процессы образования и стабилизации выделений, обеспечивающих повышение твёрдости и стабильность структуры, в то же время нет перегрева и интенсивного роста зерна [157, 158, 159]. Особое внимание уделяли сплаву с содержанием фосфора 0,5%, для которого исследовались промежуточные временные точки выдержки: 30, 90, 150, 210, 270 и 330 минут. В сплаве при высоком содержании фосфора (0,5 %) велика вероятность образования избыточных фосфидных фаз и проявления хрупкости, поэтому для этого состава важно изучить кинетику структурных превращений в процессе стабилизирующего отжига.

Испытание на твёрдость латунных сплавов осуществляли на твердомере Zwick/Roell ZHU 250 (Швейцария) по Виккерсу с нагрузкой в 30 кг, как среднее арифметическое пяти измерений.

Метод Виккерса с нагрузкой 30 кгс (HV 30) был выбран как наиболее подходящий для исследования латунных сплавов с добавкой фосфора, поскольку он обеспечивает высокую точность, воспроизводимость и чувствительность к локальным изменениям микроструктуры, позволяя фиксировать твердость отдельных фаз и оценивать изменение свойств по образцу. В отличие от метода Бринелля, который усредняет результат за счёт большого отпечатка, и метода Роквелла HRB, менее чувствительными к структурной неоднородности, испытания

по Виккерсу дают более наглядную картину упрочнения матричных фаз и влияния включений.

Нагрузка 30 кг превышает стандартные значения для подобных сплавов. Увеличение нагрузки обеспечивает достаточную площадь отпечатка, охватывающую как матрицу, так и включения, что минимизирует влияние случайных факторов – попадания индентора на отдельные включения или микродефекты поверхности.

При этом 30 кг остается умеренной нагрузкой, не вызывающей избыточной деформации образцов, в отличие от высоконагруженных методов типа Бринелля. Такие условия испытаний позволили получить стабильные и воспроизводимые результаты, полно отражающие влияние изменения структурного состояния на механические свойства исследуемого сплава. Согласно стандарту ГОСТ Р ИСО 6507-1–2009 [160], измерение твёрдости производили в литом и отожженном состояниях.

Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ). Подготовка образцов для СЭМ-анализа включала стандартные этапы металлографической подготовки с рядом специальных модификаций. Образцы подвергали резке с последующей запрессовкой в термореактивную смолу. В отличие от обычной микроскопии, здесь применялась специальная токопроводящая смола, что обеспечивало возможность проведения локального спектрального анализа сплава без возникновения поверхностных зарядов.

Для выявления микроструктуры использовали различные травители в зависимости от состояния материала. Для образцов после нагрева с охлаждением на воздухе или закалки, а также после штамповки применяли смесь ледяной уксусной и азотной кислот в соотношении 1:1 [156]. Для отожжённых образцов и промышленных образцов латуни марки ЛМцАЖКС использовали стандартный травитель на основе хлористого железа, обеспечивающий чёткое выявление зеренной структуры. Эти составы обеспечили четкое выявление границ зерен и фазовых составляющих без образования поверхностных оксидов, что особенно важно для последующего элементного анализа.

Для устранения заряда поверхности и повышения качества изображения проводились напыление золото-платинового покрытия. Процесс осуществляли на одноишневом магнетронном напылителе SBC - 900 (Китай) с использованием мишени состава золото-платина (70:30). Такое соотношение обеспечило оптимальную проводимость и равномерность покрытия при сохранении высокого разрешения микроскопа.

Исследование подготовленных образцов проводилось на сканирующем электронном микроскопе СЭМ EVO18 Carl Zeiss, оснащённом детекторами вторичных и обратнорассеянных электронов. Для элементного микроанализа использовалось программное обеспечение EDX Bruker, позволяющее проводить качественный и количественный анализ состава в различных точках образца с высоким пространственным разрешением.

Испытания на обрабатываемость резанием. Для сравнительного анализа обрабатываемости резанием опытных фосфорсодержащих сплавов и промышленной латуни марки ЛМцАЖКС была разработана экспериментальная методика, основанная на сверлении с постоянным усилием подачи. Исследования выполняли на радиально-сверлильном станке модели 2Н135, произведённом на Стерлитамакском станкостроительном заводе им. Ленина, СССР (1970 год)

Применяли свёрла из быстрорежущей стали с углом при вершине 90 - 100°, передним углом 0...+5° и задним 10–15°. Скорость резания поддерживалась в пределах 50–90 м/мин, подача составляла 0,1–0,3 мм/об в зависимости от диаметра сверла. Станок был оснащён специальным рычажным механизмом с грузом, обеспечивавшим стабильное усилие подачи независимо от свойств обрабатываемого материала. Глубина сверления во всех испытаниях поддерживали постоянной. Основное внимание уделяли анализу морфологических характеристик образующейся стружки, включая ее тип, длину непрерывных участков, характер поверхности и угол скручивания.

Испытания на износ проводили на установке, смонтированной на базе сверлильного станка, реализующей контакт по схеме «палец–диск» (схема на рисунке 7). Контртелом служил полый цилиндрический штифт из стали 19ХГН с

твёрдостью после нитроцементации 58...62 HRC; торец шлифованный. Геометрия штифта: наружный диаметр 7 мм, внутренний диаметр 5 мм. Штифт закрепили за цилиндрическую поверхность в зажимном патроне шпинделя. Образец из латуни представлял собой призматическую заготовку с плоской шлифованной поверхностью $Ra \approx 0,40$, закреплённую на столе станка.

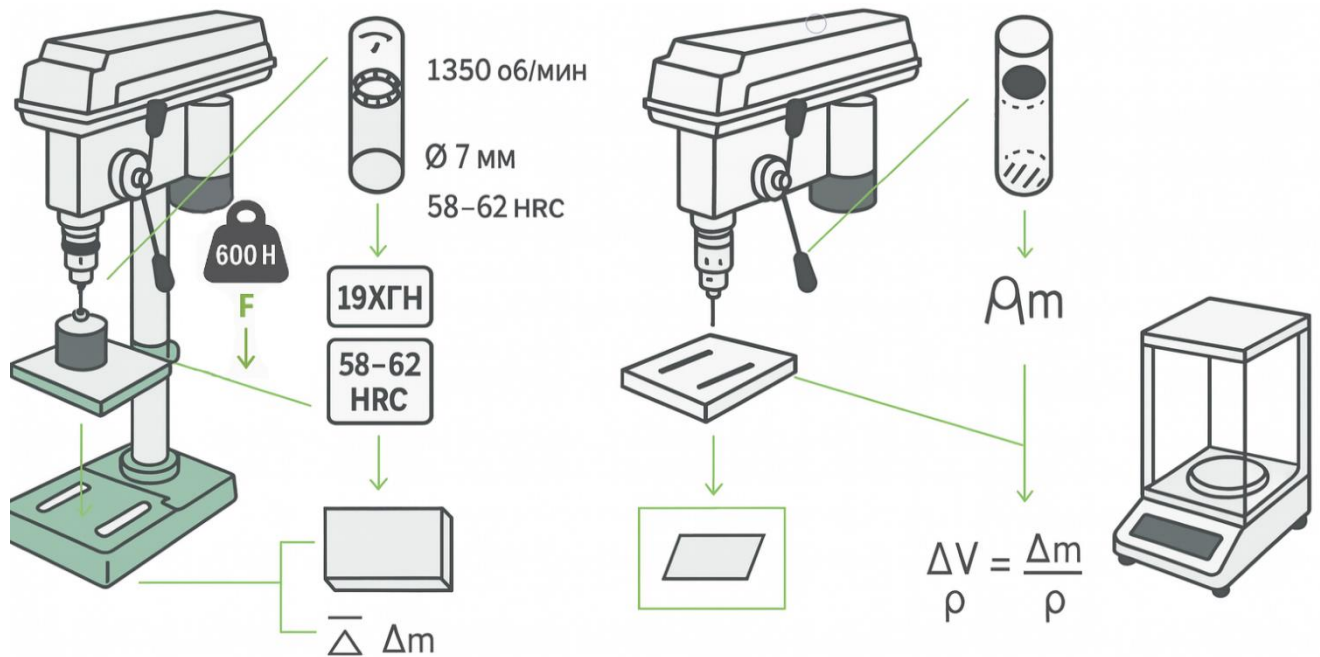


Рисунок 7 – Схема испытания на износ

Нормальную нагрузку создали, подвешивая груз 600 Н, что обеспечило постоянство усилия в ходе опыта. Величину нагрузки и кинематические условия выбрали соответствующие работе колец синхронизатора КПП автомобилей LADA по методике, разработанной И.В. Котляровым [21]. Частоту вращения шпинделя устанавливали $n \approx 1350 \text{ мин}^{-1}$, соответствующую разности угловых скоростей ведущего и ведомого валов.

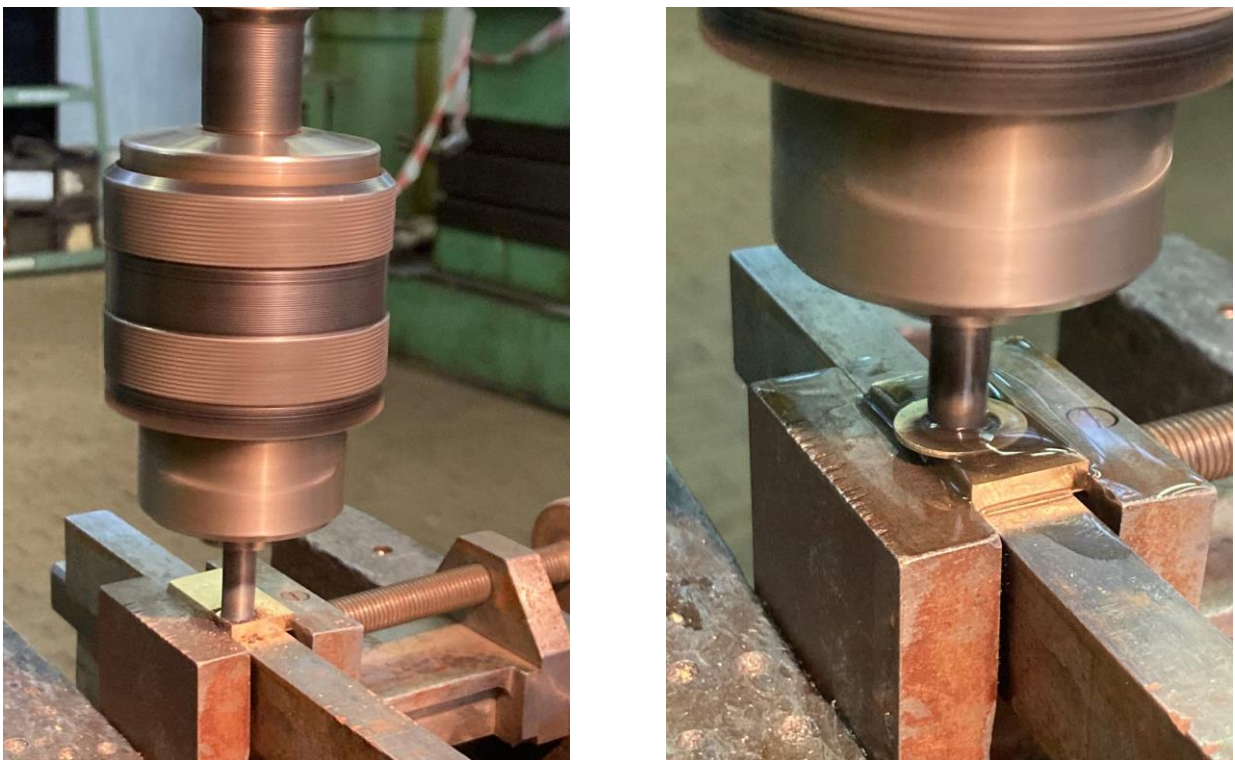
Проводили два вида испытаний на износ:

– В условиях сухого трения при температуре окружающей среды, наиболее жёстком режиме, моделирующем масляное голодание. Тепловой отклик истираемого образца контролировали контактным термометром с термопарой.

– Испытания при смазывании. Трансмиссионное масло «Газпромнефть» GL-4 75W-90, рекомендованное для трансмиссий автомобилей LADA вводили без

остановки эксперимента с помощью дозатора вводили в зону контакта 5 мг (≈ 1 каплю) через равные интервалы по 1 мин. Для обеспечения постоянного смачивания и удержания масла в зоне трения на поверхности образца была выполнена кольцевая канавка (рисунок 8 б). Это предотвратило стекание смазочного материала и стабилизировало режим смазки.

Проведение двух видов испытаний позволило проверить работоспособность материала в паре со смазкой и оценить влияние смазывания на интенсивность изнашивания. Время испытания фиксировалось секундомером.



а
б
Рисунок 8 – Испытания на износ: а) сухое трение;
б) трение в присутствии трансмиссионного масла GL-4 75W-90.

Потери массы определяли гравиметрическим методом. Перед и после каждого опыта образцы и контртела обезжировали, удаляли продукты износа, сушили и взвешивали. Для испытаний сухого трения применяли точность взвешивания 0,001 г (3 знака); для испытаний со смазкой, где износ на порядок ниже, — 0,0001 г (4 знака) на аналитических весах Acculab ATL-220d4-I. Разность

масс $\Delta m = m_0 - m_1$ характеризует износ по потере массы. Для представления износа по потере объёма ΔW в мм³, использовали преобразование:

$$\Delta W_{\text{мм}^3} = 1000 \cdot \Delta m / \rho \quad (2.1)$$

где ρ — плотность соответствующего материала, г/см³. Для корректности сравнения плотность каждого исследованного материала определяли отдельно гидростатическим методом по ГОСТ 20018-74: образец взвешивали в воздухе ($m_{\text{возд}}$) и в воде при $(20 \pm 0,5)$ °С ($m_{\text{вода}}$) и рассчитывали по формуле:

$$\rho = \rho_{\text{ВОДЫ}} \times \frac{m_{\text{ВОЗД}}}{m_{\text{ВОЗД}} - m_{\text{ВОДА}}}, \quad (2.2)$$

предварительно обеспечивая смачивание поверхности и удаление воздушных пузырей; плотность воды принимали с температурной поправкой по стандарту.

Все испытания повторяли не менее трёх раз; в отчёте приведены средние значения и отклонения.

2.3 Основные источники погрешностей и неопределённостей при исследовании многокомпонентных латуней

При проведении комплексного исследования многокомпонентных латуней необходимо учитывать влияние как систематических, так и случайных факторов, которые могут искажать результаты химического, металлографического и механических анализов. Вопрос достоверности измерений в материаловедении и их цифровизация наиболее полно рассмотрены и представлены в работах А.В. Кудри с сотрудниками [161, 162] Источники неопределённостей связаны как с методиками подготовки и анализа образцов, так и с особенностями структуры самих сплавов (размер зерна, распределение фаз, наличие включений). Для обеспечения достоверности результатов в работе использовались стандартизированные методики подготовки и испытаний, многократные повторные измерения, а также специальные подходы к снижению влияния структурных эффектов на аналитические данные. Основные источники погрешностей, их характер и способы минимизации сведены в таблицу 8.

Таблица 8 – Основные источники погрешностей и неопределённостей

Метод / этап исследования	Источник погрешности	Характер погрешности	Способ минимизации
Оптико-эмиссионная спектроскопия (Belec Vario Lab)	Ошибки калибровки прибора по эталонным образцам	систематическая	Регулярная калибровка по стандартным образцам, проверка линейности шкалы
	Влияние микроструктуры (размер зерна, фазовый состав) на интенсивность спектральных линий	систематическая	Применение специализированной методики учёта структурных эффектов [178], отжиг контрольных образцов
	Неровности поверхности после подготовки	случайная	Стандартизированная шлифовка и полировка, контроль качества поверхности
Металлографический анализ	Дефекты подготовки (сколы, завал краёв, артефакты травления)	случайная	Запрессовка в смолу, использование стандартизированного травителя [180], автоматическая шлифовка
	Субъективность при определении размеров зерна и фаз	случайная	Использование цифрового анализатора изображений (SIAMS 700), усреднение по нескольким полям зрения
Термическая обработка (муфельная печь)	Неравномерность нагрева и охлаждения образцов	случайная	Использование графитовых стаканов, контроль температуры термометрами, повторяемость выдержек
	Окисление поверхности при нагреве	систематическая	Предварительная сушка и герметизация графитовым стаканом, минимизация контакта с кислородом
Испытания на твёрдость (HV30)	Попадание индентора на включение или дефект	случайная	Проведение серии из ≥ 5 измерений и усреднение результата
	Недостаточная площадь отпечатка для гетерогенной структуры	систематическая	Выбор нагрузки 30 кг как компромисс между локальным и объёмным значением

Таблица 8 – Основные источники погрешностей и неопределённостей (продолжение)

Метод / этап исследования	Источник погрешности	Характер погрешности	Способ минимизации
СЭМ–ЭДС анализ	Поверхностное заряджение образцов	систематическая	Использование токопроводящей смолы и нанесение Au–Pt покрытия
	Статистические колебания счёта рентгеновских фотонов	случайная	Усреднение по нескольким зонам анализа, увеличение времени накопления сигнала
Испытания на обрабатываемость резанием	Износ и геометрия сверла	случайная	Применение новых инструментов одинаковой геометрии для каждой серии испытаний
	Колебания усилия подачи	случайная	Использование станда с грузовым механизмом, обеспечивающим постоянную подачу
	Неравномерность структуры исследуемого материала	систематическая	Сравнение с эталонной маркой ЛМцАЖКС, проведение повторных испытаний на разных образцах
Испытания на износ	Неравномерность приложения нагрузки	систематическая	Использование грузового механизма с направляющими, калибровка массы груза
	Колебания частоты вращения шпинделя ($n \approx 1350 \text{ мин}^{-1}$)	случайная	Контроль стабильности оборотов, использование тахометра
	Непараллельность поверхностей образца и контртела	систематическая	Точная юстировка установки, контроль плоскостности шлифованных поверхностей
	Подготовка поверхностей: неоднородность качества шлифовки ($Ra \approx 0,40$)	случайная	Стандартизированная процедура шлифовки, контроль шероховатости
	Погрешность весов Acculab ATL-220d4-I	систематическая	Регулярная поверка весов, использование эталонных гирь
	Определение плотности воздушные пузыри на поверхности образца	систематическая	Использование дистиллированной воды, обработка поверхности спиртом
	Определение плотности погрешность определения плотности воды	систематическая	Использование табличных данных с температурной поправкой по стандарту
	Статистическая обработка ограниченное число повторностей ($n \geq 3$)	случайная	Увеличение количества повторностей до 5-7, исключение выбросов

2.4 Оценка неопределённости и погрешности

Общая методика (GUM).

Все итоговые неопределённости приводятся как расширенные $U = k \cdot u_c$ при коэффициенте $k=2$ (~95% доверия). Комбинированная стандартная неопределённость:

$$u_c = \sqrt{\sum u_i^2} = \sqrt{u_A^2 + u_B^2}, \quad (2.3)$$

где u_A - статистическая составляющая (повторяемость), u_B - априорная/инструментальная (калибровка, разрешение, методические влияния). Для функций $y = f(x_1, \dots, x_n)$ используется стандартная передача:

$$u_c(y) = \sqrt{\sum \left(\frac{\partial f}{\partial x_i} u(x_i) \right)^2} \quad (2.4)$$

1) Химический состав (искровая OES, Belec VARIO Lab)

Источники неопределённости

- подготовка/микронеоднородность поверхности (искровая ямка);
- калибровка по образцам, дрейф (учитывается корректировка эталонами);
- повторяемость искровых прожигов (межискровая дисперсия);
- лимит обнаружения/линейность по следовым элементам.

Метод OES обеспечивает определение от ppm до % с высокой точностью; прибор Belec VARIO Lab позиционируется для «highest analysis accuracy and precision; low detection limits». Практически значимы две составляющие: повторяемость U_R и смещение U_B ; их суммируют по корню (GUM) [163].

Рекомендованный расчёт (при наличии сырых данных)

1. Сделать не менее 5 искр на одной площадке; получить среднее \bar{w} и стандартное отклонение s

$$2. \quad u_A = s / \sqrt{n} \quad (2.5)$$

3. u_B принять по паспорту/аттестации методики (обычно задают в % от найденной массы элемента)

$$4. \quad u_c = \sqrt{u_A^2 + u_B^2}, U = 2u_c \quad (2.6)$$

Пример расчёта для таблицы 1(ЛМЦАЖН, P=0,005 %)

Сырых повторностей нет → берём только u_B

$$U(P) \approx 2 \cdot u_B \approx 2 \cdot (0,2 - 0,4) \times 0,005\% = U(P) \approx \pm(0,002 - 0,004)\% \text{ абс}$$

Т.е. отчётливо указывается лишь наличие фосфора на уровне нескольких десятитысячных; количественная погрешность велика из-за близости к LOD (типично для следовых концентраций в OES).

В таблице приведены значения средних концентраций элементов (\bar{w}), стандартных отклонений (s), инструментально-методической составляющей неопределённости (u_B), а также расширенной неопределённости (U, k=2) для случаев n=3 и n=5 измерений.

Таблица 9 – Расчёт погрешности спектрального анализа включений в латунных заготовках

Тип	Морфология	Элемент	\bar{w} , %	s, %	u_B (отн.)	u_B , %	U(k=2), n=3, абс,п,п,	U(k=2), n=5, абс,п,п,
1	Высокодисперсные включения	Al	30,9	2,6	0,03	0,927	3,529	2,974
		Fe	45,9	2,0	0,03	1,377	3,594	3,284
		Mn	12,1	1,7	0,03	0,363	2,093	1,685
		Ni	10,1	2,3	0,03	0,303	2,724	2,145
		Si	0,9	0,5	0,2	0,18	0,68	0,574
2	Цепочки включений	Al	13,5	0,4	0,03	0,405	0,932	0,885
		Cr	0,5	0,1	0,2	0,1	0,231	0,219
		Fe	58,8	1,2	0,03	1,764	3,79	3,688
		Mn	16,4	0,2	0,03	0,492	1,011	1,0
		Ni	4,3	1,4	0,07	0,301	1,725	1,389
		Si	6,5	1,2	0,07	0,455	1,658	1,407
3	Эллипсоидные включения (до 4 мкм)	Al	7,8	1,0	0,07	0,546	1,589	1,412
		Cr	3,2	2,1	0,07	0,224	2,466	1,931
		Fe	63,1	1,9	0,03	1,893	4,376	4,15
		Mn	17,8	2,0	0,03	0,534	2,544	2,083
		Ni	0,7	0,2	0,2	0,14	0,363	0,332
		Si	7,4	3,3	0,07	0,518	3,949	3,128
4	Крупные неправильной формы	Al	14,2	2,2	0,03	0,426	2,679	2,144
		Cr	0,5	0,1	0,2	0,1	0,231	0,219
		Fe	59,7	3,2	0,03	1,791	5,146	4,585
		Mn	14,9	1,7	0,03	0,447	2,157	1,764
		Ni	4,8	1,7	0,07	0,336	2,075	1,662
		Si	6,0	1,7	0,07	0,42	2,135	1,737

Таблица 9 – Расчёт погрешности спектрального анализа включений в латунных заготовках (продолжение)

Тип	Морфология	Элемент	\bar{w} , %	s, %	$u_B(\text{отн.})$	u_B , %	$U(k=2),$ n=3, абс,п,п,	$U(k=2),$ n=5, абс,п,п,
5	Крупные эллипсоидные (более 4 мкм)	Al	3,1	0,8	0,07	0,217	1,021	0,837
		Cr	1,0	0,3	0,07	0,07	0,374	0,303
		Fe	67,4	0,6	0,03	2,022	4,103	4,079
		Mn	16,8	0,9	0,03	0,504	1,448	1,29
		Ni	0,5	0,3	0,2	0,1	0,4	0,335
		Si	11,2	0,5	0,03	0,336	0,886	0,807
6	Стержневидные включения*	Al	1,7	–	0,07	0,119	0,238	0,238
		Cr	2,9	–	0,07	0,203	0,406	0,406
		Fe	46,2	–	0,03	1,386	2,772	2,772
		Mn	33,5	–	0,03	1,005	2,01	2,01
		Ni	1,3	–	0,07	0,091	0,182	0,182
		P	11,5	–	0,03	0,345	0,69	0,69
		Si	3,0	–	0,07	0,21	0,42	0,42

2) Доля фаз (объёмная доля α -фазы по изображениям)

Так как доля \hat{p} получена точечным счётом (стереология), стандартная неопределённость биномиальна:

$$u(\hat{p}) = \sqrt{\frac{\hat{p}(1-\hat{p})}{N}}, \quad U = 2u \quad (2.7)$$

Пример. Табл. «Содержание α -фазы»: при $\hat{p}=0,30$ и $N=1000$ контрольных точек:

$$u = \sqrt{0,3 \cdot 0,7/1000} = 0,0145 \rightarrow U \approx \pm 2,9\% \text{ абс}$$

Для $N=500 \rightarrow U \approx 4,1\% \text{ абс}$

3) Твёрдость HV30 (Zwick/Roell ZHU 250, ISO 6507)

Источники неопределённости

- измерение диагоналей (оптика/фокус), плоскостность
- стабильность нагрузки, время выдержки (ISO 6507-1)
- повторяемость по точкам (микронеоднородность)

Норматив/справка. ISO 6507-1 описывает требования к нагрузке/выдержке и приводит указания по неопределённости (приложения); современные машины ZHU-

250 имеют точность нагрузки лучше требований ISO/ASTM, т.е. вклад u_B по силе мал. Методика расчёта неопределённости подробно разобрана в руководствах NPL.

Расчёт по каждой пробе, формулы:

- Среднее: \bar{x} ;

- SD: $s = \sqrt{\sum(x_i - \bar{x})^2 / (n - 1)}$; (2.8)

- Статическая неопределённость: $u_A = s / \sqrt{n}$;

- Инструментальная составляющая: $u_B = 0,02 \cdot \bar{x}$ (2% отн., для HV30);

- Комбинированная: $u_c = \sqrt{u_A^2 + u_B^2}$; (2.9)

- Расширенная: $U = 2u_c$. (2.10)

Таблица 10 содержит средние значения твёрдости по пяти измерениям, стандартное отклонение (s), статистическую неопределённость (uA), инструментальную составляющую ($u_B = 2\% \cdot \text{среднее}$), комбинированную неопределённость (u_c), расширенную неопределённость (U, k=2) и относительную неопределённость.

Таблица 10 – Расчёт погрешности твёрдости образцов в литом состоянии

Концентрация Р, %	Среднее HV	s	uA	uB	u _c	U(k=2)	Отн. неопредел.
0,00	214,25	3,59	1,80	4,28	4,65	9,29	4,3%
0,05	203,25	2,36	1,18	4,07	4,23	8,47	4,2%
0,10	210,00	7,09	3,54	3,88	5,26	10,52	5,4%
0,15	193,25	5,23	2,61	4,02	4,80	9,59	4,6%
0,20	190,25	2,75	1,38	3,76	4,01	8,02	4,2%
0,25	183,25	2,08	1,04	3,29	3,45	6,90	3,8%
0,50	169,00	2,02	1,42	3,98	4,32	7,06	4,2%

Таблица 11 – Сводная таблица расчёта погрешностей плотности

Маркировка	ρ ср. знач, г/см ³	u _A , г/см ³	u _{B,весы} , г/см ³	u _{B,метод} , г/см ³	u _c (ρ), г/см ³	U(ρ) (k=2), г/см ³	Отн. неопр.
ЛМцАЖКС	7,63	0,017	0,00026	0,0078	0,0187	0,037	0,49%
ЛМцАЖН	7,91	0,008	0,00028	0,0078	0,0112	0,022	0,28%
Образец 0,5%Р	7,82	0,018	0,00020	0,0078	0,0196	0,039	0,50%
Образец 0,2%Р	7,89	0,015	0,00035	0,0078	0,0169	0,034	0,43%

Таблица 12 – Расчёт потери по массе при испытании на износ

Маркировка	Исходные данные, г	Δm ср., г	s, г	u_A , г	Отн. стат.
ЛМЦАЖКС	0,015; 0,012; 0,009; 0,009	0,01125	0,00287	0,00144	12,8%
ЛМЦАЖН	0,011; 0,020; 0,015; 0,018	0,01600	0,00392	0,00196	12,3%
Образец 0,5%Р	0,010; 0,008; 0,012; 0,010	0,01000	0,00163	0,00082	8,2%
Образец 0,2%Р	0,052; 0,045; 0,034; 0,031	0,04050	0,00975	0,00488	12,0%

Таблица 13 – Сводная таблица расчёта погрешностей значения износа по массе

Маркировка	ΔW ср., мм ³	$U(\Delta W)$, мм ³	u_A , мм ³	$u_{B,\Delta m}$, мм ³	$u_{B,\rho}$, мм ³	$u_c(\Delta W)$, мм ³	Расчет. $U(\Delta W)$, мм ³	Отн. неопр.
ЛМЦАЖКС	1,44	0,26	0,0208	0,000066	0,00377	0,0211	0,042	2,9%
ЛМЦАЖН	2,02	0,37	0,0292	0,000126	0,00511	0,0296	0,059	2,9%
Образец 0,5%Р	1,28	0,26	0,0185	0,000064	0,00327	0,0188	0,038	3,0%
Образец 0,2%Р	5,13	0,93	0,0740	0,000641	0,01317	0,0752	0,150	2,9%

Выводы и результаты

1. Разработана комплексная методология изучения влияния фосфора на структурно-фазовое состояние и свойства многокомпонентных латуней.
2. Используемые методы исследований и испытаний позволяют получить достаточно полную информацию о связях состава и структурного состояния с прочностными, технологическими и эксплуатационными свойствами многокомпонентных латуней.

ГЛАВА 3. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЛАТУНЕЙ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ И ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Основными недостатками промышленных латуней являются склонность к растрескиванию при обработке давлением и низкая работоспособность при интенсивном силовом нагружении. В данной главе устанавливаются причины этих явлений и возможности их устранения.

3.1 Влияние примесного фосфора на структурно-фазовое состояние промышленной латуни ЛМцАЖН

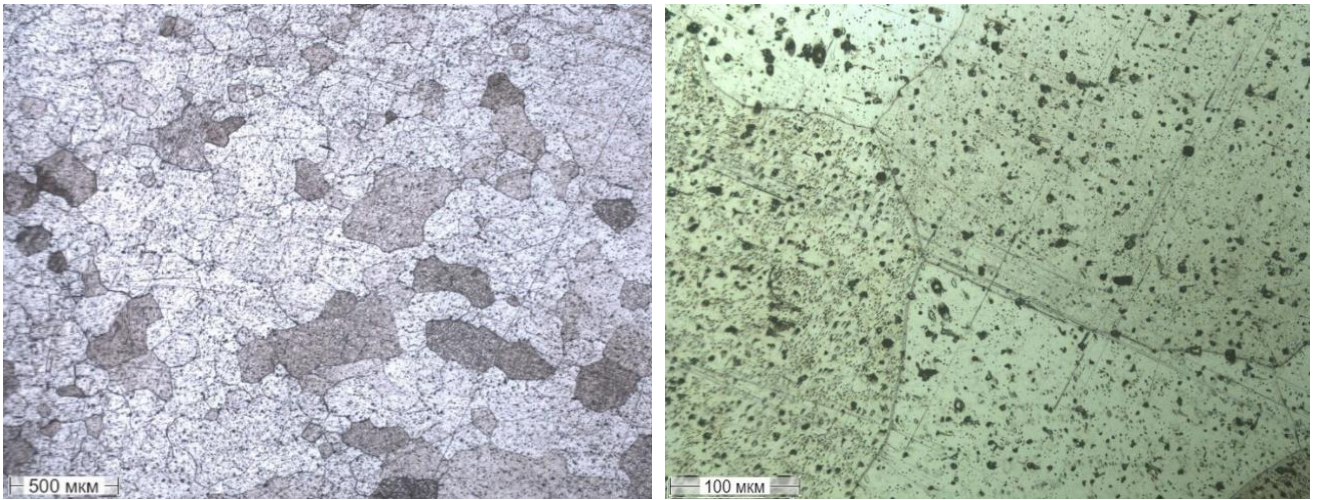
Исследования промышленной латуни марки ЛМцАЖН, в которой фосфор присутствует в качестве примеси на уровне микролегирования (0,005 – 0,01%) позволили установить значительное воздействие данного элемента на процесс формирования структурных составляющих сплава. Проведенные исследования выявили ряд особенностей влияния фосфора на изменение микроструктуры и фазового состава.

Химический анализ состава сплава представлен в таблице 14, из которой следует, что латунь ЛМцАЖН состоит из меди, цинка, марганца, алюминия, железа, никеля, содержит 0,005% фосфора и другие элементы.

Микроструктура образцов после травления (рисунок 9) представлена преимущественно β -фазой с дисперсными интерметаллидными частицами (0,5–4 мкм) и стержневидными включениями (длина до 30 мкм, ширина ~4 мкм, отдельные до 70 мкм). Измерения твердости показали стабильность значений (184–189 НВ) с незначительными колебаниями в пределах погрешности.

Таблица 14 – Химический состав сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,3-0,5-0,3

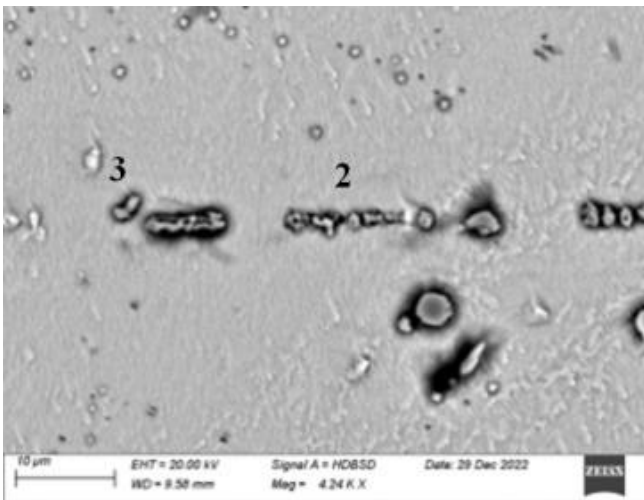
Концентрация элементов, мас, %										
Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Si	Pb	Cr	Sn	P
53,660	3,403	2,438	0,575	0,520	39,220	0,033	0,116	0,004	0,012	0,005



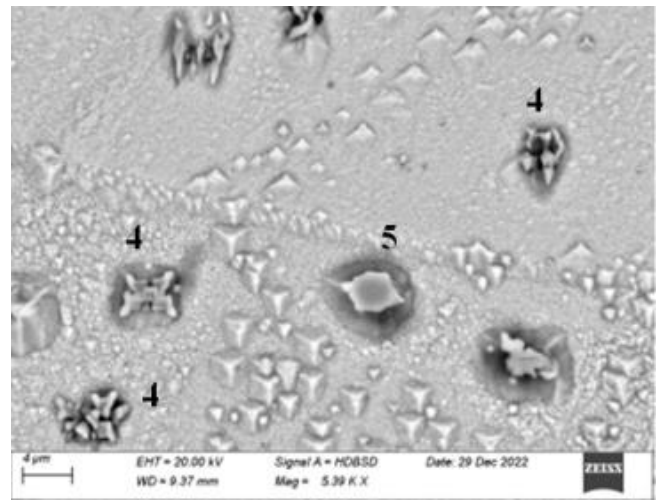
а

б

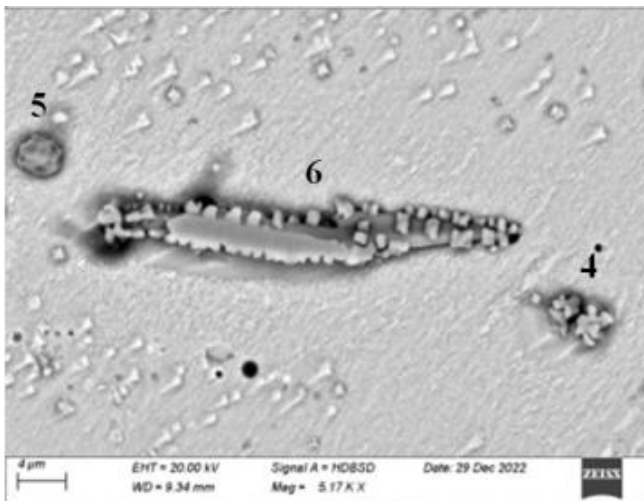
Рисунок 9 – Структура сплава ЛМЦАЖН (заготовка)



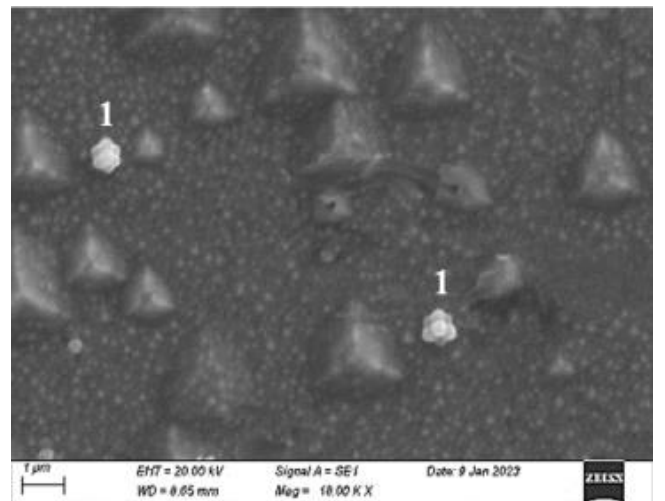
а



б



в



г

Рисунок 10 – Микроструктура трубных заготовок: а) включения неправильной формы и округлые; б) крупные включения неправильной формы; в) стержневидное включение; г) никелид железа-алюминия

При большем увеличении, методом СЭМ, выявлена гетерогенность структуры, включающая β -фазу, никелиды железа-алюминия, а также цепочки включений различной морфологии – эллипсоидных, крупных и неправильной формы (рисунок 10).

Таблица 15 – Усредненный химический состав включений в латунных заготовках до термообработки

Тип	Морфология и усредненные размеры интерметаллических включений	Элементный состав							Тип соединения
		Al,%	Mn,%	Fe,%	Cr,%	Ni,%	Si,%	P,%	A_xB_y
1	Высокодисперсные включения правильной формы (рис, 10 г); 0,6-1,3 мкм	30,9 ± 2,6	12,1 ±1,7	45,9 ±2,0	-	10,1 ±2,3	0,9 ±0,5	-	FeNiAl
2	Цепочки из включений неправильной формы, средним размером до 2 мкм (рис, 10 а)	13,5 ±0,4	16,4 ±0,2	58,8 ±1,2	0,5 ±0,1	4,3 ±1,4	6,5 ±1,2	-	(Fe,Mn) ₃ Si совместно с FeNiAl
3	Эллипсообразные включения, размером до 4 мкм (рис, 10 а)	7,8 ±1,0	17,8 ±2,0	63,1 ±1,9	3,2 ±2,1	0,7 ±0,2	7,4 ±3,3		(Fe,Mn) ₄ Si
4	Крупные включения неправильной формы, средний размер 4 мкм (рис, 10 б, в)	14,2 ±2,2	14,9 ±1,7	59,7 ±3,2	0,5 ±0,1	4,8 ±1,7	6,0 ±1,7		(Fe,Mn) ₃ Si совместно с FeNiAl
5	Крупные эллипсообразные включения, размером более 4 мкм (рис, 10 а, б, в)	3,1 ±0,8	16,8 ±0,9	67,4 ±0,6	1,0 ±0,3	0,5 ±0,3	11,2 ±0,5	-	Fe ₄ Si
6	Стержневидные включения* (рис, 10 в)	1,7	33,5	46,2	2,9	1,3	3,0	11,5	Fe ₃ P

*- из-за небольшого количества включений приведено только среднее арифметическое значение

В структуре сплава выявлено шесть типов включений (таблица 15), отличающихся по геометрии, морфологии и химическому составу. К первому типу относятся одиночные интерметаллиды неправильной формы размером до 1,5 мкм, соответствующие соединению (Fe,Mn)NiAl; второй тип представлен цепочками из частиц до 2 мкм с протяжённостью 10–50 мкм; третий тип составляют эллипсообразные включения размером 2–4 мкм, соединение (Fe,Mn)₄Si с повышенным содержанием алюминия; четвёртый тип образуют крупные частицы неправильной формы около 3 мкм; пятый тип характеризуется крупными эллипсообразными включениями более 4 мкм состава (Fe,Mn)₃Si; шестой тип представлен стержневидными включениями соединения (Fe,Mn)₃P с примесью кремния. Таким образом, только мелкие частицы до 1,5 мкм представлены интерметаллидами. В основном присутствуют силициды состава (Fe,Mn)₃Si,

$(\text{Fe},\text{Mn})_4\text{Si}$, и более сложного состава, включающие Al, Ni, Cr. Присутствуют фосфиды и силикофосфиды.

Химический состав включений различного вида (таблица 15) демонстрирует существенные различия в распределении элементов между фазами. Особенно показательным сравнением стержневидных фосфидов с другими включениями, в которых содержание фосфора значительно ниже или он отсутствует.

Характерно, что фосфор в исследуемой латуни полностью связан в химические соединения. Основная его масса (до 25%) концентрируется именно в стержневидных включениях (таблица 16), тогда как в округлых силицидах его содержание не превышает 3% (таблица 16). В матричном растворе и на границах зерен фосфор не обнаружен. Элементный состав стержневидных включений соответствует соединению типа $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{P}$, часто с примесью кремния.

Таблица 16 – Элементный состав включений различной морфологии

Тип включения	Концентрация элементов, мас, %						
	Al	Mn	Fe	Cr	Ni	Si	P
Стержневидное включение $(\text{Mn},\text{Fe})_2\text{P}$	3,22	32,58	31,57	2,72	1,17	4,47	24,27
Пластина $(\text{Mn},\text{Fe})_2\text{P}$	1,18	32,09	46,31	2,94	0,41	4,48	12,59
Силицид округлый	8,43	13,53	57,40	1,58	1,42	17,64	—
Силицид округлый с фосфором	5,24	17,46	62,24	1,57	—	10,54	2,94

Примечательно, что распределение фосфора в стержневидных образованиях неоднородно: его концентрация возрастает к центральной части включения. Электронно-микроскопические исследования с цветовой индикацией элементов (рисунок 11) подтвердили, что стержневидные включения представляют собой фосфосилициды марганца-железа. Вторичные кристаллы (рисунок 11), формирующиеся на поверхности этих включений, состоят преимущественно из железа и кремния, что указывает на сложный характер образования выделений при превращениях.

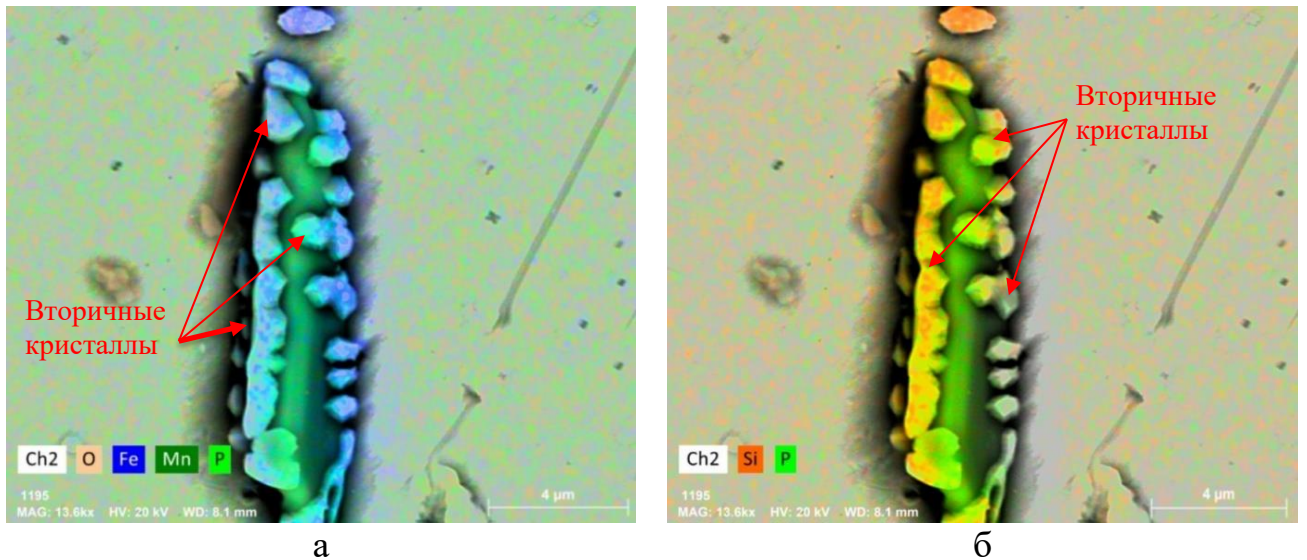


Рисунок 11 – Стержневое включение с цветовым выделением химических элементов: а) кислорода, железа, марганца и фосфора; б) кремния и фосфора

Особый интерес представляют стержневидные включения, на поверхности которых обнаружены вторичные кристаллы (рисунок 11). Место образования обусловлено повышенным уровнем внутренних напряжений на границе раздела данных фаз по сравнению с матрицей сплава. Линейное сканирование состава (рисунок 12) показало четкую корреляцию распределения фосфора и марганца, что свидетельствует об их тесном взаимодействии в структуре сплава.

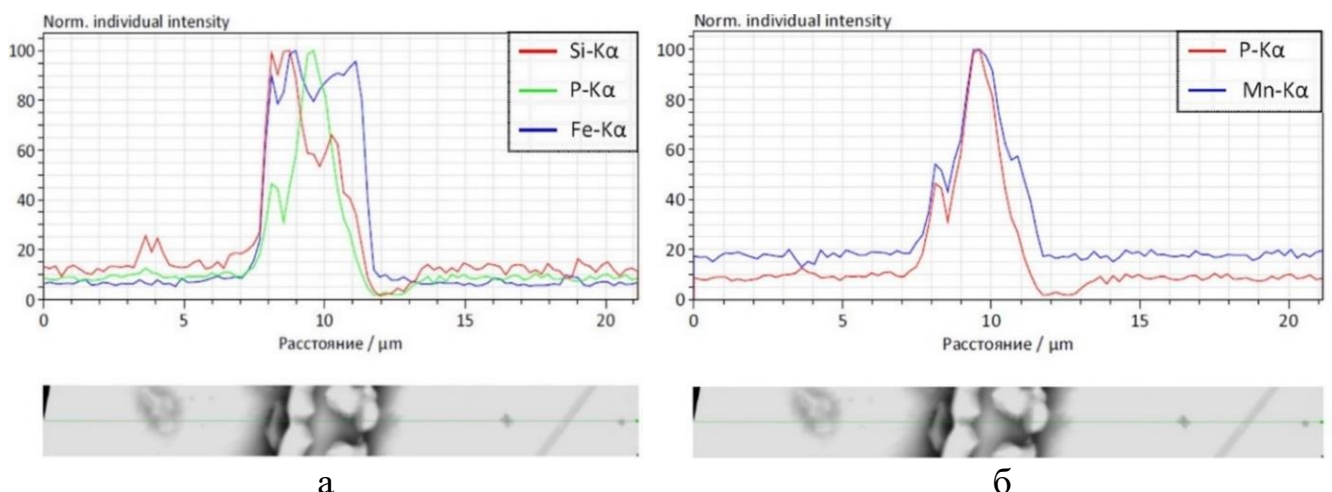


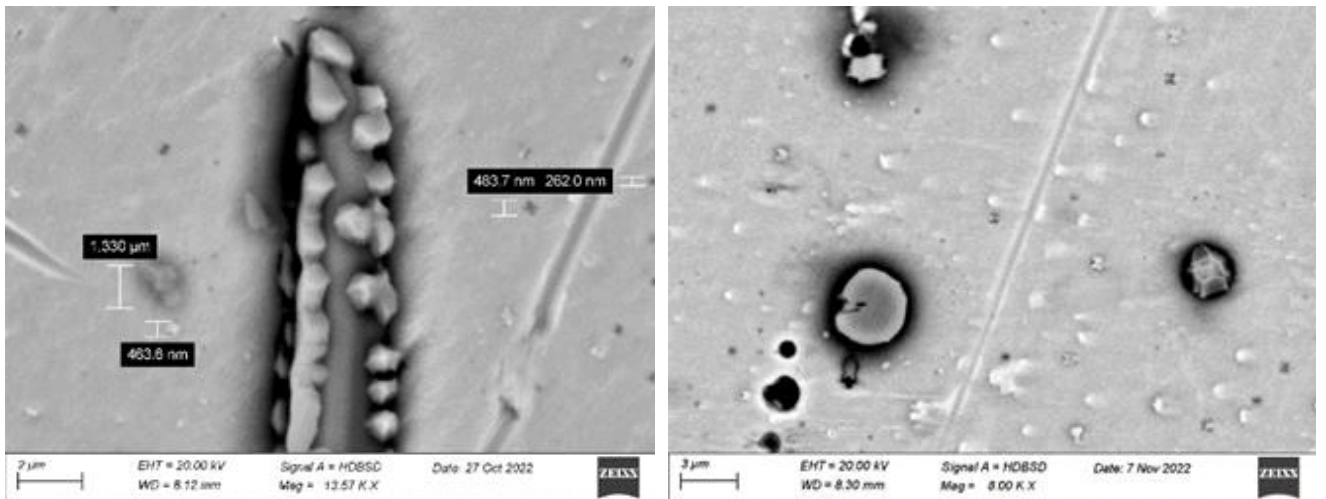
Рисунок 12 – Линейное сканирование твердого раствора и включений на содержание химических элементов: а) кремния, фосфора и железа; б) фосфора и марганца

Таким образом, фосфор в исследуемом сплаве не только связывается в устойчивые интерметаллидные соединения, но и определяет их морфологию. Стержневидная форма фосфидных включений (рисунок 10 в, рисунок 11) положительно влияет на эксплуатационные свойства латуни. Стержневые включения повышают износостойкость материала в узлах трения, поскольку лучше сопротивляются изнашиванию и выкрашиванию по сравнению с округлыми частицами [164]. Однако в то же время наличие протяженных фосфидов может ухудшать обрабатываемость резанием, создавая неравномерное сопротивление режущему инструменту [165].

3.2 Микроструктурные превращения фосфидных включений в латуни ЛМцАЖН при температурах горячей деформации

Сравнительный анализ термической стабильности фаз проводили в интервале горячей штамповки латуней (700–830°C) после выдержки 15 минут при 700, 750, 780 и 830°C [166]. Для каждой температуры отбирали группу заготовок, подвергали их идентичной подготовке поверхности и дальнейшему металлографическому исследованию. Оценка фазовых изменений выполняли методами сканирующей электронной микроскопии и линейным сканированием распределения элементов вблизи выделений. Дополнительно фиксировали изменения морфологии включений и их химический состав с последующим сопоставлением со структурой исходных образцов. Такой подход позволил оценить различия в устойчивости силицидных и силикофосфидных фаз при условиях, имитирующих горячую штамповку.

При нагреве в интервале температур горячей деформации (700-830°C) поведение фосфидных и силицидных включений принципиально различается. На начальной стадии нагрева (700°C) стержневидные фосфиды демонстрируют исключительную морфологическую стабильность (рисунок 13 а), в то время как силициды уже проявляют признаки растворения и расслоения (рисунок 13 б).

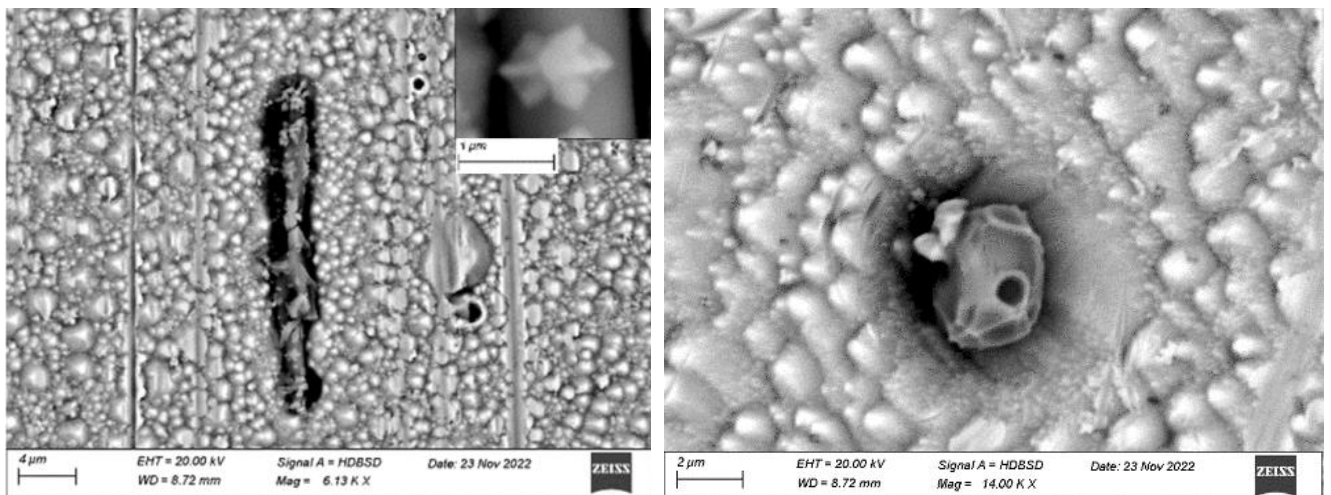


а

б

Рисунок 13 – Микроструктура образцов после выдержки при 700°C:

а) стержневой фосфид; б) округлый силицид с признаками растворения



а

б

Рисунок 14 – Микроструктура образцов после выдержки при 750°C:

а) стержневой фосфид, на котором формируются кристаллы в виде звездочек;

б) эллипсообразный силицид с отверстием

Отличие в термической стабильности более наглядно при 750°C, когда на поверхности фосфидов формируются характерные звездчатые наросты сложной формы, обогащенные кремнием и алюминием (рисунок 14 а), что свидетельствует о начале структурных преобразований. Интенсивность растворения силицидных включений увеличивается (рисунок 14 б).

Дальнейший нагрев до 800°C приводит к качественному изменению морфологии фосфидов - в их объеме образуются внутренние полости (рисунок 15 а), указывающие на активные процессы разложения и перераспределения фосфора. При этом силицидные фазы теряют когерентность с матрицей, формируя вокруг себя ореолы измененной структуры. При достижении 830°C интенсивность деструкции фосфидов снижается - полости становятся менее выраженными, а поверхностные выделения укрупняются (рисунок 15 б), что сопровождается стабилизацией структуры β -фазы.

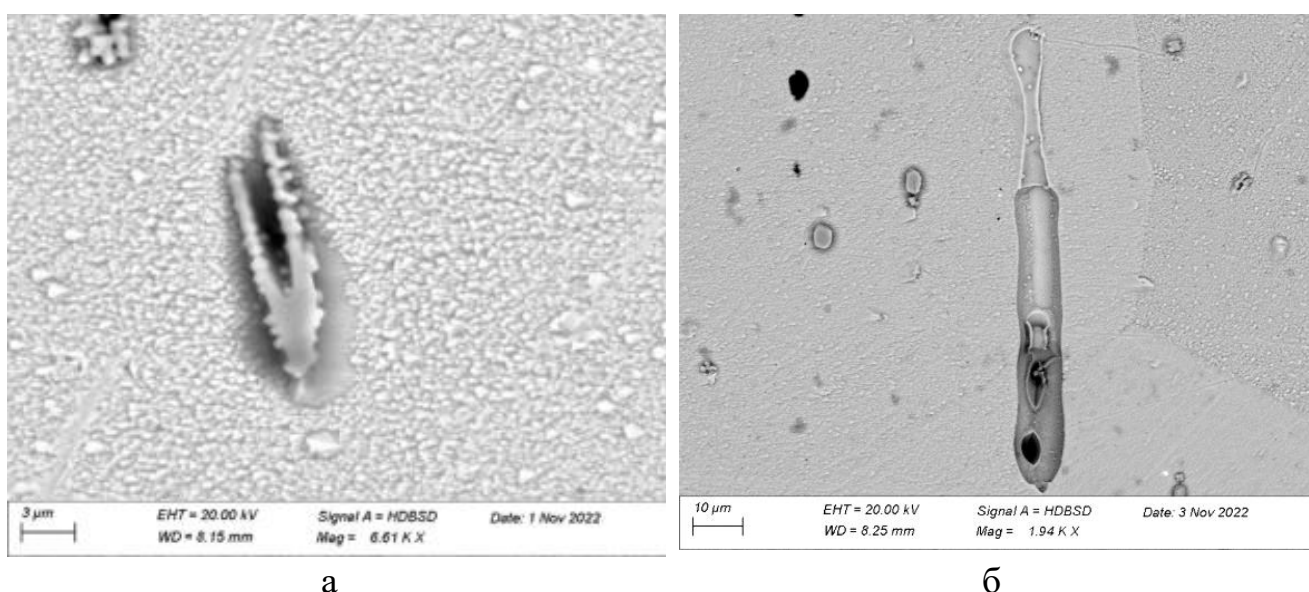


Рисунок 15 – Фосфидные включения: а) образование полости и «ореола» вокруг частицы после выдержки при 800 °С; б) стержневидный фосфид с полостью после выдержки при 830 °С (когерентность сохранена)

Химический анализ включений после выдержки при различных температурах (таблица 17) показывает, что фосфорсодержащие фазы сохраняют стабильность состава вплоть до 800°C, при этом наблюдается постепенное увеличение доли кремния во вторичных образованиях. Особенно показательное изменение состава стержневидных включений (тип б), где содержание фосфора остается практически неизменным (16-17%) во всем исследованном температурном диапазоне.

Таблица 17 – Химический состав включений в латунных заготовках при разных температурах нагрева

Температура нагрева	Тип	Элементный состав						
		Al,%	Mn,%	Fe,%	Cr,%	Ni,%	Si,%	P,%
700° С	1	21,12±0,87	20,61±1,24	43,04±2,15	-	14,06±0,95	1,18±0,38	-
	2	4,31±0,65	16,23±0,94	66,54±1,08	1,06±0,28	1,34±0,81	10,41±1,70	-
	3, 4	5,44±0,52	15,68±0,61	66,87±1,32	0,79±0,16	1,17±0,66	10,05±1,66	
	5	3,01±0,28	15,94±0,14	69,19±0,50	1,00±0,29	0,90±0,23	9,96±0,52	
	6*	0,37	32,86	41,88	2,93	1,19	3,65	17,13
750° С	1	22,79±5,74	19,08±3,62	45,17±4,31	-	10,83±5,17	2,12±1,23	-
	2	4,45±0,28	16,93±0,35	66,50±0,93	0,99±0,51	1,50±0,64	9,62±0,62	
	3, 4	6,02±1,58	15,74±0,73	65,19±2,23	0,82±0,13	1,22±0,44	11,02±1,30	
	5	2,50±0,90	17,25±0,69	68,76±1,12	1,24±0,37	0,82±0,32	9,15±1,18	
	6*	0,67	33,99	40,83	1,37	2,87	4,06	16,24
800° С	1	23,74±1,31	21,23±6,60	37,42±11,21	-	16,55±4,22	1,06±0,38	-
	2	5,97±0,95	14,49±0,75	68,40±1,45	0,74±0,14	1,44±0,84	8,97±1,43	-
	3, 4	6,88±1,45	13,98±0,62	67,32±1,18	0,68±0,18	1,06±0,44	10,06±1,49	
	5	2,86±0,65	15,75±1,12	69,68±1,36	1,08±0,48	0,64±0,26	9,97±1,22	
	6*	0,40	33,58	41,32	1,35	3,07	3,95	16,33
830° С	1	21,89±3,01	22,71±6,11	38,48±14,28	-	15,87±5,83	1,03±0,87	-
	2	8,21±1,11	15,96±1,20	64,28±2,50	0,54±0,21	3,69±0,83	7,31±1,22	
	3, 4	6,93±1,58	14,97±1,60	65,69±2,77	0,75±0,19	1,61±1,06	9,95±1,51	
	5	3,08±0,97	15,49±0,73	70,11±0,96	0,99±0,26	0,76±0,22	9,50±0,62	
	6*	0,30	33,79	41,26	1,34	2,82	4,23	16,26

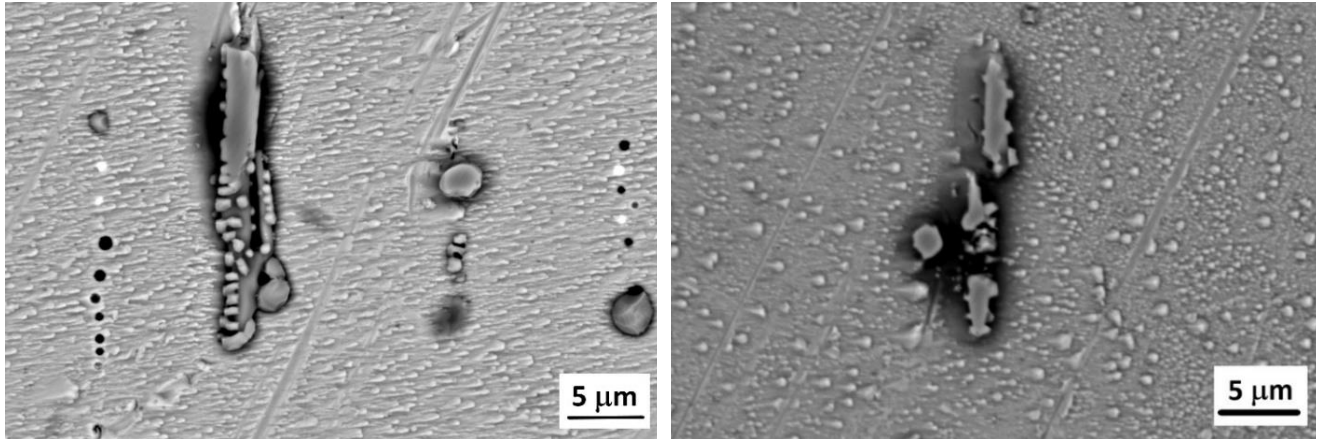
* по 6 типу стандартное отклонение не определялось, в таблице приведены только средние значения

Следующим этапом более детально исследовали изменения состояния и состава при термических воздействиях, соответствующих реальному производственному процессу. При температуре 780 °С происходит перераспределение элементов: одни концентрируются преимущественно по границе области твёрдый раствор – включение, тогда как другие сохраняют более равномерное распределение в объёме матрицы (таблица 18).

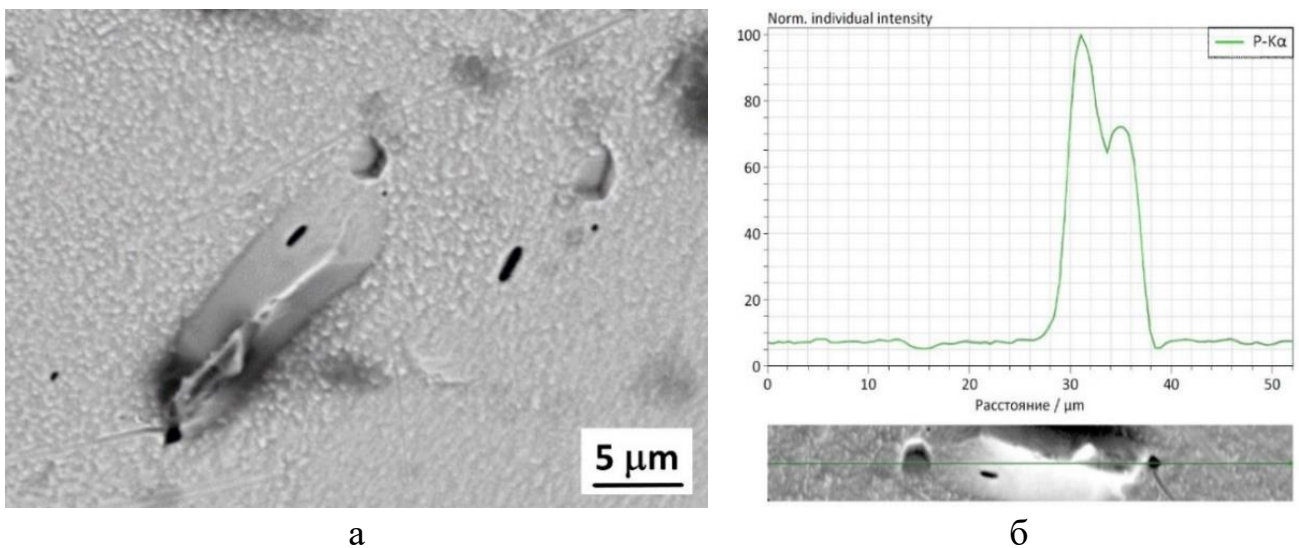
Таблица 18 – Локальный химический состав твердого раствора и приграничной зоны фосфидных включений после нагрева при 780° С

Область анализа	Концентрация элементов, мас, %								
	Al	Si	Mn	Cu	Zn	Fe	Ni	P	Cr
Приграничная к фосфиду	1,38	1,11	10,54	43,80	27,78	9,70	0,63	4,80	0,73
Твёрдый раствор β-фаза	2,47	0,18	3,34	57,72	35,41	0,32	0,47	—	—

После нагрева до температур горячей деформации (780°C) по технологии АО «АВТОВАЗ» наблюдается частичное растворение силицидных включений с образованием локальных зон, обогащенных фосфором (рисунки 16 и 17).



а
б
Рисунок 16 – Силицидное включение: а) до нагрева;
б) после нагрева при 780°C и выдержке 15 минут



а
б
Рисунок 17 – Метастабильное выделение с повышенной концентрацией фосфора: а) общий вид; б) линейное сканирование

Наиболее выраженной особенностью является устойчивая ассоциация фосфора с марганцем, железом и кремнием, что проявляется в значительном повышении содержания этих элементов в области, прилегающей к фосфиду (10,54% Mn; 9,70% Fe; 1,11% Si и 4,80% P), при их существенно более низкой

концентрации в β -фазе (3,34% Mn; 0,32% Fe; 0,18% Si и отсутствие P). Такое распределение свидетельствует о преимущественном образовании фосфидных соединений, формирующихся на основе силицидных включений.

Образование выделений происходит при относительно высоких температурах, его механизм и кинетика определяется процессами взаимной диффузии в области границы раздела твёрдый раствор – включение. Миграция Mn, Fe, Si и P в область формирования включения вызывает соответствующий отток основных компонентов в твёрдый раствор β -фазы, что подтверждает проведённый анализ. Концентрация меди (увеличилась от 43,80% до 57,72%) и цинка (от 27,78% до 35,41%).

Полученные результаты имеют важное практическое значение для оптимизации технологических процессов обработки латуней. Выявленная высокая термостабильность фосфидных включений в диапазоне 700-750°C позволяет использовать их для повышения структурной стабильности латуни при горячей деформации. Одновременно необходимо учитывать, что превышение температурного порога 800°C приводит к необратимой деструкции фосфидов, что существенно влияет на механические свойства готовых изделий.

Особый интерес представляет выявленный механизм перераспределения фосфора при нагреве, заключающийся в его связи с определёнными структурными составляющими без выделения в свободное состояние. Фосфор при низких концентрациях (0,005 – 0,01%) не образует собственных фаз и не оказывает значительного упрочняющего действия. При содержании 0,005 % P его влияние ограничивается лишь косвенными структурными изменениями, что и приводит после высокотемпературной выдержки (700-830°C) к незначительному росту показателя HV (на 1–2 единицы). Для полного понимания роли фосфора в структурообразовании латуней требуются дополнительные исследования с варьированием его содержания в широком диапазоне концентраций.

Выводы

1. В промышленной латуни марки ЛМцАЖН ($\approx 0,005 \% P$) весь фосфор находится в связанном виде в составе стержневидных фосфидов $(Fe, Mn)_3P$, и отсутствует в твердом растворе, что определяет характер его влияния на свойства сплава.
2. Фосфидные включения по сравнению с силицидными более стабильны в температурном диапазоне горячей деформации (700-750 °C).
3. Формирование фосфидных выделений при высокотемпературном нагреве 780°C определяется взаимной диффузией марганца, железа, кремния и фосфора в области границы раздела твёрдый раствор - включение.
4. Низкое содержание фосфора (0,005 %P) не оказывает значительного прямого влияния на твердость сплава, но изменяя состав и форму включений, влияет на растрескивание при горячей деформации.

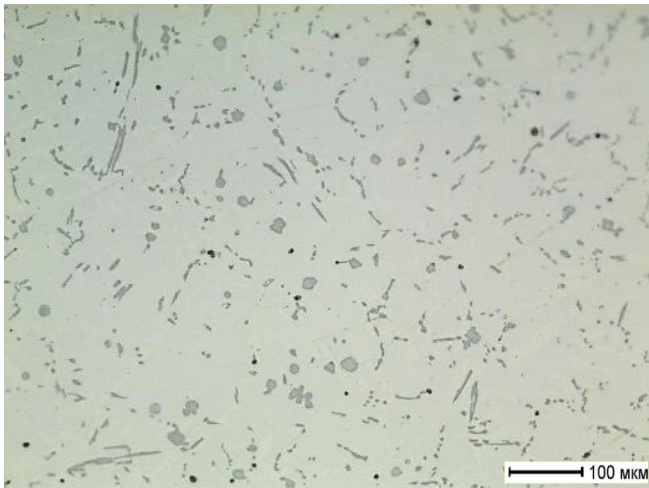
ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ФОСФОРОМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КРЕМНЕМАРГАНЦЕВОЙ ЛАТУНИ

В третьей главе было показано, что фосфор, даже в малых количествах (0,005%), образует упрочняющие фазы и стабилизирует структурное состояние. С ростом концентрации фосфора его воздействие возрастает, что позволяет повысить технологические и эксплуатационные свойства латуней. Для количественной оценки этого влияния и решения вопроса на производственном уровне были выплавлены 7 сплавов с дозированным содержанием фосфора: 0,00%, 0,05%, 0,10%, 0,15%, 0,20%, 0,25% 0,50%. Каждый сплав разливали в три кокиля, что позволило иметь три комплекта образцов для исследований. Усреднённый химический состав каждого сплава в комплекте приведён в таблицах 4-6.

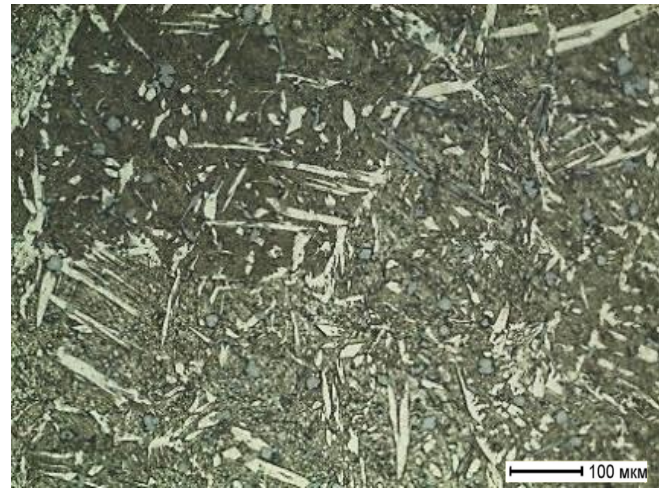
Влияние легирования фосфором кремнемарганцевой латуни проявляется в изменении фазового состава, морфологии включений, механических, технологических и эксплуатационных свойств.

4.1 Изменение структурного состояния и фазового состава с ростом содержания фосфора

Микроструктурный анализ выявил существенные изменения фазового состава и морфологии включений под влиянием фосфора (рисунок 18-24). Базовый сплав (0,00%P) характеризуется преимущественно β -фазой (90%) с незначительной долей α -фазы (10%) и наличием мелкодисперсных силицидных включений (рисунок 18). Введение фосфора приводит к последовательной трансформации структуры: сначала наблюдается увеличение доли α -фазы до 20% при содержании 0,05% P, затем временное возвращение к исходному уровню при 0,10% P, и последующий устойчивый рост до 40% в диапазоне 0,15-0,25% P.

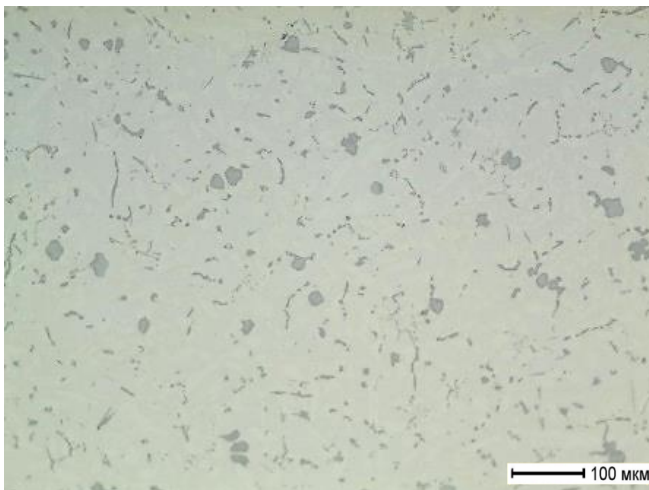


нетравлено

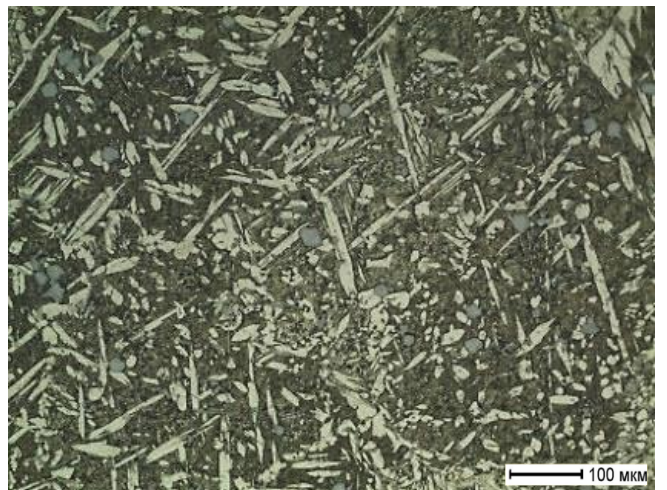


травлено

Рисунок 18 – Микроструктура образца 0,00% P $\times 500$

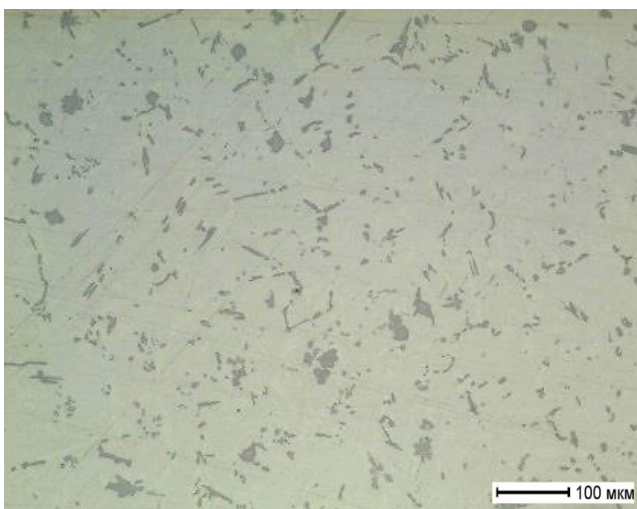


нетравлено

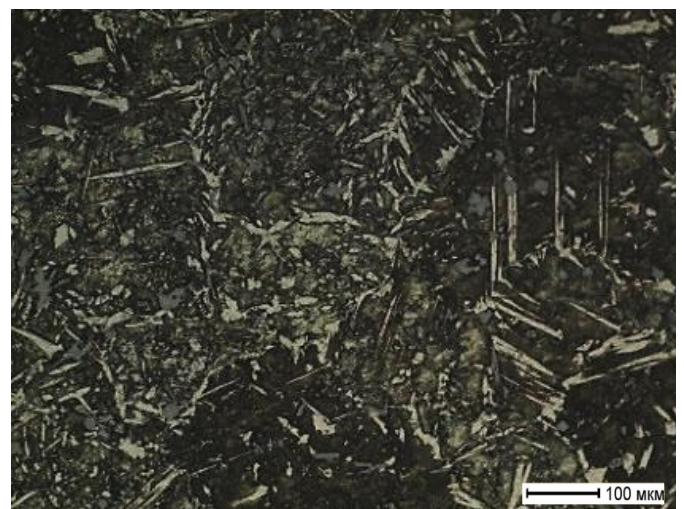


травлено

Рисунок 19 – Микроструктура образца 0,05%P $\times 500$

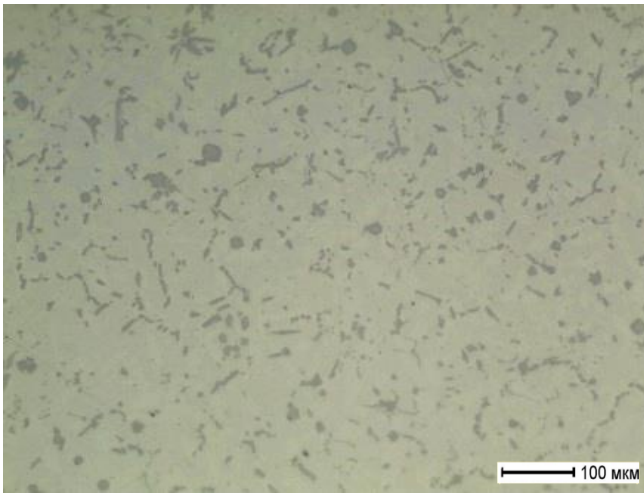


нетравлено

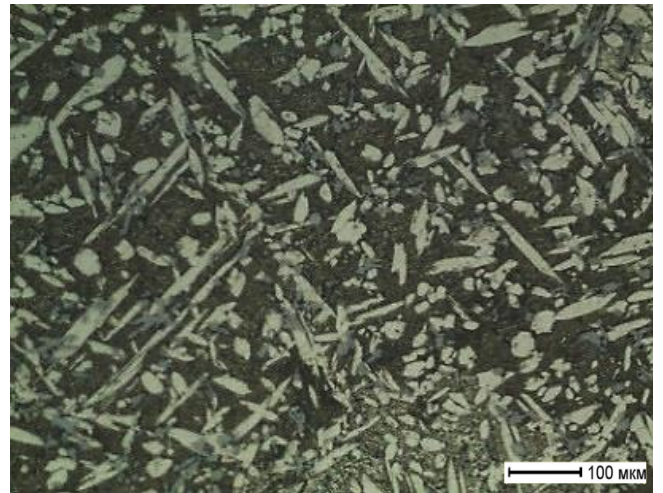


травлено

Рисунок 20 – Микроструктура образца 0,10%P $\times 500$

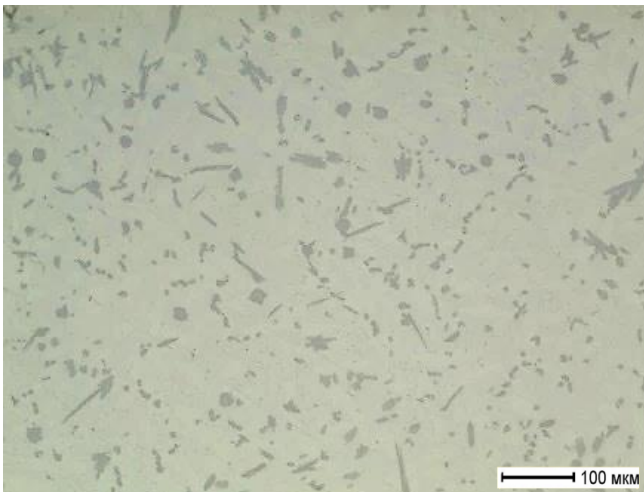


нетравлено

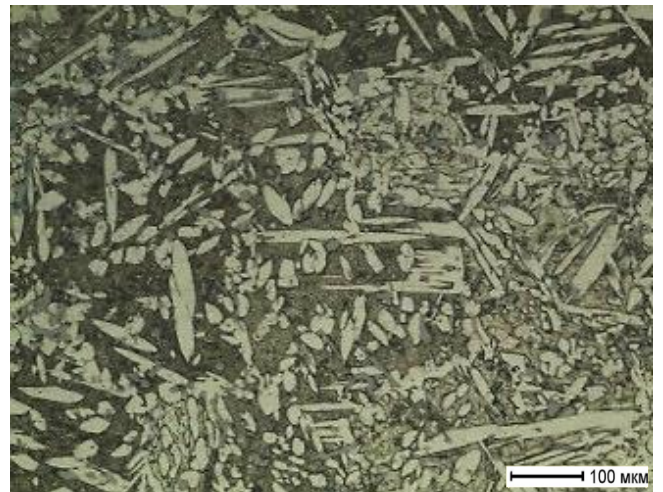


травлено

Рисунок 21 – Микроструктура образца 0,15% P $\times 500$

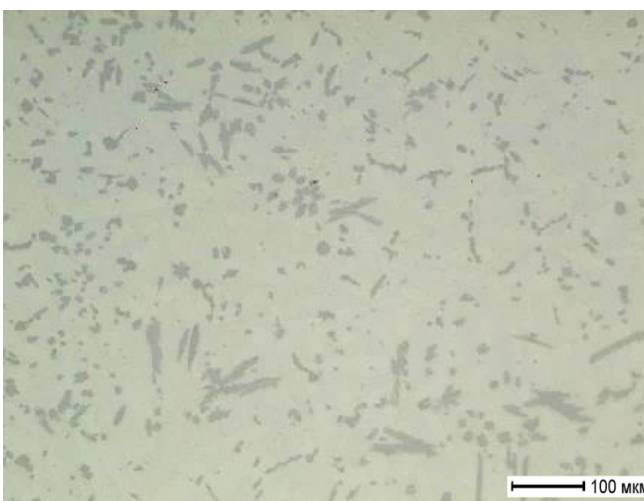


нетравлено

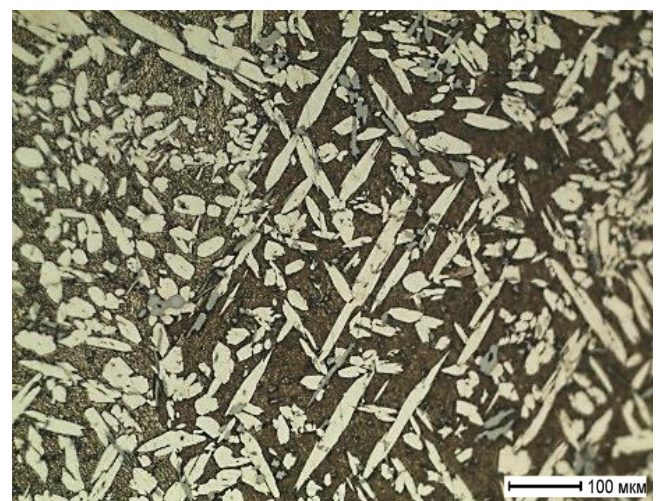


травлено

Рисунок 22 – Микроструктура образца 0,20%P $\times 500$

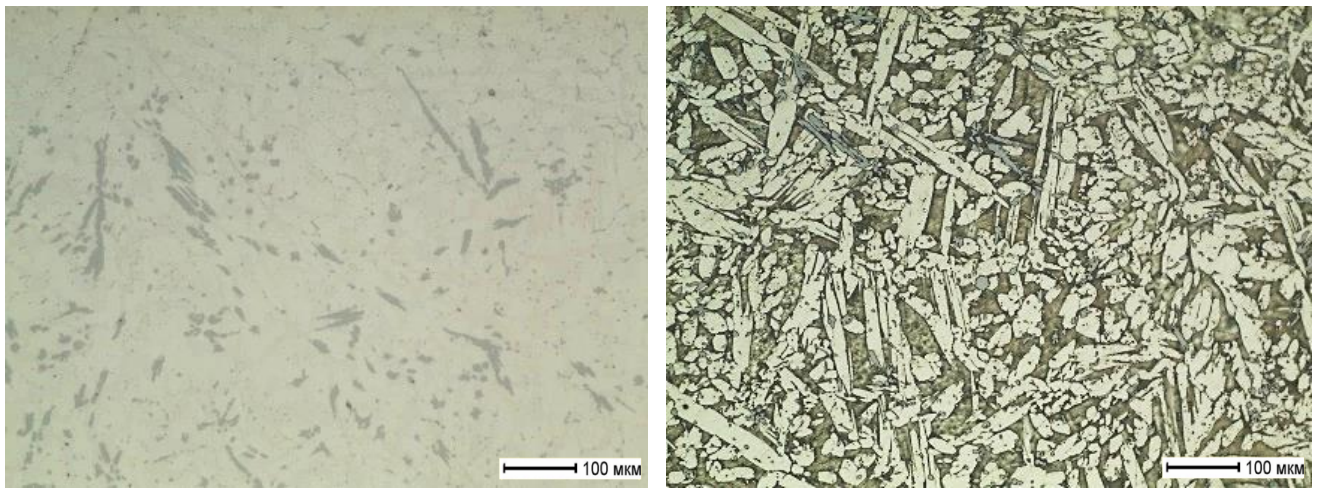


нетравлено



травлено

Рисунок 23 – Микроструктура образца 0,25%P $\times 500$



нетравлено

травлено

Рисунок 24 – Микроструктура образца 0,50%P \times 500

Максимальное содержание α -фазы (50%) достигается при 0,5% P (таблица 19).

Таблица 19 – Содержание α - фазы в литых образцах

Концентрация P, %	0	0,05	0,10	0,15	0,20	0,25	0,50
Содержание α , %	10	20	10	30	35	40	50

Параллельно с изменением фазового состава происходит существенное изменение морфологии включений. Мелкодисперсные силициды постепенно исчезают, уступая место более крупным стержневидным включениям (рисунки 18-24). Особенно полно этот процесс выражен в образцах с высоким содержанием фосфора, где наблюдаются массивные столбчатые включения, часто образующие сложные перистые и бабочкообразные структуры (рисунок 24). Наблюдается изменение формы зерен α -фазы, которые приобретают выраженную игольчатую морфологию. Эти структурные преобразования свидетельствуют о значительном влиянии фосфора на кинетику фазовых превращений и характер кристаллизации сплава [167].

Рост концентрации фосфора сопровождается снижением твёрдости литых образцов (таблица 20). Общая закономерность состоит в уменьшении значений HV30 от 214, при отсутствии фосфора, до 169 при 0,51% фосфора. Исключение в общей зависимости составляет образец с содержанием 0,10% фосфора, в котором

зафиксировано аномальное увеличение твёрдости до 210 HV30 (рисунок 25). Рост твёрдости при содержании фосфора 0,10 % связан с метастабильным состоянием сплава, вызванным сдвиговым превращением.

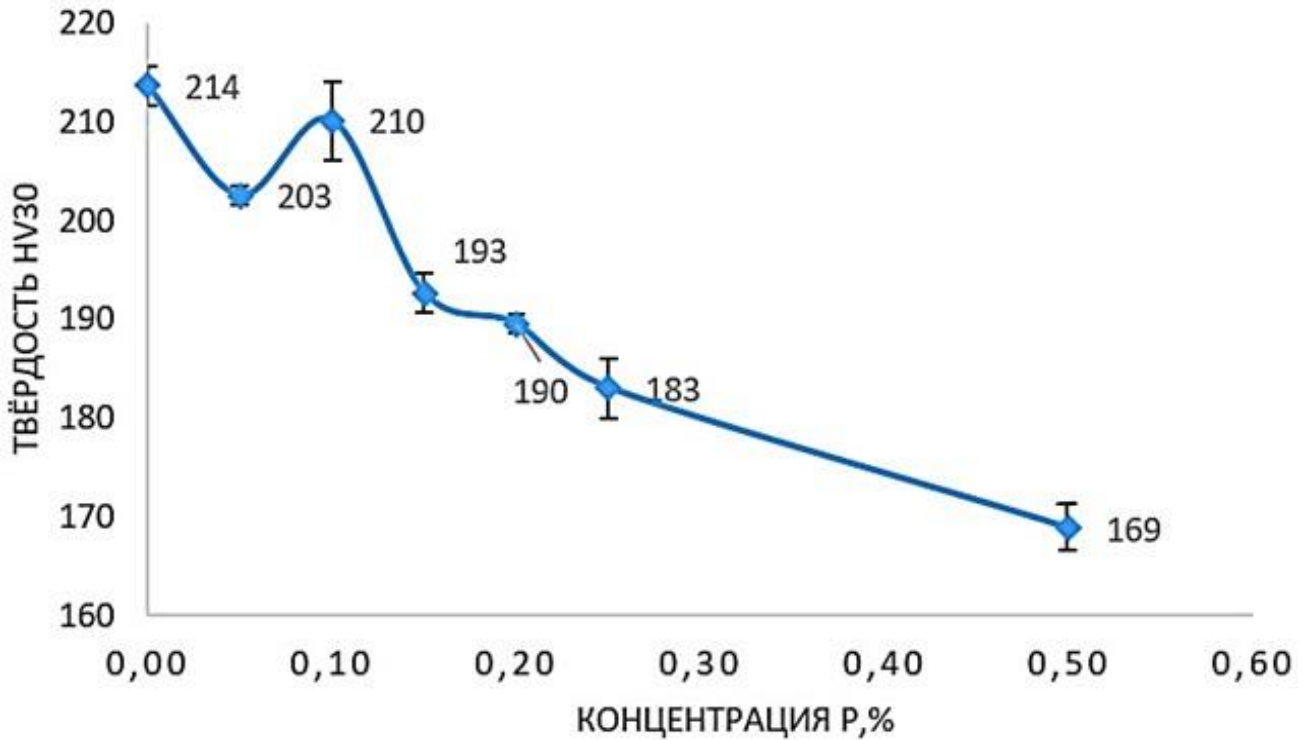


Рисунок 25 – Зависимость твёрдости от содержания фосфора

Таблица 20 – Твёрдости образцов в литом состоянии

Концентрация P, %	0,00	0,05	0,10	0,15	0,20	0,25	0,50
Твёрдость, HV	214	203	210	193	190	183	169

Таким образом, модифицирование фосфором приводит к увеличению количества α -фазы, укрупнению и изменению морфологии включений, что сопровождается снижением твёрдости. При этом сплав становится мягче, однако повышенное содержание столбчатых фосфидов и силикофосфидов способствует улучшению износостойкости за счёт большей устойчивости выделений и их сопротивления выкрашиванию.

4.2 Влияние фосфора и режимов термообработки на структурно-фазовое состояние и твёрдость многокомпонентных латуней

Небольшие добавки фосфора (0,05 и 0,1%) в сплав приводят к сдвиговому превращению и формированию тонких пластин α -фазы (рисунок 26). Зафиксированы включения фосфосилицидов размером 200–800 нм, когерентные с матрицей и содержащие 4–8% фосфора (таблица 21). Наиболее характерные изменения проявились в сплаве с содержанием 0,10% Р, где формируется α -фаза с чёткой геометрической формой (полосчатое строение). Такой тип морфологической организации в литературе [168] относят к структурам бейнитного типа, образующимся при сдвиговых превращениях.

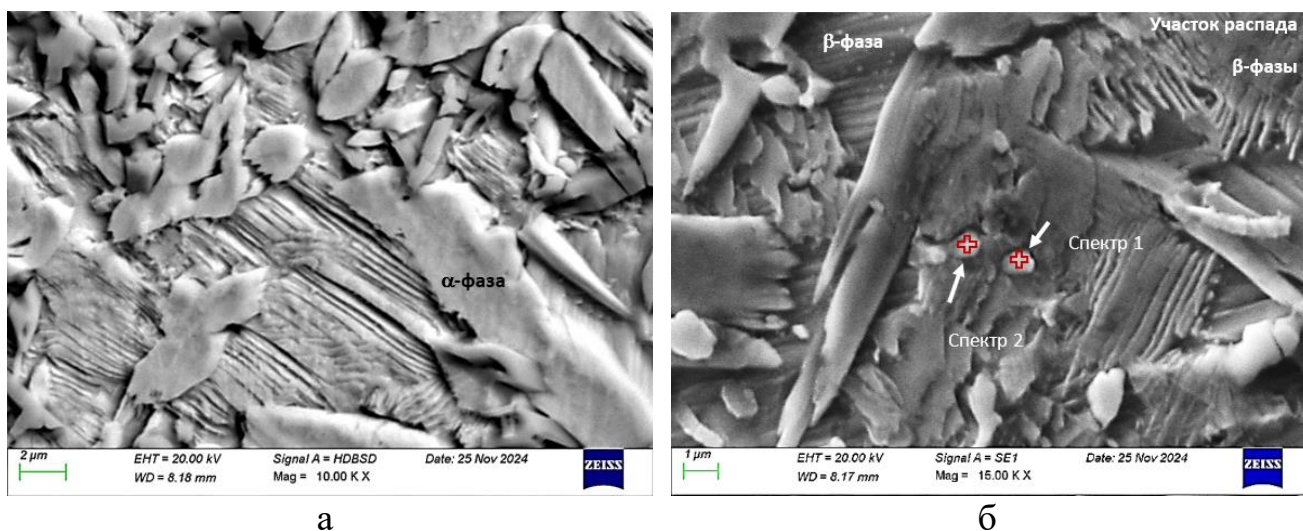


Рисунок 26 – Структура и состав литого образца (0,05% фосфора) $\times 15\ 000$:

- а) пластинки бездиффузионного «сдвигового» распада β -фазы;
- б) фосфосилициды с указанием точек локального микроанализа

Таблица 21 – Химический состав дисперсных включений в образце с 0,05%Р

Образец	Определяемые элементы, массовая доля, %							
	Al	Si	P	Mn	Fe	Cu	Zn	Ni
Спектр1	2,07	9,11	4,12	23,12	13,12	36,03	12,42	—
Спектр 2	0,56	18,44	8,08	31,14	27,87	9,79	3,12	1,01

Анализ показал, что в литых образцах при содержании 0,10% Р фосфор представлен в двух формах: в составе крупных включений $(\text{Fe,Mn})_x(\text{Si,P})$ и в мелкодисперсных фазах состава MeSi(P) , где кремний находится в избытке (таблица 22, рисунок 27).

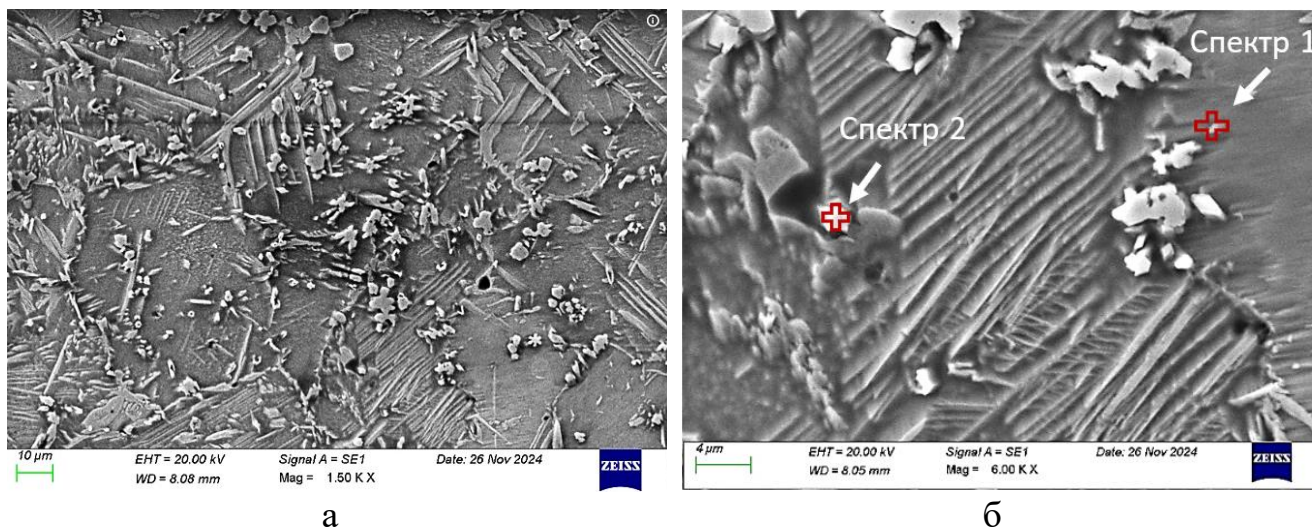


Рисунок 27 – Структура и состав литого образца (0,10% Р) $\times 15\ 000$

Таблица 22 – Химический состав дисперсных включений в образце с 0,10% Р

Образец	Определяемые элементы, массовая доля, %						
	Al	Si	P	Mn	Fe	Cr	Ni
Спектр1	0,15	21,75	10,82	31,74	35,54	-	-
Спектр 2	-	9,05	10,82	32,53	46,62	0,12	0,86

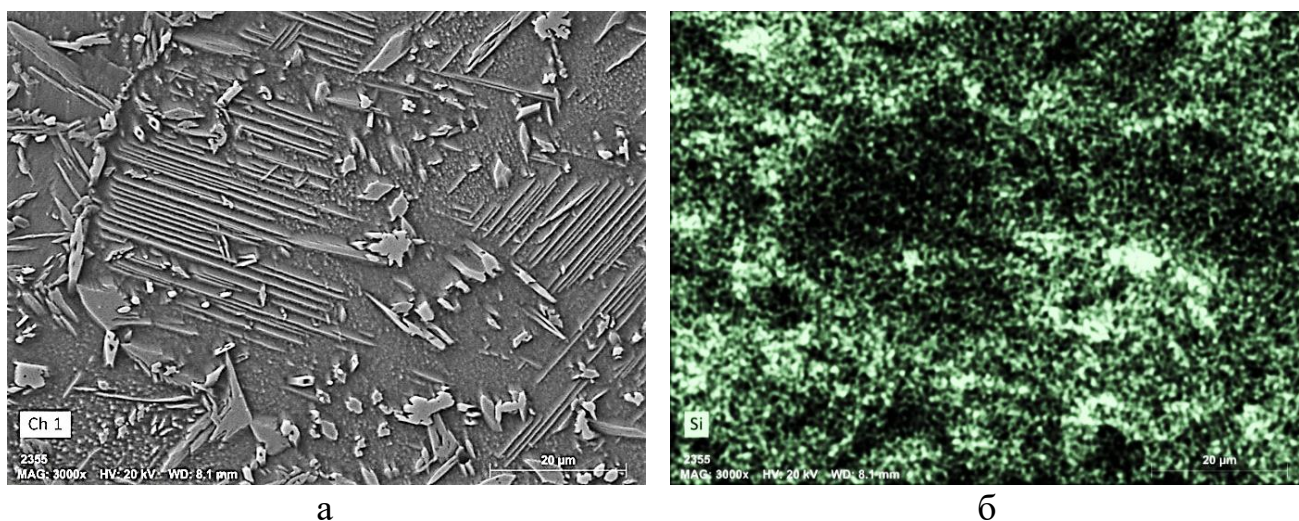


Рисунок 28 – Структура литого образца (0,10%Р) $\times 3\ 000$:

а) вид исследуемого поля; б) распределение кремния

Картирование распределения элементов в литых образцах выявило, что формирование α - фазы преимущественно происходит в локальных зонах, обеднённых кремнием (рисунок 28). Это подтверждает ключевую роль химического микросостава в зарождении фаз. При повышении содержания фосфора от 0,15% характер структурного состояния существенно изменяется.

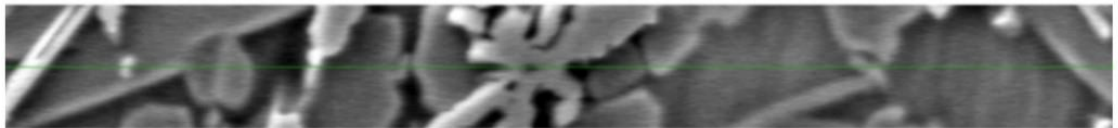
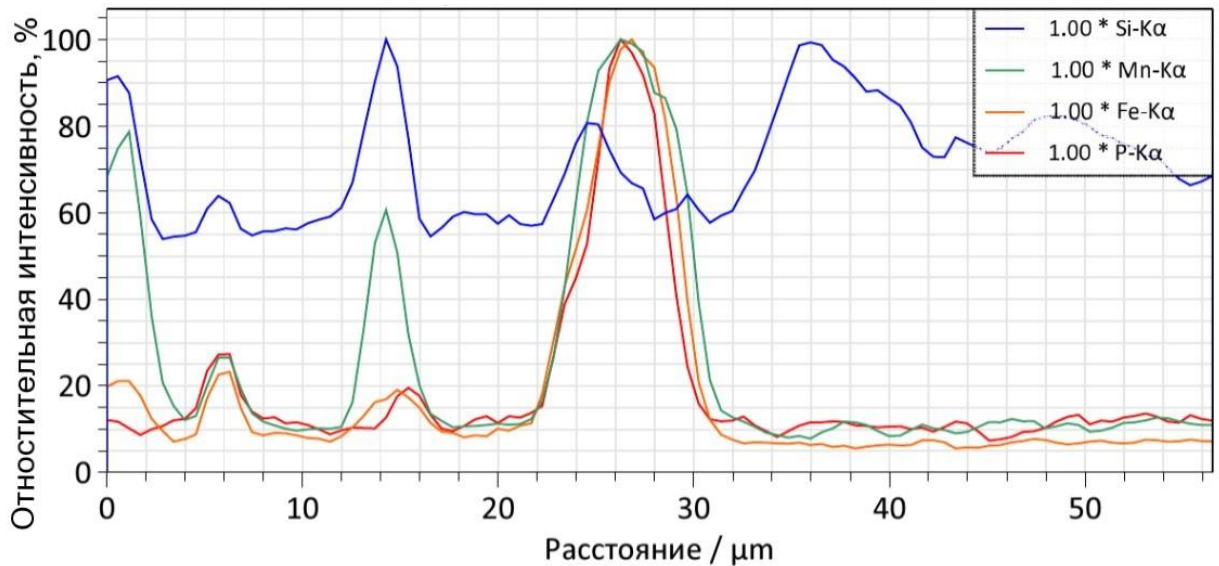


Рисунок 29 – Распределение кремния, марганца, железа и фосфора в литом образце с 0,20% P

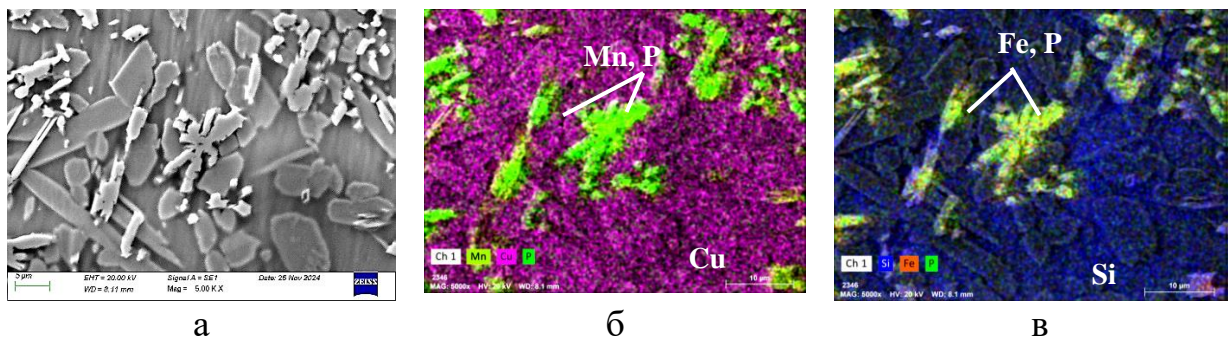
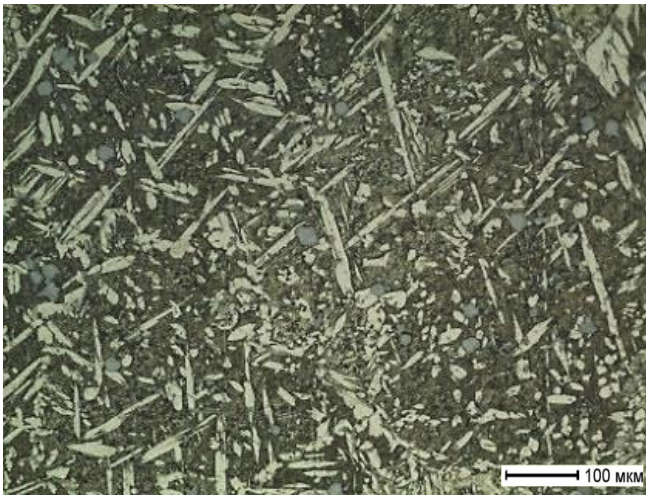
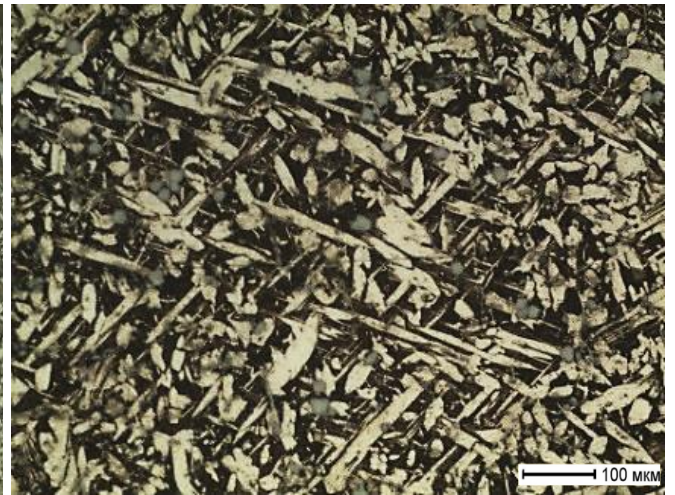


Рисунок 30 – Элементное картирование литого образца с 0,20% фосфора:
а) вид исследуемого поля; б) распределение марганца, меди и фосфора;
в) распределение кремния, железа и фосфора

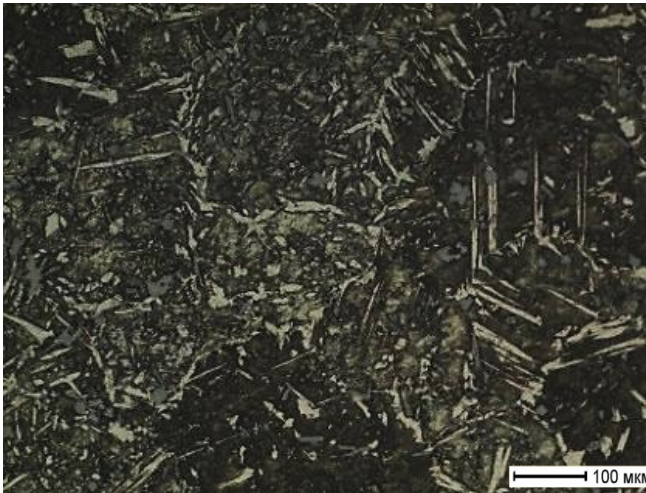


литой

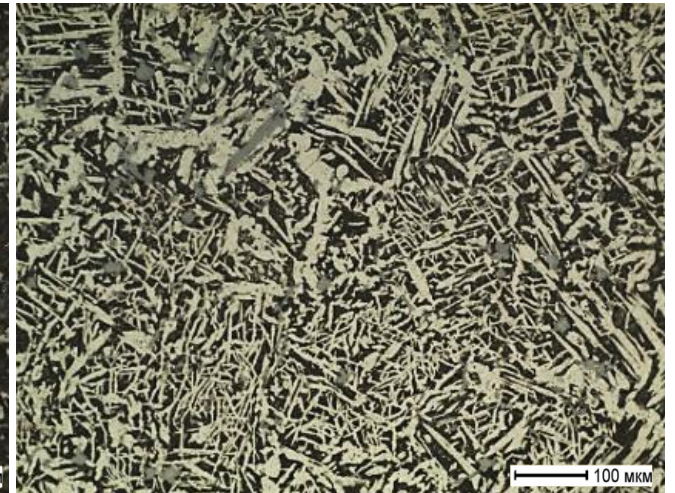


термообработанный

Рисунок 32 – Микроструктура образца 0,05%Р ×500

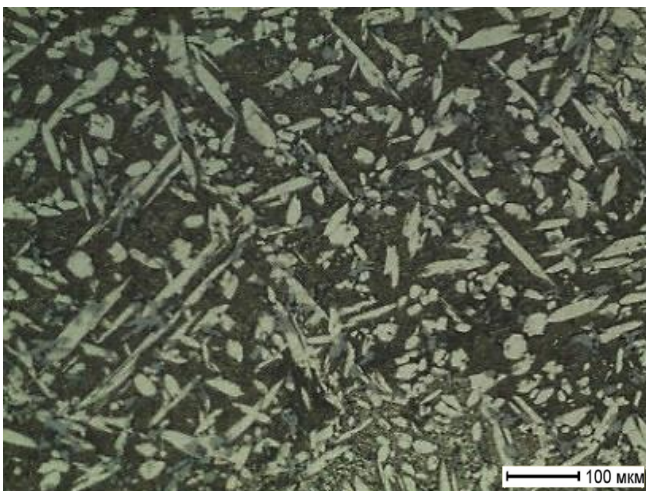


литой

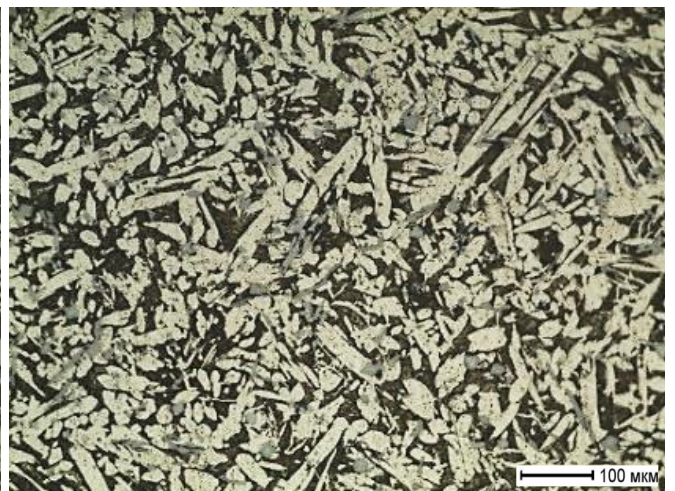


термообработанный

Рисунок 33 – Микроструктура образца 0,10%Р ×500

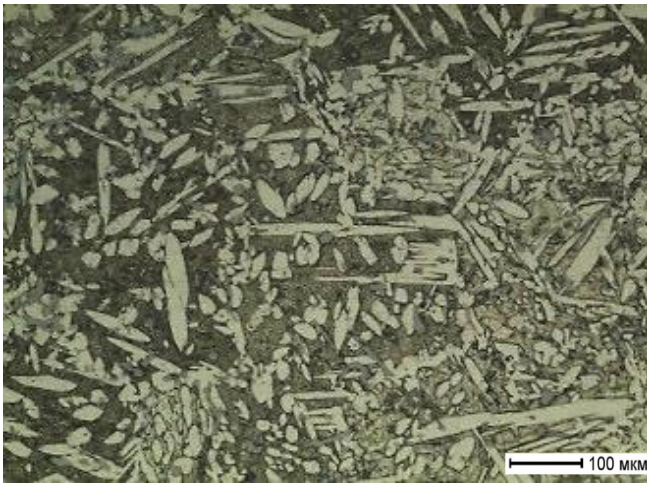


литой

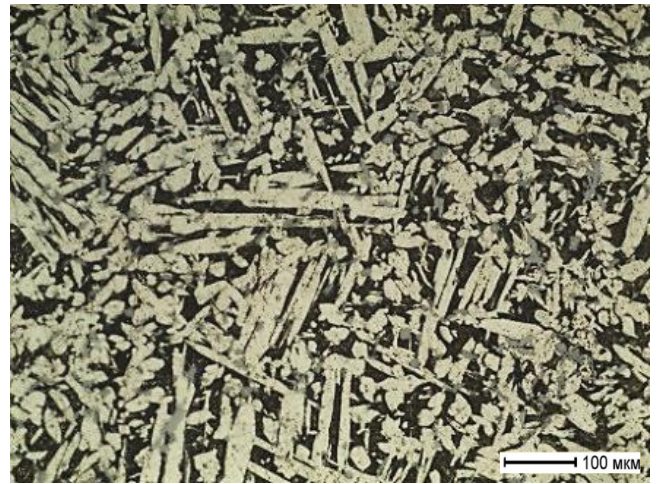


термообработанный

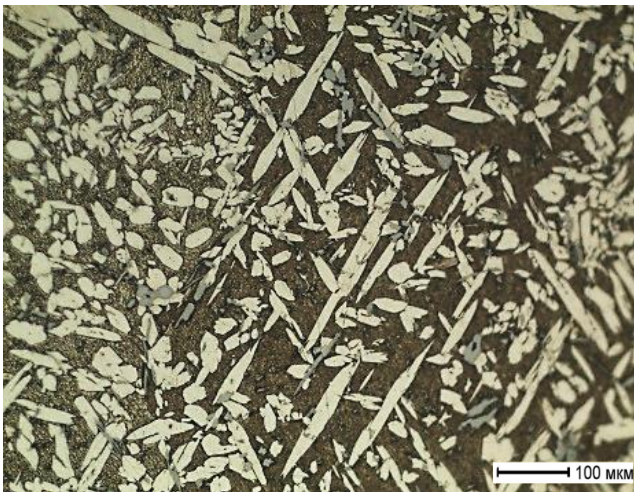
Рисунок 34 – Микроструктура образца 0,15% Р ×500



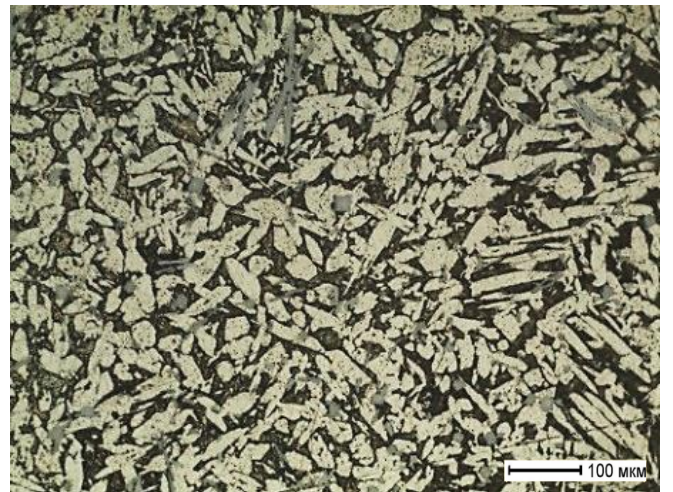
литой



термообработанный

Рисунок 35 – Микроструктура образца 0,20%P $\times 500$ 

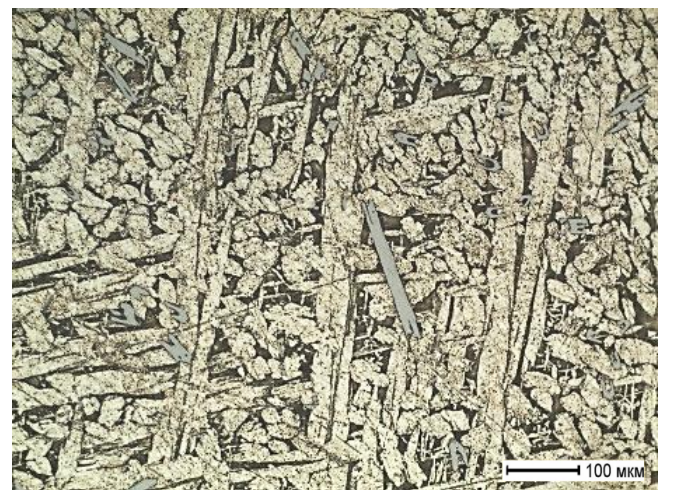
литой



термообработанный

Рисунок 36 – Микроструктура образца 0,25%P $\times 500$ 

литой



термообработанный

Рисунок 37 – Микроструктура образца 0,50%P $\times 500$

Тенденция изменения твёрдости с ростом концентрации фосфора в интервале от 0,00 до 0,25%, наблюдаемая для образцов в литом состоянии, не меняется. Сохраняется аномальный рост твёрдости при концентрации фосфора 0,1%. Однако при содержании фосфора 0,5% твёрдость резко возрастает. (рисунок 38, таблица 23). Количественное изменение содержания α - фазы каждого сплава после термообработки приведено на рисунке 39.

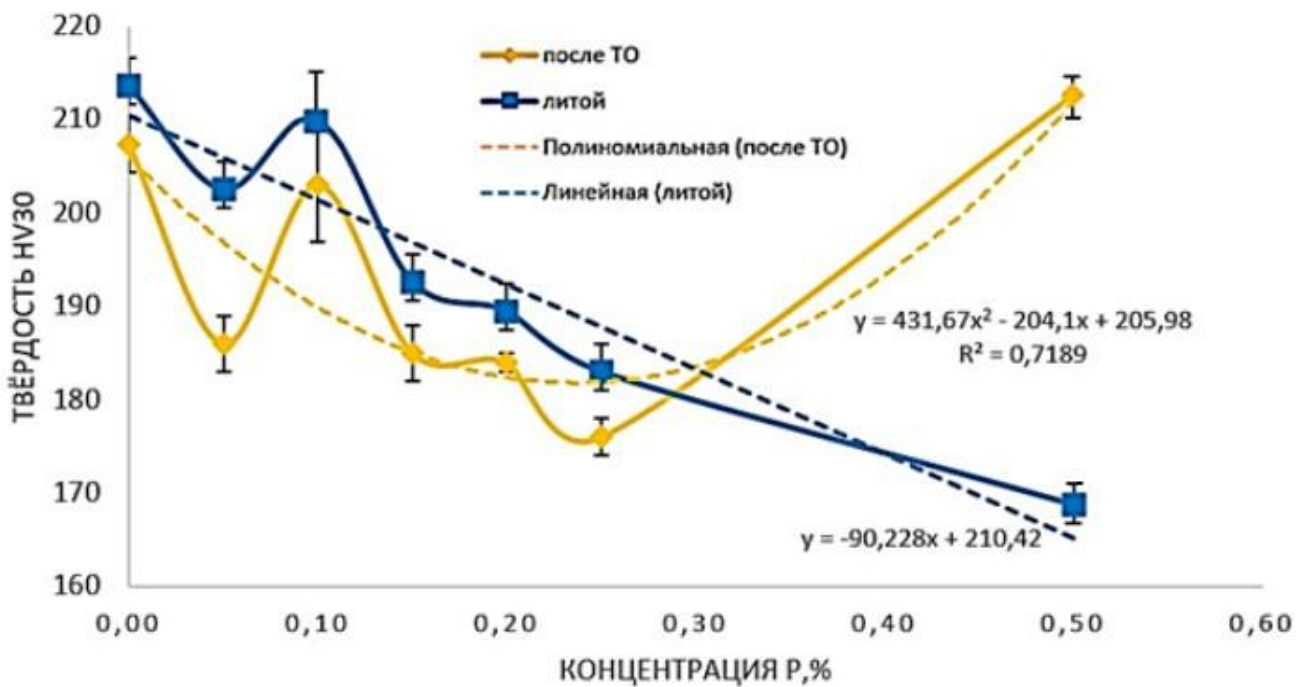


Рисунок 38 – Изменения твёрдости от содержания фосфора в литом состоянии и после стабилизирующего отжига

Таблица 23 – Изменение твёрдости от содержания фосфора в литом состоянии и после термообработки

Концентрация P, %	0	0,05	0,10	0,15	0,20	0,25	0,50
Твёрдость в литом состоянии, HV	214	203	210	193	190	183	169
Твёрдость после термообработки, HV	207	186	203	185	184	181	213

Стабилизирующий отжиг в соответствии со своим назначением, переводит систему в более стабильное состояние, что для сплавов с содержанием фосфора от 0,00% до 0,50% выражается в следующих изменениях:

- увеличивается количество α фазы;
- мелкие выделения исчезают или укрупняются;
- снижается уровень остаточных напряжений.
- при высоком содержании фосфора (сплав 0,50%) формируются вторичные выделения $MnFeSi$.

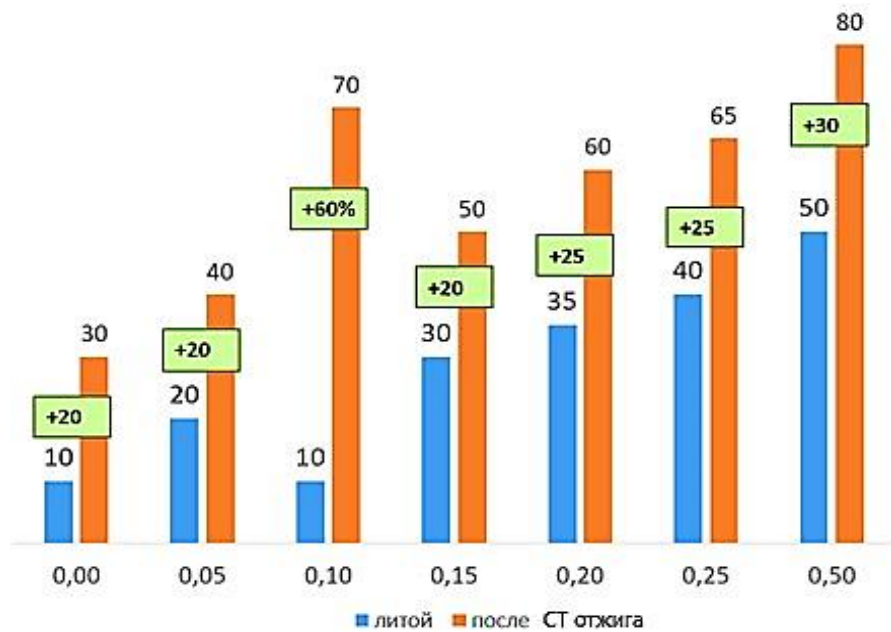
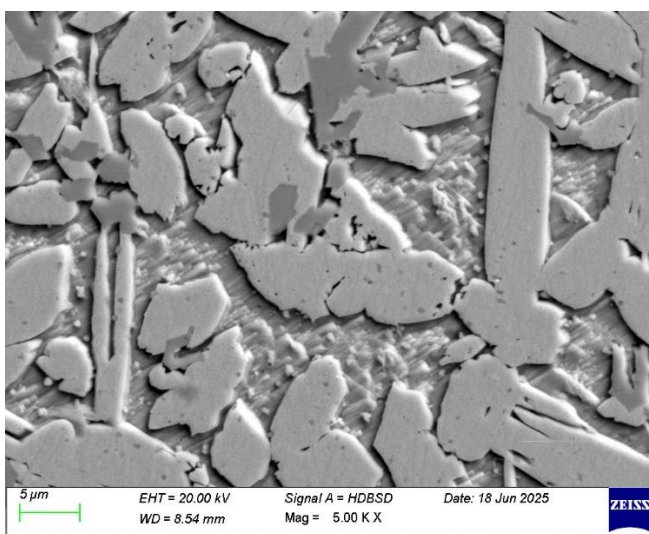
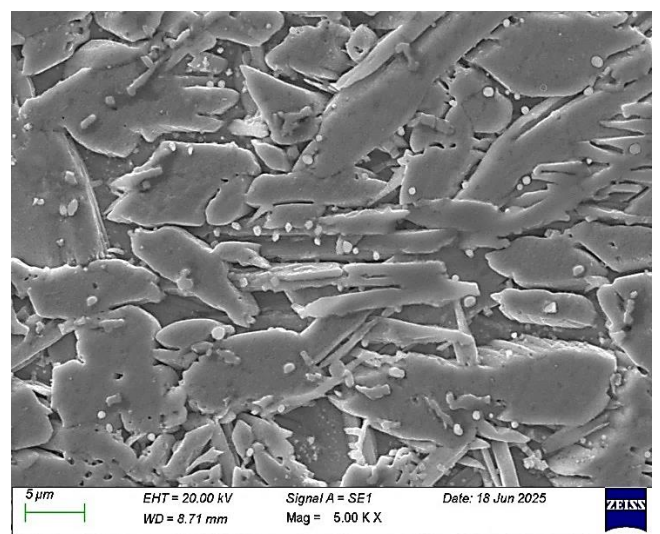


Рисунок 39 – Изменение содержания α -фазы в литых образцах и после стабилизирующего отжига



а



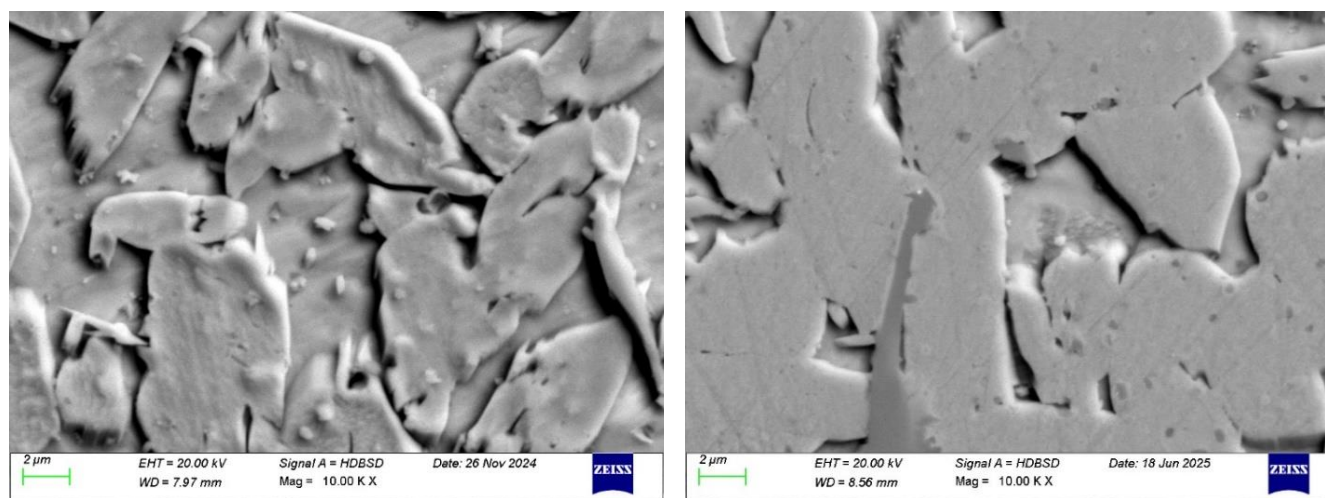
б

Рисунок 40 – Структура сплава с 0,5%P: а) литого; б) после стабилизирующего отжига

Таблица 24 – Химический состав вторичных дисперсных включений

Образец	Определяемые элементы, массовая доля, %		
	Si	Mn	Fe
Включение	15,26	43,85	40,89

В сплаве 0,50% P, с наибольшим содержанием фосфора и пересыщенным кремнием твёрдым раствором, стабилизирующий отжиг дополнительно вызывает появление вторичных дисперсных выделений MnFe-Si (рисунок 40, таблица 24), что и обуславливает отмеченный рост твёрдости (таблица 23). Эти включения обеспечивают дисперсионное упрочнение (механизм Орована) и закрепляют границы зерен, что повышает термическую стабильность структуры и сопротивление пластической деформации.



а

б

Рисунок 41 – Структура образца после старения: а) в течении 3,5 часов; б) в течении 5,5 часов

Особое значение имеют температурно-временные параметры стабилизирующего отжига. Выдержка в течение 3,5 часа приводит к росту твёрдости образца с содержанием фосфора 0,5% на 29% (с 165 до 213 HV30) за счёт выделения дисперсных включений кремния в матрице (рисунок 41 а). При увеличении времени выдержки до 5,5 часов происходит перестаривание:

количество дисперсных фаз уменьшается, а размер увеличивается, что сопровождается снижением твёрдости (рисунок 41 б).

Для образца с содержанием 0,50 % фосфора максимум твёрдости зафиксирован при времени выдержки около 3,5 часа (рисунок 42).

Время достижения максимальной твёрдости интерпретируется как оптимальное, обуславливающее выделение в матрице максимального количества силицидов и других частиц, оказывающих наибольшее сопротивление движению дислокаций.

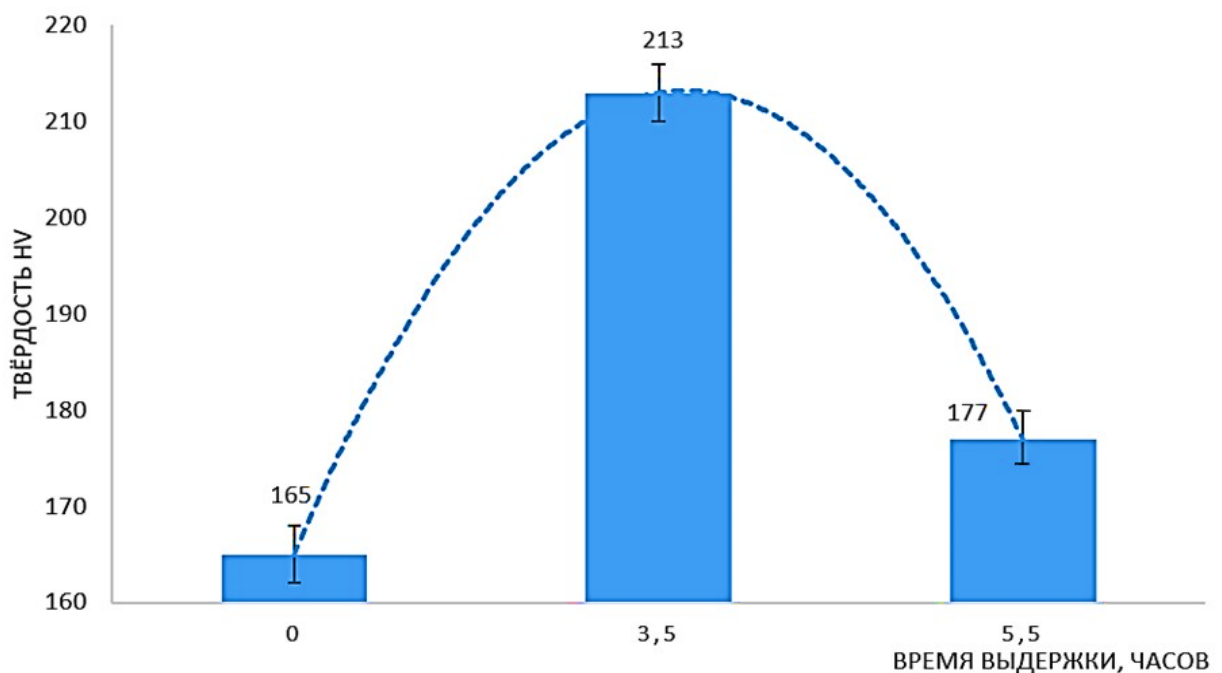


Рисунок 42 – Изменение твёрдости образца 0,5% Р, от времени выдержки

При дальнейшем увеличении времени выдержки (до 5,5 часов) наблюдается снижение твёрдости до 177 HV₃₀. Это свидетельствует о наступлении стадии перестаривания: дисперсные частицы укрупняются и сфероидизируются, что приводит к ослаблению упрочняющего эффекта.

Выбор оптимального состава и температурно-временных параметров позволяет управлять балансом между фазовой стабилизацией, дисперсионным упрочнением и трибологическими свойствами, обеспечивая повышение ресурса и надёжности изделий из многокомпонентных латуней в условиях эксплуатации.

Выводы

1. Введение фосфора изменяет соотношение фаз, увеличивая долю α - фазы до 50% при 0,5% P, и морфологию выделений: мелкие силициды исчезают, уступая место крупным силицидофосфидным столбчатым включениям.
2. Повышение концентрации фосфора от 0,00 до 0,50 приводит к снижению твёрдости от 214 до 169 HV30. В области 0,10% P, локальное отклонение от общей тенденции снижения твёрдости связано с метастабильным состоянием α - фазы.
3. Стабилизирующий отжиг при температуре 430°C и выдержке 3,5 часа приводит к существенному (20-60%) увеличению α - фазы. Значительное повышение твёрдости на 29% происходит в сплаве 0,50% P, благодаря дополнительному дисперсионному упрочнению силицидами Mn.
4. Фосфор в концентрации выше 0,15% меняет состав существующих выделений, образует новые крупные стержневые фосфидные включения и вытесняет кремний в твёрдый раствор.
5. Фосфор играет двойственную роль: несколько снижает прочность, но стабилизирует структурное состояние, что повышает технологические и эксплуатационные свойства многокомпонентных латуней.

ГЛАВА 5. РЕАЛИЗАЦИЯ В ПРОМЫШЛЕННОСТИ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРОВЕДЁННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Проведенные комплексные исследования позволили установить закономерности влияния фосфора на структурно-фазовые превращения и свойства многокомпонентных латуней, а также послужили основой для разработки практических рекомендаций по промышленному применению фосфорсодержащих латуней.

5.1 Рационализация состава и технологии массового производства деталей из сложнолегированной латуни

В качестве исходных полуфабрикатов для изготовления колец синхронизатора коробки передач применяется трубный прокат сплавов. Технология производства детали включает нарезку трубных заготовок с последующей горячей штамповкой в два этапа при 650-800°С для формирования зубчатого профиля. При горячей штамповке (780°С, Режимы АО «АВТОВАЗ») проявляется нестабильность структурного состояния, что приводит к образованию пор и мелких трещин. После деформации заготовки подвергают отжигу при 350-550°С в течение 1-2 часов с воздушным охлаждением для снятия напряжений. Затем выполняют механическую обработку (токарную и фрезерную) для достижения точных размеров и качества рабочих поверхностей, но скрытые дефекты материала снижают эффективность обработки.

В готовых изделиях из латуни существует повышенная вероятность появления трещин, вызванных внутренними напряжениями в металле, что обусловлено неоптимальным химическим составом поставляемого материала и накоплением дефектов на всех этапах передела. Эти дефекты могут привести к разрушению деталей даже спустя значительное время после их изготовления, увеличивая риски отказа продукции в эксплуатации.

В процессе горячей деформации, из-за диффузионных процессов, в латуни могут образовываться микроскопические поры, особенно при использовании материала с неустойчивым структурным состоянием. Это происходит, когда силициды растворяются, создавая полости, что негативно сказывается на прочности материала.

В латунных сплавах загрязнение происходит при шихтовке от возвратных материалов собственного производства, что усугубляется нестабильным составом первичного сырья. Особую проблему представляют остаточные элементы специализированных латуней (Sb, As, Cd, Na и др), концентрация которых в поставляемом материале не регламентирована [169]. Наличие этих примесей вызывает деградацию механических свойств и ухудшение эксплуатационных характеристик, что требует пересмотра технических условий на поставку. Существующие методы контроля не обеспечивают полного исключения примесей из производственного цикла, поэтому необходимо ужесточение требований к исходным полуфабрикатам.

Латуни, содержащие свинец, представляют экологическую опасность, поскольку могут выделять этот токсичный элемент в окружающую среду, что не соответствует современным экологическим стандартам. Поэтому ведется активная разработка и совершенствование экологически безопасных бессвинцовых аналогов латуни («Eco-friendly brass»), призванных заменить традиционные сплавы, что требует адаптации условий поставки [170].

Каждый элемент, входящий в состав, влияет или определяет конкретное свойство многокомпонентных латуней. Железо и марганец (Fe, Mn) повышают прочность и снижают пластичность. Алюминий (Al) выше 2% вызывает хрупкость [171], улучшая коррозионную стойкость, что требует точного соблюдения химического состава поставляемого материала. Никель (Ni) повышает прочность без потери пластичности, но его содержание должно быть строго нормировано в поставляемых полуфабрикатах. Свинец (Pb) облегчает обработку, но ухудшает свариваемость и экологические характеристики, что обуславливает необходимость перехода на альтернативные составы. Кремний (Si) улучшает литейные свойства,

повышает прочность, но способствует трещинообразованию, особенно при высоких концентрациях, поэтому его содержание в поставляемом материале требует жёсткого контроля. Любая коррекция состава вызывает изменение всего комплекса свойств.

Проведенные исследования влияния фосфора на многокомпонентные латуни демонстрируют значительный потенциал этого элемента для решения ключевых производственных проблем и кардинального повышения качества продукции. Установлено, что контролируемое легирование фосфором в определённых концентрациях позволяет модифицировать структуру сплава, подавляя образование микропор при горячей деформации и снижая склонность к растрескиванию благодаря формированию термически стабильных дисперсных выделений.

На основании полученных результатов возможна разработка новых сплавов многокомпонентных латуней с регламентированным содержанием фосфора как активного модификатора структуры.

Ключевой особенностью таких сплавов является способность фосфора стабилизировать структурное состояние и обеспечить образование равномерно распределённых относительно крупных стержневых фосфосилицидных включений. Это является решением фундаментальной проблемы традиционных латуней: растрескивание при обработке давлением и низкая износостойкость из-за образования мелкодисперсных силицидов размером 0,5–5 мкм. Такие силициды не обеспечивают эффективного сопротивления контактными нагрузкам и вызывают абразивный износ при выкрашивании.

5.2 Разработка состава сплавов латуни с более высокими эксплуатационными и технологическими свойствами

Были выделены три наиболее перспективных сплава с различным содержанием фосфора, каждый из которых обладает уникальными структурно-механическими характеристиками, определяющими их целевое применение.

Предлагаемые сплавы успешно заменят более дорогостоящие аналоги, содержащие дефицитные легирующие элементы, без ухудшения эксплуатационных характеристик.

Первый сплав ЛМцАЖНФ с содержанием фосфора около 0,1% отличается аномально высокой твёрдостью и дисперсностью структуры. Его ключевое преимущество – способность формировать закалочную структуру без проведения традиционной термообработки. Это исключает коробление и деформации, характерные для термического упрочнения, что особенно критично для тонкостенных отливок сложной геометрии. Сплав предназначен для деталей, где требуется получить высокую поверхностную твёрдость без термических искажений геометрии.

Второй сплав ЛМцАЖНФ1 содержит ориентировочно 0,2% фосфора и характеризуется повышенной структурной стабильностью, что обеспечивает баланс между упрочнением за счет образования дисперсных фосфосилицидных включений и сохранением технологической пластичности. Сплав демонстрирует стабильные свойства при термообработке и эксплуатации, что делает его идеальным для ответственных деталей, требующих сочетания надежности и износостойкости.

Третий сплав ЛМцАЖКФС с 0,5% фосфора и минимальным содержанием свинца является термоупрочняемым за счёт дисперсионного твердения. Высокое содержание фосфора обеспечивает интенсивное образование упрочняющих фаз при старении, что значительно повышает прочностные характеристики. Почти двукратное снижение свинца относительно промышленного уровня (латунь ЛМцАЖКС) повышает экологичность материала. Данный сплав оптимален для деталей, работающих в условиях высоких нагрузок и износа, где требуется максимальное сочетание твёрдости и износостойкости.

Названия новых марок латуней были сформированы по стандартному принципу, где буквы указывают на легирующие элементы в их составе. Общая основа «ЛМцАЖ» означает, что все сплавы являются латунями, легированными марганцем, алюминием и железом. Далее названия расходятся, отражая ключевые

отличия. Марка с умеренным содержанием фосфора и никелем получила название ЛМцАЖНФ (где «Н» – никель, «Ф» – фосфор). Её модификация с повышенной долей фосфора была названа ЛМцАЖНФ1, где цифра «1» указывает на порядковый номер этой версии сплава. Третья марка, в которой никель и частично свинец были заменены на кремний и фосфор для улучшения литейных свойств и обрабатываемости, была названа ЛМцАЖКФС (где «К» – кремний, «С» – свинец).

Поданы патентные заявки на состав этих сплавов.

5.2.1 Оценка обрабатываемости резанием многокомпонентных латуней с содержанием фосфора 0,5%

Сравнительные испытания обрабатываемости выявили существенные различия между промышленной латунью ЛМцАЖКС и экспериментальным сплавом с содержанием фосфора 0,5%, (рисунок 43 б). При обработке опытного материала образуется характерная тонкая хрупкая стружка с мелкими скрутками, что свидетельствует о его повышенной прочности. Этот эффект обусловлен комплексом структурных изменений: значительным увеличением доли α -фазы, наличием дисперсионных упрочняющих включений и двухкратным сниженным содержанием свинца по сравнению с базовым сплавом.

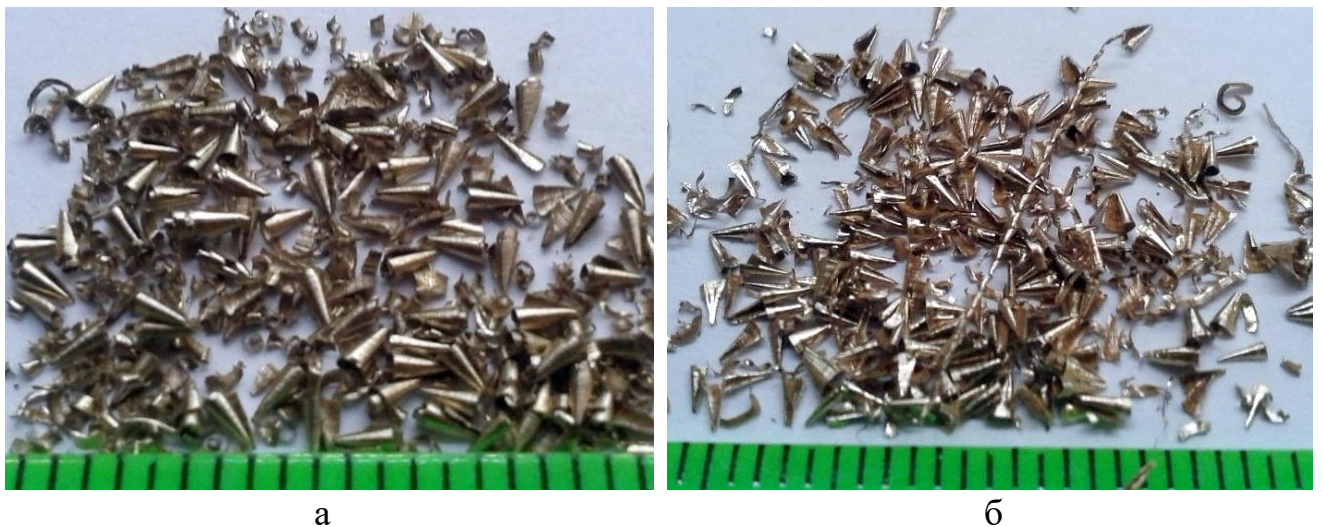


Рисунок 43 – Вид стружки при испытании на обрабатываемость резанием:
а) промышленный сплав ЛМцАЖКС; б) опытный сплав ЛМцАЖКФС

Установлено, что среднее время сверления экспериментального сплава превышает аналогичный показатель для промышленной марки ЛМцАЖКС в 1,5 раза. Этот эффект напрямую связан с особенностями процесса стружкообразования – формированием мелко-измельчённой стружки и появлением выраженного металлического блеска, что указывает на существенное увеличение коэффициента трения при механической обработке.

Повышенное сопротивление резанию объясняется снижением содержания свинца и переходом фосфора в связанное состояние, вследствие чего он перестаёт выполнять роль эффективной смазки на межфазных границах. Повышение прочности экспериментального сплава сопровождается снижением его обрабатываемости резанием, что следует учитывать при разработке и оптимизации технологических процессов обработки. Для компенсации данного эффекта целесообразно предусмотреть увеличение доли β -фазы.

5.2.2 Сравнительные испытания на износ

С целью количественной оценки преимуществ разрабатываемых фосфористых латуней проведены их сравнительные испытания на износостойкость с промышленными марками ЛМцАЖН и ЛМцАЖКС, выбранными в качестве эталонных материалов. Испытания выполняли при кинематических условиях, соответствующих работе колец синхронизатора КПП автомобилей АО «АВТОВАЗ» и скорости вращения $n=1350$ об/мин. Время испытания $t=15$ мин. Плотность образцов определяли по ГОСТ 20018-74. Результаты испытаний (сухое трение) приведены в таблице 25

Минимальные потери по массе показывает опытный сплав *ЛМцАЖКФС* ($0,010 \pm 0,002$ г); близкое значение у ЛМцАЖКС ($0,011 \pm 0,001$ г), причём перекрытие интервалов указывает на отсутствие статистически значимой разницы между ними. По объёмному износу образец 0,5 % Р заметно лучше: $1,28 \pm 0,038$ мм³ против $1,44 \pm 0,042$ мм³ у ЛМцАЖКС (интервалы не перекрываются). Для ЛМцАЖН износ выше ($\Delta m = 0,016 \pm 0,002$ г; $\Delta W = 2,02 \pm 0,059$ мм³),

максимальные значения характерны для образца 0,2 % Р ($0,040 \pm 0,005$ г; $5,13 \pm 0,150$ мм³). Образец 0,5 % Р является наиболее износостойким и по ΔW превосходит ЛМцАЖКС.

Таблица 25 – Результаты анализа на износ

Маркировка	ρ - плотность испытуемого материала, г/см ³	Δm потери по массе, г	ΔW Объёмный износ, мм ³
ЛМцАЖКС	7,63	$0,011 \pm 0,001$	$1,44 \pm 0,042$
ЛМцАЖН	7,91	$0,016 \pm 0,002$	$2,02 \pm 0,059$
Опытный сплав ЛМцАЖКФС (0,50% Р)	7,82	$0,010 \pm 0,002$	$1,28 \pm 0,038$
Опытный сплав ЛМцАЖНФ1 (0,20% Р)	7,79	$0,040 \pm 0,005$	$5,13 \pm 0,150$

Несмотря на близость Δm у ЛМцАЖКС и образца 0,5 % Р, для корректной интерпретации различий по ΔW выполнен микроструктурный анализ: доля твёрдых силицидных включений (Mn–Si) в образце с фосфором (~5,7 %) оказалась примерно втрое ниже, чем в ЛМцАЖКС, что необходимо учитывать при сопоставлении износостойкости.

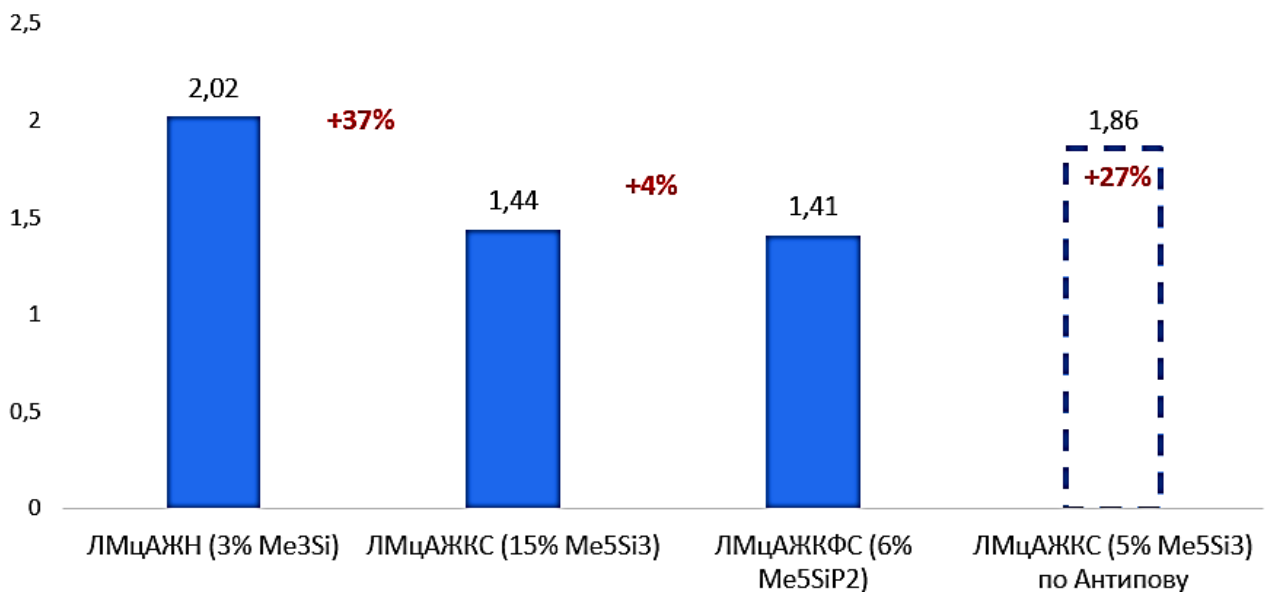


Рисунок 44 – Оценка влияния содержания силицидов в сплаве

Согласно данным В.В. Антипова, вклад силицидов в износ пары «латунь-сталь» близок к линейному. Нормировка наших результатов к одинаковой доле силицидов (линейная интерполяция) показала, что ожидаемое снижение износа для опытного сплава с 0,50%Р составляет ~27% относительно ЛМцАЖКС, тогда как прямое сравнение без учёта структурных различий фиксирует лишь ~4% (рисунок 44). В совокупности это свидетельствует об эффективности микролегирования фосфором как самостоятельного фактора повышения износостойкости.

В ходе испытаний дополнительно регистрировали тепловой отклик истираемого образца контактным термометром с термопарой; разогрев рассматривался как информативный параметр режима трения. Зафиксированы максимальные температуры поверхности: для образца с 0,5% Р - 38,2 °С, для латуни ЛМцАЖКС — 78,4 °С. Длительный разогрев снижает усталостную долговечность и ускоряет обезцинкование. В зоне лунки износа образца ЛМцАЖКС визуально наблюдается «красное дно» (рисунок 45 б).

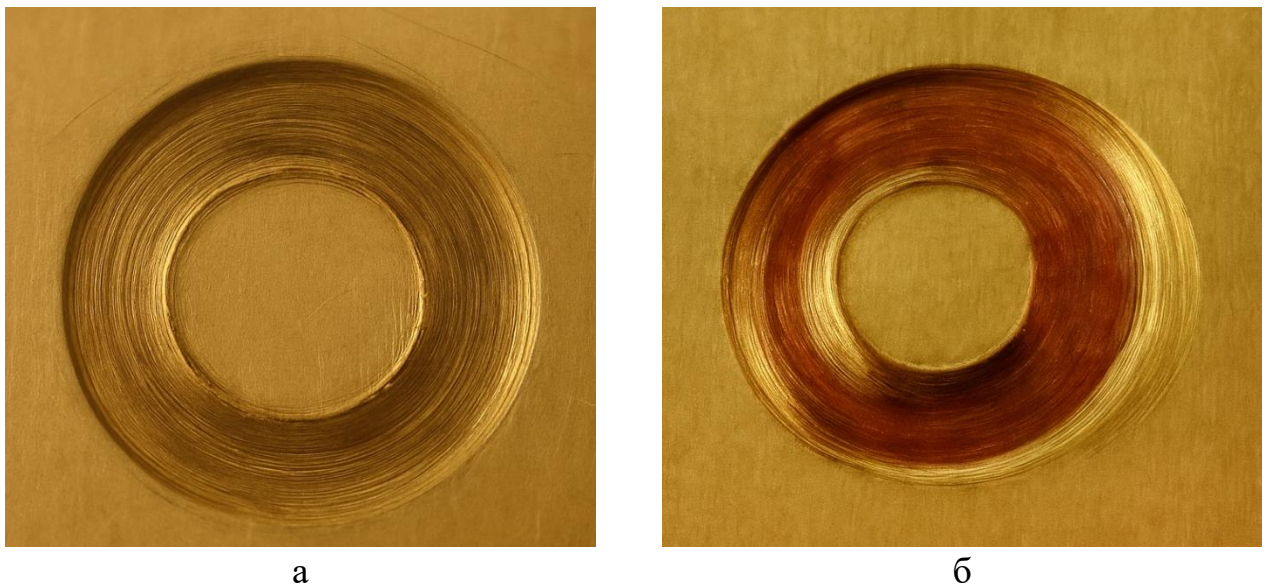


Рисунок 45 – Лунки износа при сухом трении (увеличение $\times 10$):

а) опытный сплав ЛМцАЖКФС; б) промышленный сплав ЛМцАЖКС,

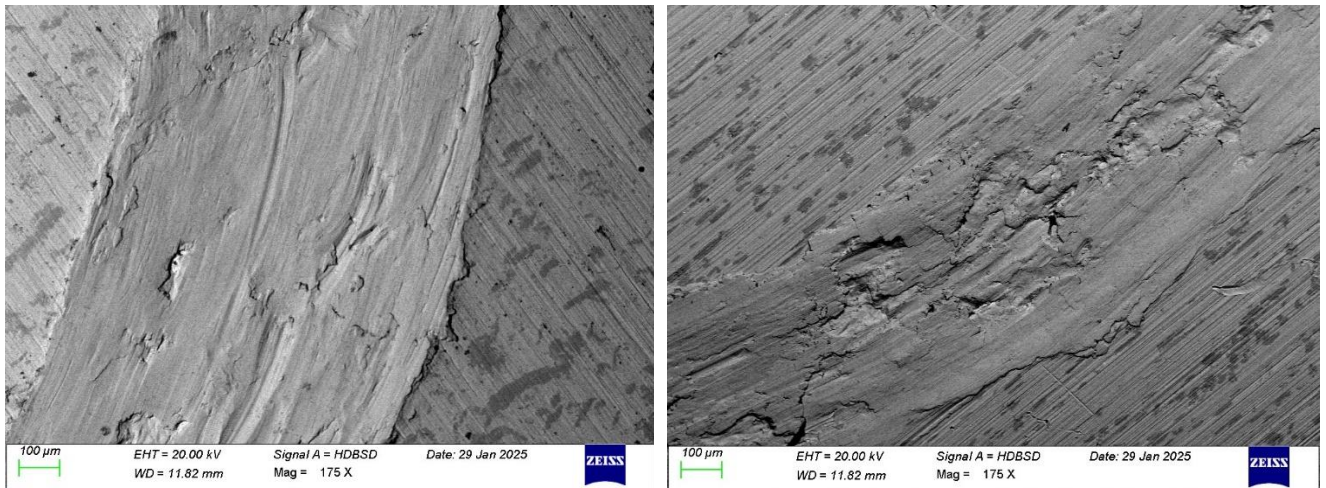
С учётом того, что испытания проводились при сухом трении, данный признак следует трактовать не как классическое обезцинкование - локальное

медное обогащение поверхности вследствие механического выноса Zn-обогащённых участков β -фазы. Характерная красноватая окраска обусловлена медью и/или её низкоокисленными соединениями (прежде всего Cu_2O), возникающими при трибоокислении в очагах температуры.

5.2.2.1 Оценка состояния поверхности после трибоиспытаний

По результатам анализа поверхностей лунок износа при сухом трении (рисунок 46) зафиксированы чёткие различия между опытным сплавом ЛМцАЖКФС и промышленным ЛМцАЖКС.

У ЛМцАЖКФС рельеф более гладкий (рисунок 46а и рисунок 47а): преобладают тонкие следы пластического течения, единичны мелкие вырывы, кромка лунки ровная. Такая картина согласуется с более стабилизированным состоянием матрицы (выше пластичность) и меньшей долей силицидных включений, поэтому поверхность деформируется равномернее и «держит» рельеф без заметных сколов.



а

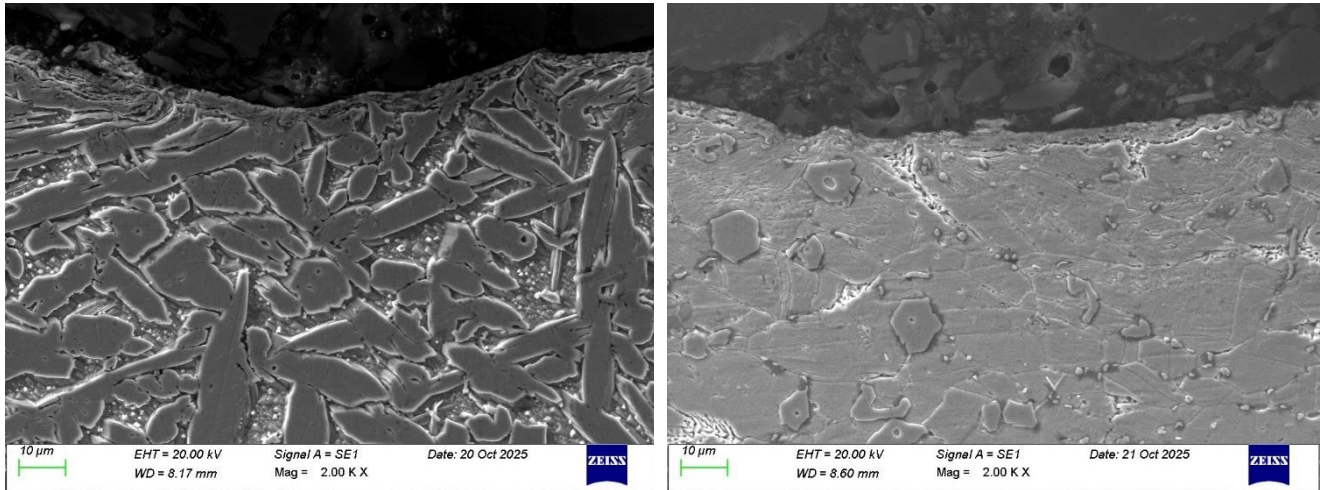
б

Рисунок 46 – Триботопография лунок износа при сухом трении:

а) опытный сплав ЛМцАЖКФС; б) промышленный сплав ЛМцАЖКС

У ЛМцАЖКС наблюдаются участки отслоения «чешуйками» и выкрашивания, чаще встречаются кратеры выноса по включениям, рельеф лунки

выраженно грубее и неоднороднее (рисунок 46 б, рисунок 47 б). Это соответствует большому количеству силицидов, которые работают как жёсткие точки зарождения сколов и приводят к фрагментации поверхности под нагрузкой. В целом, ЛМцАЖКФС демонстрирует более ровную, пластично деформированную лунку, тогда как ЛМцАЖКС имеет склонность к отслоениям и выкрашиванию;



а

б

Рисунок 47 –Триботопография лунок износа при увеличении x20 000:

а) опытный сплав ЛМцАЖКФС; б) промышленный сплав ЛМцАЖКС

5.2.2.2 Испытания в присутствии трансмиссионного масла

Для оценки поведения пар «латунь – сталь» при смазывании проведены испытания с дозированным нанесением трансмиссионного масла Газпромнефть GL-4 75W-90 непосредственно в зону контакта (рисунок 8 б). Конфигурация узла, геометрия образцов и контртела, а также режимы нагружения и вращения соответствовали описанным в разд. 2.2.2 (рисунок 7); отличалась только смазочная среда.

В режиме смазывания GL-4 75W-90 при одинаковых нагрузке и скорости объёмный износ опытного сплава составил 0,179 мм³ против 0,341 мм³ у ЛМцАЖКС (на ~48 % ниже), что указывает на преимущество сплава с фосфидными включениями (таблица 24).

Таблица 24 – Результаты анализа на износ (в присутствии масла)

Маркировка	ρ , г/см ³	Δm , г	ΔW , мм ³
ЛМцАЖКС	7,63	0,0026	0,341
Опытный сплав ЛМцАЖКФС (0,50% Р)	7,82	0,0014	0,179

Поскольку синхронизатор в эксплуатации работает в смазке, именно этот режим более показателен. Таким образом, легирование фосфором 0,50% обеспечивает более высокую износостойкость пары «латунь–сталь».

5.3 Разработка технических требований к сплавам марок ЛМцАЖНФ, ЛМцАЖНФ1 и ЛМцАЖКФС и регламента технологической обработки

Разработка Технических условий (ТУ) на кованные заготовки из латуней марок ЛМцАЖНФ, ЛМцАЖНФ1 и ЛМцАЖКФС стала финальным, нормативно-техническим этапом научно-исследовательских работ, направленных на создание новых, конкурентоспособных материалов для автомобильной промышленности и их использования в производстве на АО «АВТОВАЗ».

5.3.1 Научно-исследовательская основа для разработки технической документации

Технические условия являются формализацией результатов исследований настоящей работы. Основные положения, которые легли в основу ТУ включают:

- **Установленное влияние фосфора:** замещает кремний в силицидах железомарганцевой системы, преобразуя их в фосфиды. Резко изменяет фазовые равновесия и температуру рекристаллизации. Стабилизирует структурное состояние и α - фазу. Оказывает модифицирующее действие: изменяется форма и состав включений (силицидов). Они преобразуются в более крупные стержневидные по форме фосфидосилициды.

- **Определение составов:** были экспериментально установлены три ключевых концентрационных диапазона фосфора (0.08-0.12%, 0.15-0.25%, 0.40-0.55%), каждый из которых обеспечивает уникальный комплекс свойств

Для каждого разработанного сплава были подобраны и научно обоснованы режимы термообработки и горячей штамповки, обеспечивающие стабилизацию структуры и достижение требуемых эксплуатационных свойств колец синхронизатора.

Используются государственные стандарты (ГОСТ) методов контроля для измерения химического состава, твердости и геометрии. При этом для контроля микроструктуры и остаточных напряжений допускается использование методик, согласованных между изготовителем и потребителем, что отражает сложность и специфичность объекта контроля.

Для внедрения предложенных сплавов в АО «АВТОВАЗ» разработана следующая техническая документация:

1. Технические условия (ТУ) на поставку кованных латунных заготовок для колец синхронизаторов ВАЗ с регламентированным содержанием фосфора (0,08–0,12% для ЛМцАЖНФ; 0,15–0,25% для ЛМцАЖНФ1; 0,40–0,55% для ЛМцАЖКФС) – (Приложение 1).

2. Технологические регламенты обработки фосфорсодержащих латуней:

- Режимы горячей деформации с ограничением температуры штамповки $\leq 750^{\circ}\text{C}$ для сохранения фосфидных фаз;

- Режимы термической обработки для достижения заданного соотношения α/β -фаз и твердости (165–213 HV₃₀).

3. Система контроля качества на основе металлографического анализа (количество α -фазы и состав включений) и оценки остаточных напряжений, что обеспечивает стабильность свойств готовой продукции.

Технические условия (ТУ) на поставку заготовок, технологический регламент обработки и система контроля качества фосфорсодержащих латуней приведены в Приложение А.

5.4 Техничко-экономические перспективы использования фосфорсодержащих латуней

Представленные в настоящем подразделе предложения и рекомендации сформулированы на основании совокупности результатов, полученных при исследовании влияния фосфора на структурно-фазовое состояние, термическую устойчивость, поведение при горячем деформировании, обрабатываемость резанием и износостойкость многокомпонентных латуней системы Cu–Zn–Mn–Al–Fe–Si. Основанием для их разработки послужили данные металлографического и микрорентгеноспектрального анализа, результаты механических и трибологических испытаний, а также результаты опытно-промышленной оценки исследуемых сплавов. Совокупность полученных данных показывает, что рациональное легирование фосфором позволяет целенаправленно управлять морфологией и распределением структурных составляющих, повышать структурную стабильность материала и обеспечивать более благоприятное сочетание технологических и эксплуатационных свойств. В связи с этим использование фосфорсодержащих латуней может обеспечить следующие технико-экономические эффекты:

1. Снизить брак при горячей деформации на 15–20% за счет контроля структурной стабильности.
2. Увеличить ресурс колец синхронизаторов на 25–30% благодаря оптимизированной микроструктуре и износостойкости.
3. Сократить время обработки резанием на 10% для сплавов с $P \leq 0,25\%$ (с учетом сбалансированной обрабатываемости).
4. Расширить номенклатуру производимых изделий за счет создания специализированных марок латуней.
5. Снизить зависимость от импортных аналогов специализированных сплавов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диссертационной работе решена актуальная научно-техническая задача повышения технологических и эксплуатационных свойств многокомпонентных латуней, предназначенных для изготовления кованных заготовок колец синхронизаторов, путём легирования фосфором, установления закономерностей его влияния на структуру и свойства сплавов, а также разработки составов и технологических режимов обработки, обеспечивающих требуемое структурно-фазовое состояние и уровень эксплуатационных характеристик. Основные результаты работы и выводы состоят в следующем:

1. В промышленной латуни марки ЛМцАЖН (0,005 мас.% Р) весь фосфор находится в связанном виде в составе стержневидных фосфидов $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{P}$, и отсутствует в твердом растворе, поэтому в указанной концентрации он не оказывает заметного самостоятельного влияния на твёрдость и фазовый состав матрицы.

2. Установлено, что в интервале 700–750 °С фосфидные включения обладают более высокой термической стабильностью, чем силициды: они менее склонны к растворению и в отличие от силицидов сохраняют морфологию и химическую стабильность, что определяет их устойчивость при горячей деформации.

3. Введение фосфора изменяет соотношение фаз, увеличивая долю α -фазы до 50% при 0,5 мас.% Р, и морфологию выделений: мелкие силициды, размером до 5 мкм, исчезают, уступая место крупным столбчатым силицидофосфидным включениям.

4. Повышение концентрации фосфора от 0,00 до 0,50 мас.% приводит к снижению твёрдости от 214 до 169 HV₃₀. Локальное отклонение от общей тенденции, наблюдаемое при 0,10 мас.% Р, связано с формированием метастабильного состояния твёрдого раствора.

5. Стабилизирующий отжиг исследованных многокомпонентных латуней системы Cu–Zn–Mn–Al–Fe–Si, содержащих 0,00–0,50 мас. % Р, при температуре 430 °С в течение 3,5 ч приводит к увеличению доли α -фазы на 20–60 %. Наибольшее повышение твёрдости, на 29 %, зафиксировано после отжига в сплаве с содержанием

0,50 мас. % Р, что связано с изменением его структурно-фазового состояния и дополнительным упрочнением интерметаллидными выделениями.

6. Выявлено, что при содержании фосфора свыше 0,15 мас. % изменяется состав ранее сформированных силицидных выделений, в которых часть кремния замещается фосфором, а избыток кремния переходит в твёрдый раствор. Это сопровождается образованием в структуре более протяжённых стержневидных фосфидных и силицидофосфидных включений.

7. Разработанный сплав ЛМцАЖКФС, содержащий 0,5 мас. % Р при минимальном содержании свинца, превосходит промышленный сплав ЛМцАЖКС по износостойкости во всех исследованных условиях: на 4 % при сухом трении, на 48 % при трении в смазочной среде GL-4 75W-90 и на 28 % по расчётной оценке, полученной на основе статистической обработки экспериментальных данных.

8. Легирование фосфором многокомпонентных латуней сопровождается умеренным снижением прочности при одновременной стабилизации структурно-фазового состояния, что способствует повышению технологичности и эксплуатационной надёжности материала.

9. Обоснованы и реализованы в виде технических условий интервалы содержания фосфора в кованных латунных заготовках для колец синхронизаторов: 0,08–0,12 мас. % для ЛМцАЖНФ, 0,15–0,25 мас. % для ЛМцАЖНФ1 и 0,40–0,55 мас. % для ЛМцАЖКФС. Документ нормирует соотношение α/β -фаз и уровень твёрдости, что обеспечивает повышение надёжности и технологической устойчивости изделий.

10. Созданы технологические регламенты обработки фосфорсодержащих латуней, включающие режимы горячей деформации (≤ 750 °С) и режимы термообработки для обеспечения требуемого соотношения α/β -фаз и твёрдости (165–213 HV30).

11. Разработана и внедрена система контроля качества фосфорсодержащих латуней, основанная на металлографическом анализе структуры, количественной оценке доли α -фазы, контроле твёрдости и химического состава сплавов, обеспечивающая стабильность состава готовой продукции. Фосфор включён в процедуру одобрения химического состава как фактор, значимо влияющий на свойства сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ASM Handbook. Volume 3: Alloy Phase Diagrams / ASM International Handbook Committee. – Materials Park (OH): ASM International, 1992. – 1204 p.
2. Becht, J.G.M. The influence of phosphorus on the solid state reaction between copper and silicon or germanium / J.G.M. Becht // Technische Universiteit Eindhoven. – 1987.
3. Doostmohammadi, H. Effects of Si on the microstructure, ordering transformation and properties of the Cu₆₀Zn₄₀ alloy / H. Doostmohammadi, H. Moridshahi // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 640. – P. 401-407.
4. Zhou, P. An in situ kinetic study of brass dezincification and corrosion / P. Zhou, M.J. Hutchison, J.W. Erning, J.R. Scully, K. Ogle // Electrochimica Acta. – 2017. – Vol. 229. – P. 141-154. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2017.01.078>.
5. Wang, M. Constitutive modeling for high temperature flow behavior of a high-strength manganese brass / M. Wang [et al.] // Journal of Central South University. – 2018. – Vol. 25. – No. 7. – P. 1560-1572.
6. Choucri, J. Corrosion Behavior of Different Brass Alloys for Drinking Water Distribution Systems / J. Choucri, F. Zanutto, V. Grassi, A. Balbo, M. Ebn Touhami, I. Mansouri, C. Monticelli // Metals. – 2019. – Vol. 9. – No. 6. – P. 649.
7. Momeni, A. Effect of chemical composition and processing variables on the hot flow behavior of leaded brass alloys / A. Momeni, G.R. Ebrahimi, H.R. Faridi // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 626. – P. 1-8.
8. Логинов, Ю.Н. Медь и деформируемые медные сплавы: учебное пособие / Ю.Н. Логинов. – 2-е изд. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2006. – 136 с.
9. Шохин, В.Н. Техничко-экономические аспекты обогащения медьсодержащих шлаков заводов по обработке цветных металлов / В.Н. Шохин, Н.А. Мочалов, А.Е. Шиманаев, И.А. Скотников, А.И. Щербатов, Г.А. Денисов // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2002. – № 1. – С. 242-245.

10. Xiao, Z. Influence of Fe addition on annealing behaviors of a phosphorus containing brass / Z. Xiao, X. Yang, Z. Fang, C. Guo, D. Zhang, Y. Yang, X. Zhang, J. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 712. – P. 268-276.
11. Callcut, V. The Brasses: properties & applications / V. Callcut ; rev. by P. Webster. – Hemel Hempstead: Copper Development Association, 2005. – (CDA Publication ; No. 117).
12. Nielsen, W.D. Metallurgy of copper-base alloys / W.D. Nielsen // *Cast Eng Foundry World*. – 1984. – Vol. 16. – No. 2. – P. 23-26.
13. Пугачева, Н.Б. Структурные и фазовые превращения в $(\alpha+\beta)$ -латунях / Н.Б. Пугачева [и др.] // *Металлы*. – 2006. – № 3. – С. 65-75.
14. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.
15. Новиков, И.И. Металловедение, термообработка и рентгенография / И.И. Новиков, Г.Б. Строганов, А.И. Новиков. – М.: МИСИС, 1994. – 480 с.
16. Антипов, В.В. Исследование фазового состава и повышение эксплуатационных характеристик марганцевых латуней, используемых в автомобильной промышленности: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Антипов Владимир Викторович. - Москва, 2002. - 228 с.
17. Карева, Н.Т. Влияние вариаций химического состава латуней типа ЛС59-1 на характер их расчетных равновесных фазовых диаграмм / Н.Т. Карева, Д.Е. Томилова, Д.С. Турянский // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. – 2023. – Т. 23. – № 2. – С. 5-13. – DOI: 10.14529/met230201.
18. Святкин, А.В. Универсальная модель прогнозирования фазового состава многокомпонентных латуней на основе данных химического анализа / А.В. Святкин, Г.В. Костин // *Вектор научных технологий*. – 2024. – № 4. – С. 87–95.
19. Святкин, А.В. Обеспечение стабильности фазового состава и свойств износостойких латуней типа ЛМцА для изготовления деталей автомобильного назначения: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / Святкин Алексей Владимирович. - Самара, 2009- 30 с.

20. Гнусина, А.М. Оценка применимости диаграмм состояния системы Cu-Zn-Mn-Si для фазового прогнозирования в зависимости от молекулярной связности кремния / А.М. Гнусина, А.В. Святкин // КоМУ-2022: материалы XIV Всерос. школы-конф. молодых учёных с междунар. участием. – Ижевск, 2022. – С. 87-89.
21. Котляров, И.В. Влияние химического и фазового состава специальных латуней на их твердость и износостойкость: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Котляров Игорь Викторович. - Тольятти, 2009. - 156 с.
22. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справ. изд. / О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова [и др.]. – М.: Metallurgia, 1986. – 440 с.
23. Porto, I.B.G. On the Phase Statistics of the κ - μ Process / I.B.G. Porto, M.D. Yacoub // IEEE Transactions on Wireless Communications. – 2016. – Vol. 15. – No. 7. – P. 4732-4744. – DOI: 10.1109/TWC.2016.2544924.
24. Витязь, П.А. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П.А. Витязь, Ф.Г. Ловшенко, – Минск: Беларус. навука, 1998. – 351 с.
25. Tamsü Selli, N. The Effect of Minor Element Addition on Thin Walled Brass Casting / N. Tamsü Selli, C. Imer Ozgü // La Metallurgia Italiana. – 2020. – No. 11–12. – P. 23–35.
26. Марукович, Е. Литейные сплавы и технологии / Е. Марукович, М. Карпенко. – Litres, 2022.
27. Филиппов, М.А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении: учебное пособие: в 2 т.: Т. 2: Цветные металлы и сплавы / М.А. Филиппов [и др.]. – 2013.
28. Chromik, R.R. Thermodynamic and kinetic study of solid state reactions in the Cu–Si system / R.R. Chromik, W.K. Neils, E.J. Cotts // Journal of Applied Physics. – 1999. – Vol. 86. – No. 8. – P. 4273-4281.
29. Hymes, S. Growth Kinetics and Materials Properties of Cu₅Si / S. Hymes [et al.] // MRS Online Proceedings Library (OPL). – 1994. – Vol. 337. – P. 189.
30. Щербаков, С.В. Цветные металлы и сплавы / С.В. Щербаков, А.А. Рогачёв, М.А. Ярмоленко. - М.: МИСиС, 2009. - 195 с..

31. Riani, P. About the Al–Cu–Si isothermal section at 500° C and the stability of the ϵ -Cu₁₅Si₄ phase / P. Riani, K. Sufryd, G. Cacciamani // *Intermetallics*. – 2009. – Vol. 17. – No. 3. – P. 154-164.
32. Афанасьев, В.К. Особенности структурообразования и свойства высоколегированных сплавов специального назначения системы Al-Si-Cu / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, М.А. Малюх // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 11. – С. 48-53.
33. Lin, Y.H. Influence from size and morphology of Mn₅Si₃ on wear resistance of Cu-Zn-Al-Mn-Si alloys / Y.H. Lin [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2019. – Vol. 50. – No. 7. – P. 3148-3157.
34. Святкин, А.В. Влияние термообработки на структуру и механические свойства сложнолегированной латуни ЛМЦА 58-2-1 // *Вектор науки ТГУ*. – 2009. – № 4 (7). – С. 35–38.
35. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ.: в 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
36. Абрамова, Г.М. Структура и мессбауэровские исследования твердых растворов моносульфида марганца MxMn_{1-x}S (M = Cr, Fe) / Г.М. Абрамова, Г.А. Петраковский, О.А. Баюков, А.Ф. Бовина, В.В. Соколов // *Физика твердого тела*. – 2010. – Т. 52. – № 1. – С. 78-83.
37. Хомская, И.В. Структурно-фазовые превращения и свойства сплавов меди при высокоскоростной деформации / И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Д.Н. Абдуллина [и др.] // *Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов : сб. тез. докл. XXVI Уральской школы металловедов-термистов (Екатеринбург, 7–11 февр. 2022 г.)*. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2022. – С. 128-131.
38. Аболмасова, Л.С. Определение марки сплава, используемого для изготовления элементов в виде дисков / Л.С. Аболмасова, Е.В. Агеев // *Современные материалы, техника и технологии*. – 2022. – № 1 (40). – С. 4-10. – DOI: 10.47581/2022/SMTT/1.40.01.

39. Das, S.C. Effect of Mn-site doping on the magnetofunctional behaviors of Mn₅Si₃ alloy / S.C. Das, S. Pramanick, S. Chatterjee // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2021. – Vol. 529. – P. 167909.
40. Malviya, S. Theoretical Investigation of Pressure Dependent Structural and Elastic Properties of MnSi Compound / S. Malviya [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2023. – Vol. 2603. – No. 1. – DOI: 10.1088/1742-6596/2603/1/012015.
41. Свирид, А.Э. Структура, фазовые превращения и свойства эвтектоидных β-сплавов на медной основе с эффектом памяти формы: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Свирид А. Э. - Екатеринбург, 2020. - 151 с.
42. Li, H. Study on the Formation and Precipitation Mechanism of Mn₅Si₃ Phase in the MBA-2 Brass Alloy / H. Li, J. Jie, P. Zhang, C. Jia // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2016. – Vol. 47. – No. 6. – P. 2616-2624.
43. Николайчук, П.А. Термодинамика химической и электрохимической устойчивости сплавов системы Cu–Si / П.А. Николайчук, А.Г. Тюрин // Бутлеровские сообщения. – 2011. – Т. 24. – № 2. – С. 95-100.
44. Sun, Y. Millimeters long super flexible Mn₅Si₃@SiO₂ electrical nanocables applicable in harsh environments / Y. Sun, B. Sun, J. He, G. Yang, C. Wang // Nature Communications. – 2020. – Vol. 11. – No. 1. – Art. 647.
45. Червякова, В.В. Сложные латуни и бронзы. Свойства, строение и вопросы технологии [Электронный ресурс] / В.В. Червякова. – URL: <https://studfile.net/preview/19261208/page:8/> (дата обращения: 30.07.2024). – Текст: электронный.
46. Батаев, А.А. Особенности роста интерметаллидных фаз в процессе отжига никель-алюминиевых композитов / А.А. Батаев, Ю.Ю. Эмурлаева, П.А. Рябинкина, Д.В. Лазуренко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2021. – № 12. – С. 27-34. – DOI: 10.30906/mitom.2021.12.27-34.
47. Lee, K.S. Высокопрочные и износостойкие медные сплавы : пат. 4851191 США / K.S. Lee, D.K. Park ; заявитель и патентообладатель Poong San Metal Corporation. – Оpubл. 25.07.1989 ; приоритет 11.04.1988..

48. Филиппов, М.А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении: учебное пособие: в 2 т. Т. II / М.А. Филиппов, В.Р. Бараз, М.А. Гервасьев. – Екатеринбург: УрФУ, 2012. – 236 с.
49. Мальцева, Л.А. Материаловедение: учебное пособие / Л.А. Мальцева, М.А. Гервасьев. – 3-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург: УрФУ, 2012. – 344 с.
50. Третьяк, М.А. Автоклавная переработка коллективных медноцинковых концентратов: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / Третьяк Михаил Александрович. - Екатеринбург, 2023. - 145 с.
51. Воробьев, А.А. Материаловедение. Технология конструкционных материалов : учебник / А.А. Воробьев, А.М. Будюкин, В.Г. Кондратенко [и др.]. – 2-е изд. – Москва : Ай Пи Ар Медиа, 2024. – 241 с.
52. Мысик, Р. Литейные сплавы на основе тяжелых цветных металлов: учебное пособие для вузов / Р. Мысик, С. Брусницын – Litres, 2017. – 352 с.
53. Материаловедение. Технология конструкционных материалов: практикум / О.С. Сироткин, А.Е. Бунтин, Р.О. Сироткин. – 2-е изд., перераб., доп. и испр. – Казань: Казан. гос. ун-т, 2017. – 155 с.
54. Бежок, А.П. Литьё и металлургия 2022 / А.П. Бежок, И.А. Иванов. – Екатеринбург: Изд-во УГТУ, 2022. – 180 с.
55. Материаловедение цветных металлов и сплавов : учебное пособие / А.А. Попов, М.А. Филиппов, В.Р. Бараз, М.А. Гервасьев ; М-во науки и высш. образования РФ. – 2-е изд., перераб. и доп. – Екб : Изд-во Урал. ун-та, 2023. – 312 с.
56. Карева, Н.Т. Влияние вариаций химического состава латуней типа ЛС59-1 на характер их расчетных равновесных фазовых диаграмм / Н.Т. Карева, Д.Е. Томилова, Д.С. Турянский // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2023. – Т. 23. – № 2. – С. 5-13.
57. Осинцев, О.Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки : справочник / О.Е. Осинцев, В.Н. Фёдоров. – 3-е изд. – М. : Машиностроение, 2021. – 360 с.
58. Suksongkarn, P. Formation of Bismuth in Lead-Free Copper-Gold-Yellow Brass with Varied Additions of Bismuth and Tin / P. Suksongkarn, S. Rojananan,

S. Rojananan // *Materials Transactions*. – 2018. – Vol. 59. – No. 11. – P. 1747–1752. – DOI: 10.2320/matertrans.M2018081.

59. Бурковская, Н.П. Совершенствование материалов для подшипников скольжения двигателей внутреннего сгорания (обзор) / Н.П. Бурковская [и др.] // *Труды ВИАМ*. – 2020. – № 1 (85). – С. 78-91.

60. Бойков, П.А. Исследования антифрикционных свойств подшипниковых материалов дизельных двигателей / П.А. Бойков [и др.] // *Теория и практика инновационных технологий в АПК*. – 2023. – С. 146-152.

61. Денисова, Э.И. Прикладное материаловедение : Металлы и сплавы : учебное пособие / Э.И. Денисова, В.В. Карташов, В.Н. Рычков. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2018. – 216 с.

62. Водяницкий, Ю.Н. Тяжелые и сверхтяжелые металлы и металлоиды в загрязненных почвах: монография / Ю.Н. Водяницкий. – М.: ГНУ Почвенный институт им. В.В. Докучаева Россельхозакадемии, 2009. – 241 с.

63. Филиппов, М.А. Трение и антифрикционные материалы: учебное пособие / М.А. Филиппов, О.Ю. Шешуков ; под ред. В.П. Швейкина ; Министерство науки и высшего образования РФ, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина. – Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2021. – 204 с. – ISBN 978-5-7996-3389-9.

64. Chen, K.-J. Novel Application Research on Critical High-Temperature Deformation of Low-Lead Brass Alloy / K.-J. Chen // *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – No. 6. – Art. 722. – DOI: 10.3390/met10060722.

65. Kondracki, M. Special non-lead brasses for permanent mould casting / M. Kondracki, J. Szajnar // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. – 2007. – Vol. 25. – No. 2. – P. 17-23.

66. Немонтов, В.А. Электротехнические материалы в мехатронике : учеб. пособие / В.А. Немонтов ; Владим. гос. ун-т им. А. Г. и Н. Г. Столетовых. – Владимир : Изд-во ВлГУ, 2021. – 304 с. – ISBN 978-5-9984-1126-7

67. Suksongkarm, P. Using Recycled Bismuth-Tin Solder in Novel Machinable Lead-Free Brass / P. Suksongkarm, S. Rojananan, S. Rojananan // *Materials*

Transactions. – 2017. – Vol. 58. – No. 12. – P. 1754-1760. – DOI: 10.2320/matertrans.M2017227.

68. Martinez-Hernandez, M. Bismuth segregation and crack formation on a free lead yellow brass tap / M. Martinez-Hernandez, A. Juarez-Hernandez, C. Gonzalez-Rivera, M.A.L. Hernandez-Rodriguez // Engineering Failure Analysis. – 2012. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2012.10.002

69. Moussa, M.E. Effect of ultrasonic vibration treatment on microstructure, tensile properties, hardness and wear behaviour of brass alloy / M.E. Moussa, M. Amin, K.M. Ibrahim // International Journal of Metalcasting. – 2023. – Vol. 17. – No. 1. – P. 305-313.

70. Panagopoulos, C.N. Lubricated wear behavior of leaded $\alpha+\beta$ brass / C.N. Panagopoulos, E.P. Georgiou, K. Simeonidis // Tribology International. – 2012. – Vol. 50. – P. 1-5.

71. Bie, L. Morphology evolution of Mn₅Si₃ phase and effect of Mn content on wear resistance of special brass / L. Bie [et al.] // Metals and Materials International. – 2020. – Vol. 26. – No. 4. – P. 431-443. – DOI: 10.1007/s12540-019-00243-0.

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

73. Михайлов, В.Н. Совершенствование технологии изготовления поковок колец синхронизатора автомобиля КАМАЗ / В.Н. Михайлов, И.М. Володин, Д.И. Приходько // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2013. – № 10. – С. 254-260.

74. Ивкин, М.О. Исследование микроструктуры и механических свойств износостойкой сложнолегированной латуни / М.О. Ивкин [и др.] // Литейщик России. – 2015. – № 1. – С. 14-17.

75. Стефанович, В.А. Основы легирования конструкционных материалов: учебное пособие для студентов специальности 1-36 01 02 «Материаловедение в машиностроении»; Цветные металлы и сплавы: учебное пособие для студентов специальности 1-42 01 01 «Металлургическое производство

и материалообработка» (по направлениям) / В.А. Стефанович, И.Г. Позняк, А.В. Стефанович. – 2021.

76. Keshavamurthy, R. Effect of Silicon Addition on Friction and Wear Behaviour of High Tensile Brasses / R. Keshavamurthy [et al.] // Silicon. – 2024. – Vol. 16. – No. 6. – P. 2357-2368.

77. Ivkin, M.O. Study of Chromium Effect on Structure and Wear-Resisting Properties of Complex Alloyed Brass / M.O. Ivkin [et al.] // MATEC Web of Conferences. – 2021. – Vol. 346. – Art. 02016.

78. Трубы прессованные латунные для колец синхронизаторов. Технические условия : ТУ 184550-106-033-97 с изменением №6 / держатель подлинника ТК 106 «Цветметрокат». – Введ. 2016-08-24. – М. : 2016. – 45 с.

79. ГОСТ 15527-2004. Сплавы медно-цинковые (латуни), обрабатываемые давлением. Технические условия. – Введ. 2006-01-01. – М. : Стандартиформ, 2004. – IV, 12 с.

80. ГОСТ 1020-97. Латуни литейные в чушках. Технические условия. – Введ. 1997-07-01. – М. : Стандартиформ, 1997. – IV, 12 с.

81. ASM Handbook. Volume 2: Properties and Selection of Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials / ed. by H. Baker. – Materials Park (OH) : ASM International, 1990. – 1296 p.

82. Panahi, S. Effect of strain path during repeated rolling on microstructure, grain refinement, and mechanical properties of Copper/Brass multilayered composites / S. Panahi [et al.] // Materials Today Communications. – 2024. – Vol. 40. – Art. 110080.

83. Котов, Д.А. Комплексное воздействие на структуру литых заготовок из сложнелегированных латуней: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Котов Дмитрий Анатольевич. – Екатеринбург, 2005. – 169 с.

84. Титарев, Н.Я. Структура и свойства непрерывнолитых прутков и труб из латуни ЛМцСК / Н.Я. Титарев, П.И. Демченко // Цветные металлы. – 1992. – № 7. – С. 66–68.

85. Пугачева, Н.Б. Влияние содержания железа в легированной латуни ЛМцАЖКС на состав и морфологию силицидов (Fe,Mn)₅Si₃ / Н.Б. Пугачева, А.В.

Тропотов, С.В. Смирнов, О.С. Кузьмин // Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 89. – № 1. – С. 62–69.

86. Титарев, Н.Я. Влияние марганца и кремния на свойства и структуру износостойкой латуни / Н.Я. Титарев, Л.И. Митина, Э.И. Мироненко // Известия ВУЗов. Цветная металлургия. – 1982. – № 2. – С. 105–110.

87. Патент № 2760444 Российская Федерация, МПК В22D11/059, С22С9/00. Применение медного сплава : № 2020138873 : заявл. 13.09.2019 : опубл. 25.11.2021 / Р. Bölke, Н.-G. Wobker, Н. Schulze ; заявитель КМЕ Special Products GmbH & Co. KG

88. Котов, Д.А. Модифицирование латуни ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 с целью повышения механических характеристик / Д.А. Котов, Р.К. Мысик // Научные труды VIII отчетной конференции молодых ученых ГОУ ВПО УГТУ-УПИ. Часть 1. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2005. – Т. 1. – № 8. – С. 330-333.

89. Титов, Ю.В. Интерметаллидные соединения / Ю.В. Титов [и др.] // Омский научный вестник. – 2017. – № 1 (151). – С. 38-40.

90. Верченко, В.Ю. Синтез, кристаллическая и электронная структура и физические свойства полярных интерметаллидов на основе железа: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Верченко Виктория Юрьевна. – М.: Моск. гос. ун-т им. М.В. Ломоносова, 2016.

91. Кристаллогеометрические и кристаллохимические закономерности образования бинарных и тройных соединений на основе титана и никеля: монография / А.А. Клопотов, А.И. Потекаев, Э.В. Козлов, Ю.И. Тюрин, К.П. Арефьев, Н.О. Солоницина, В.Д. Клопотов ; под общ. ред. А.И. Потекаева ; Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. – 312 с.

92. Taub, A.I. Intermetallic compounds for high-temperature structural use / A.I. Taub, R.L. Fleischer // Science. – 1989. – Vol. 243. – No. 4891. – P. 616-621.

93. Wigley, D. Mechanical properties of materials at low temperatures / D. Wigley. – Springer Science & Business Media, 2012. – 352 p.

94. Jiao, Z.B. Strategies for improving ductility of ordered intermetallics / Z.B. Jiao, J.H. Luan, C.T. Liu // Progress in Natural Science: Materials International. – 2016. – Vol. 26. – No. 1. – P. 1-12.
95. Yan, P. Interfacial Reaction and Inclusion Formation at Early Stages of FeMnSi Addition to Liquid Fe / P. Yan, L. Pandelaers, L. Zheng, B. Blanpain, M. Guo // ISIJ International. – 2015. – Vol. 55. – No. 8. – P. 1661–1668. – DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-084
96. Hoel, E.G. Phase relations of Mn-Fe-Si-C systems / E.G. Hoel // INFACON VII: Proceedings of the 7th International Ferrous Congress, Trondheim, Norway, June 1995. – P. 601–610. – URL: <https://www.pyrometallurgy.co.za/InfaconVII/601-Hoel.pdf> (дата обращения: 17.04.2025). – Текст: электронный.
97. Гаврилин, И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов : учебное пособие / И.В. Гаврилин. – Владимир : Владим. гос. ун-т, 2000. – 260 с.
98. Влияние термической обработки исходного расплава на структуру и свойства кристаллических слитков или отливок / П.С. Попель, В.Е. Сидоров, И.Г. Бродова [и др.] // Расплавы. – 2020. – № 1. – С. 3-36.
99. Bie, L. Morphology evolution of Mn₅Si₃ phase and effect of Mn content on wear resistance of special brass / L. Bie [et al.] // Metals and Materials International. – 2020. – Vol. 26. – No. 4. – P. 431-443. – DOI: 10.1007/s12540-019-00243-0.
100. Пугачева, Н.Б. Структура промышленных $\alpha+\beta$ -латуней / Н.Б. Пугачева // МиТОМ. – 2007. – № 2. – С. 23–29.
101. Гладышев, П.П. Статистическая термодинамика, химическая теория растворов и кинетика химических процессов / П.П. Гладышев // Труды научного семинара памяти профессора, доктора химических наук Игоря Львовича Ходаковского. – 2017. – С. 30-41.
102. Пугачёва, Н.Б. Разработка способов повышения технологических и эксплуатационных свойств сплавов и покрытий с В2-структурами: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.01 / Пугачёва Наталия Борисовна. – Екатеринбург, 2008. – 311 с.
103. Пугачева, Н.Б. Влияние структуры прессованной трубной заготовки из латуни 59Cu-3.5Mn-2.5Al-0.5Fe-0.4Ni на характер разрушения при последующей

горячей штамповке / Н.Б. Пугачева, А.В. Лебедь // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Физико-математические науки. – 2012. – № 4. – С. 180–187.

104. Мутылина, И.Н. Материаловедение. Цветные металлы и сплавы на их основе: учебно-методический комплекс / И.Н. Мутылина. – М.: Издательство «Проспект», 2015. – 192 с.

105. Phosphorus // Wikipedia: The Free Encyclopedia. – URL: <https://en.wikipedia.org/wiki/Phosphorus> (дата обращения: 22.06.2025). – Текст: электронный.

106. Сорокин, В.Г. Справочник по медным сплавам / В.Г. Сорокин. – М.: Металлургия, 1985. – 456 с.

107. Краткий справочник по легирующим элементам и примесям в сталях. – URL: <https://spk-region.ru/blog/legiruyushchie-elementy-i-primesi-v-stalyakh-kratkiy-spravochnik.html> (дата обращения: 22.06.2025). – Текст: электронный.

108. ASM Metals Handbook. Desk Edition / ed. by J.R. Davis. – 2nd ed. – ASM International, 1998. – 1535 p..

109. Rotax Metals. Composition, Nature and Characteristics of Brass. – URL: <https://rotaxmetals.net/metals-101-composition-nature-and-characteristics-of-brass/> (дата обращения: 22.06.2025). – Текст: электронный.

110. Шохин, В.Н. Техничко-экономические аспекты обогащения медьсодержащих шлаков заводов по обработке цветных металлов / В.Н. Шохин, Н.А. Мочалов, А.Е. Шиманаев, И.А. Скотников, А.И. Щербатов, Г.А. Денисов // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2002. – № 1. – С. 242–245.

111. Национальный технический университет Украины «КПИ им. И. Сикорского». Foundry.kpi.ua – Научные публикации по литейному производству. – URL: <https://foundry.kpi.ua> (дата обращения: 22.06.2025). – Текст: электронный.

112. Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС». Литейное производство: учебное пособие. – URL: <https://nf.misis.ru/download/mtio/> (дата обращения: 22.08.2025). – Текст: электронный.

113. Guo, H. Effect of phosphorus content on the corrosion resistance of constructional steel / H. Guo, R. Liu, Z. Li, J. Chen, J. Xie // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – No. 14. – Art. 5003. – DOI: 10.3390/ma15145003.

114. Режимы термической обработки // Учебные и методические материалы по материаловедению. – URL: <https://metallurgy.peoples.ru/term-heat-treatment> (дата обращения: 17.08.2025). – Текст: электронный.

115. Патент EP 2133438 B1 (Европейский патент). Бессвинцовая фосфорсодержащая латунь (Lead-free phosphorus brass alloy). – Заявка: EP 08751758.4; Заявлено: 27.04.2008; Опубликовано: 19.10.2011; Патентообладатель: WIELAND-WERKE AG (DE).

116. Romankiewicz, R. Hard Inclusions in Armature Brass / R. Romankiewicz, F. Romankiewicz // *Journal of Casting & Materials Engineering*. – 2019. – Vol. 3. – No. 3. – P. 51-56. – DOI: 10.7494/jcme.2019.3.3.51

117. Wu, Y. Influence of phosphorus on hot deformation microstructure of a Ni-Fe-Cr based alloy / Y. Wu, X. Qin, C. Wang, L. Zhou // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 768. – Art. 138454. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138454.

118. Phosphorus (P): Its Role and Impact in Steel Metallurgy and Manufacturing // *Metal Zenith*. – 22.05.2025. – URL: <https://metalzenith.com/blogs/chemical-elements-compounds-terms/phosphorus-p-its-role-and-impact-in-steel-metallurgy-and-manufacturing> (дата обращения: 25.06.2025). – Текст: электронный.

119. Effect of Phosphorus on the Properties of Carbon Steels: Part One // *Total Materia*. – URL: <https://www.totalmateria.com/en-us/articles/effect-of-phosphorus-carbon-steels-1/> (дата обращения: 25.06.2025). – Текст: электронный.

120. Hu, A.Y. Role of Silicon in Mediating Phosphorus Imbalance in Plants / A.Y. Hu, S.N. Xu, D.N. Qin, W. Li, X.Q. Zhao // *Plants*. – 2020. – Vol. 10. – No. 1. – Art. 51. – DOI: 10.3390/plants10010051

121. Peng, X. Influence of P Content on Microstructure and Texture Evolution of the Oxygen-Free Copper / X. Peng, K. Song, Y. Zhou, T. Huang, H. Liu, Y. Hua, J. Yang, G. Wang // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – No. 10. – Art. 1622. – DOI: 10.3390/met12101622

122. Kaur, R. Influence of phosphorus on grain boundary segregation and embrittlement in steels / R. Kaur, R. Sharma, G. Singh // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – No. 14. – Art. 5003. – DOI: 10.3390/ma15145003.
123. Zivkovic, D. Advanced trends in design of lead-free alternative for traditional free machining brasses / D. Zivkovic, E. Begović, A. Kostov, S. Ekinovic // *Journal of Environmental Protection and Ecology*. – 2012. – Vol. 13. – No. 3A. – P. 1914–1920.
124. Doostmohammadi, H. Effects of Si on the microstructure, ordering transformation and properties of the Cu₆₀Zn₄₀ alloy / H. Doostmohammadi, H. Moridshahi // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 640. – P. 401–407. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.03.228.
125. Олиферчук, А.А. Низкотемпературная термомеханическая обработка латуни : электронный ресурс / А.А. Олиферчук ; науч. рук. В.П. Горбатенко ; ДонНТУ, Физ.-металлург. фак., Каф. физ. материаловедения. – URL: <https://masters.donntu.ru/2013/fmf/oliferchuk/links/index.htm> (дата обращения: 01.05.2025). – Текст: электронный.
126. Гладковский, С.В. Глава 9 / С.В. Гладковский // *Перспективные материалы : учеб. пособие : в 2 т. / под ред. Д.Л. Мерсона. – Т. 2 : Конструкционные материалы и методы управления их качеством. – Тольятти : ТГУ ; Москва : МИСиС, 2007. – С. 399–452. – 468 с.*
127. Гладковский, С.В. Глава 6 / С.В. Гладковский // *Перспективные материалы : учеб. пособие : в 9 т. / под ред. Д.Л. Мерсона. – Т. 9 : Конструкционные материалы и методы управления их качеством. – Тольятти : ТГУ ; Москва : МИСиС, 2021. – С. 273–303. – 335 с.*
128. Пугачева, Н.Б. Анализ равномерности распределения зерен α-фазы по сечению трубных заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al / Н.Б. Пугачева, А.В. Лебедь // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2014. – № 3 (64). – С. 6–13.*
129. Шимов, Г.В. Остаточные напряжения в медных и латунных трубах после волочения / Г.В. Шимов, Д.С. Ковин // *Известия вузов. Цветная металлургия. – 2015. – № 3. – С. 46–49.*

130. Бобылёв, А.В. Растрескивание медных сплавов (причины, устранение, контроль): справочник / А.В. Бобылёв. – М. : Metallurgia, 1993. – 352 с.
131. Улиг, Г.Г. Коррозия и борьба с ней: введение в коррозионную науку и технику / Г.Г. Улиг, Р.У. Ревы ; пер. с англ. ; под ред. А.М. Сухотина. – Л. : Химия, 1989. – 456 с.
132. Aqueous corrosion failures // Uhlig's Corrosion Handbook / ed. by R.W. Revie. – 3rd ed. – Materials Park, OH : ASM International, 2013. – Chapter 13. – P. 211–235. – DOI: 10.31399/asm.tb.uhcf3.t53630211
133. Kunčická, L. Effect of Residual Stress on Cracking of Hot Die-Forged Brass Fittings / L. Kunčická, M. Benč, V. Andreyachshenko // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2021. – Vol. 1190. – No. 1. – Art. 012031.
134. Stavroulakis, P. Machinable Leaded and Eco-Friendly Brass Alloys for High Performance Manufacturing Processes: A Critical Review / P. Stavroulakis, A. Toulfatzis, G. Pantazopoulos, A. Paipetis // Metals. – 2022. – Vol. 12. – No. 2. – Art. 246. – DOI: 10.3390/met12020246.
135. Святкин, А.В. Влияние метастабильных соединений на склонность к растрескиванию многокомпонентных латуней / А.В. Святкин, М.А. Выбойщик, А.М. Гнусина // Деформация и разрушение материалов. – 2024. – № 4. – С. 32-40.
136. Ребиндер, П.А. Поверхностные явления в твёрдых телах / П.А. Ребиндер. – М. : Наука, 1960. – 450 с.
137. Hirth, J.P. The theory of dislocations / J.P. Hirth. – 2nd ed. – New York : Wiley, 1980. – 857 p.
138. Overview of liquid metal embrittlement models // JRC Technical Report. – European Commission, 2018. – 54 p. – DOI: 10.2760/02138
139. Zhu, Z. Effect of oxygen on lead embrittlement of ferritic-martensitic steels / Z. Zhu, G.S. Was // Journal of Nuclear Materials. – 2019. – Vol. 526. – Art. 151741. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.151741
140. Капсаламова, Ф.Р. Термохимическое исследование образования силицидов, боридов, карбидов в сплаве Fe–Ni–Cr–Cu–Si–B–C / Ф.Р. Капсаламова,

С.А. Красиков, А.Ж. Терликбаева, Е.М. Жилина, А.М. Алимжанова // *Расплавы*. – 2023. – № 4. – С. 414–425.

141. Lee, Y.E. Thermodynamics of the Mn-P system / Y.E. Lee // *Metallurgical Transactions B*. – 1986. – Vol. 17. – No. 4. – P. 777-783.

142. Ерохин, Ю.В. Вещественный состав шлаков производства ферроманганового фосфора из Староуткинского завода / Ю.В. Ерохин, В.С. Пономарев, А.В. Захаров, Л.В. Леонова // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. – 2021. – Т. 19. – № 4. – С. 36–44.

143. Гнесин, Б.А. Жаропрочный материал на основе силицидов молибдена и вольфрама : пат. 2232736 Рос. Федерация : МПК C22C 29/18 / Б.А. Гнесин ; заявитель и патентообладатель Институт физики твердого тела РАН. – № 2002111630/02 ; заявл. 06.05.2002 ; опубл. 20.07.2004, Бюл. № 20. – 8 с.

144. Ивкин, М.О. Технология полунепрерывного литья заготовок из сложнолегированной латуни для автомобилестроения: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Ивкин Максим Олегович. – 2016. – 165 с.

145. Брусницын, С.В. Литая латунь : пат. 2613234 Рос. Федерация : МПК C22C 9/04 / С.В. Брусницын, Ю.Н. Логинов, Р.К. Мысик, А.В. Сулицин, М.О. Ивкин ; патентообладатель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина». – № 2015120160 ; заявл. 27.05.2015 ; опубл. 15.03.2017, Бюл. № 8.

146. Hirayama, M. High-strength brass alloy for sliding member and sliding member made thereof : patent 8950941 B2 USA : Int. Cl. C22C 9/04, F16C 33/10 / M. Hirayama, T. Watakabe, K. Okubo ; assignee Oiles Corp. – № 13/635869 ; application date 21.05.2010 ; publ. 10.02.2015.

147. Yu, Y. Effect of heat treatment on microstructure evolution, phase transformation and mechanical properties of dual phase Cu-Zn alloy / Y. Yu [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 904. – Art. 163960.

148. Святкин, А.В. Латунь для колец синхронизаторов и способ изготовления заготовок : пат. 2763371 Рос. Федерация : МПК C22C 9/04, C22C 1/03, C22F 1/08, F16D

23/02 / А.В. Святкин, А.С. Овчинников ; патентообладатель Акционерное общество «АВТОВАЗ». – № 2020119672 ; заявл. 15.06.2020 ; опубл. 28.12.2021, Бюл. № 36

149. Оиси, К. Легкообрабатываемый резанием медный сплав, содержащий очень мало свинца : пат. 2398904 Рос. Федерация : МПК С22С 9/04 / К. Оиси ; патентообладатель Санбо Синдо Когио Кабусики Кайся (JP). – № 2005131852/02 ; заявл. 22.09.2005 ; опубл. 10.01.2009, Бюл. № 1.

150. Rühle, P. Медный сплав с улучшенными технологическими свойствами : пат. 4676848 США : МПК С22С 9/04 / P. Rühle, L. Hofmann ; патентообладатель Diehl GmbH & Co. – Заявл. 01.07.1985 ; опубл. 30.06.1987.

151. ГОСТ 24231-80. Металлы цветные и сплавы. Общие требования к отбору и подготовке проб для химического анализа : межгосударственный стандарт. – Введ. 1980-07-01. – М. : Изд-во стандартов, 1980. – 12 с.

152. ГОСТ 25086-2011. Металлы цветные и их сплавы. Общие требования к методам анализа : межгосударственный стандарт / разработан ТК 368 «Медь», ОАО «Уралмеханобр» ; принят Межгосударственным советом по стандартизации, метрологии и сертификации (протокол № 40 от 29.11.2011). – Введ. впервые. – М. : Стандартиформ, 2012. – IV, 21 с.

153. Молчан, Н.В. Способ контроля структуры латуни : пат. 2531339 Рос. Федерация : МПК G01N 21/67 / Н.В. Молчан ; заявитель и патентообладатель Н.В. Молчан. – № 2013131085/28 ; заявл. 08.07.2013 ; опубл. 20.10.2014, Бюл. № 29. – 12 с.

154. Тушина, В.А. Влияние характеристик латуни при операции «Осадка» / В.А. Тушина // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2021. – № 8. – С. 41–44.

155. Glagolev, A.A. Quantitative analysis with the microscope by the point method / A.A. Glagolev // Engineering and Mining Journal. – 1934. – Vol. 135. – P. 399–402.

156. ГОСТ 21073.0-75. Металлы цветные. Определение величины зерна. Общие требования : межгосударственный стандарт. – Введ. 1976-07-01. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 2002. – 12 с.

157. Gou, P. Composition-optimized Cu-Zn-(Mn, Fe, Si) alloy and its microstructural evolution with thermomechanical treatments / P. Gou [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2022. – Vol. 31. – No. 1. – P. 590-601.
158. El-Bahloul, A.M.M. Copper-Zinc-Lead Alloys. Features and Applications (Technical Review) / A.M.M. El-Bahloul, M. Samuel, A.A. Fadhil // *The 3rd International Conference on Advances in Mechanical Engineering and Materials Science*, 2015. – P. 23-24.
159. Moskvitin, G.V. Gas-dynamic method of alternative production of new coating materials / G.V. Moskvitin, V.E. Arkhipov, M.S. Pugachev // *AIP Conference Proceedings*. – 2025. – Vol. 3265. – No. 1. – Art. 050033.
160. ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007. Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения. – Введ. 2008-08-01. – М. : Стандартинформ, 2007. – 30 с.
161. Кудря, А.В. Глава 5 / А.В. Кудря // *Перспективные материалы : учеб. пособие : в 6 т. / под ред. Д.Л. Мерсона*. – Т. 6 : О достоверности анализа данных при решении некоторых материаловедческих задач. – Тольятти : ТГУ, 2017. – С. 276–308. – 313 с.
162. Кудря, А.В. Глава 8 / А.В. Кудря, Э.А. Соколовская // *Перспективные материалы : учеб. пособие : в 10 т. / под ред. Д.Л. Мерсона*. – Т. 10 : Цифровизация измерений в материаловедении и металлургии. – Тольятти : ТГУ, 2023. – С. 490–530. – 536 с.
163. ГОСТ Р ИСО/МЭК 98-3-2009. Руководство по выражению неопределенности измерений (GUM). – Введ. 2010-01-01. – М. : Стандартинформ, 2009.
164. Kutvonen, A. Influence of nanoparticle size, loading, and shape on the mechanical properties of polymer nanocomposites / A. Kutvonen, G. Rossi, S.R. Puisto, N.K.J. Rostedt, T. Ala-Nissila // *arXiv*. – 2012. – URL: <https://arxiv.org/abs/1212.4335> (дата обращения: 18.06.2025). – Текст: электронный.
165. Учебный материал «Коэффициенты обрабатываемости различных сталей». – URL: <https://studfile.net/preview/16569304/page%3A38/> (дата обращения: 18.06.2025). – Текст: электронный.

166. Святкин, А.В. К вопросу о влиянии нагрева двухфазных легированных латуней на особенности морфологии интерметаллидных включений / А.В. Святкин, А.М. Гнусина, Н.Н. Грызунова // Физика металлов и металловедение. – 2024. – Т. 125. – № 6. – С. 674-685.

167. Svyatkina A.V., Vyboyshchik M.A., Klimanova A.M. Effect of Phosphorus on the Properties and Microstructure of Multicomponent Brasses // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2025. Vol. 66. No. 4. P. 189-198.

168. Takezawa, K. Composition Dependence of Bainite Morphology in Cu–Zn–Al Alloys / K. Takezawa, S. Sato // Materials Transactions, JIM. – 1992. – Vol. 33. – No. 2. – P. 102-109.

169. Fadhil, A.A. Study on the effect of production parameters and raw materials used on the mechanical properties of leaded brass (CuZn40Pb2) alloy / A.A. Fadhil [et al.] // World Journal of Engineering and Technology. – 2017. – Vol. 5. – No. 2. – P. 340-349.

170. Hassini, Y. Study of the corrosion behavior of lead-free α -brass (CuZn21Si3P) and ($\alpha+\beta$)-brass (CuZn36Pb2As) in simulated drinking water and tap water / Y. Hassini [et al.] // Moroccan Journal of Chemistry. – 2024. – Vol. 12. – No. 2. – P. 799-829.

171. ASM Handbook. Volume 2: Properties and Selection of Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials / ed. by H. Baker. – Materials Park (OH) : ASM International, 1990. – 1296 p.

1. ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ

Настоящие технические условия распространяются на кованые латунные заготовки, предназначенные для изготовления колец синхронизаторов автомобилей ВАЗ.

2. УСЛОВНОЕ ОБОЗНАЧЕНИЕ

Пример условного обозначения заготовки:

- Заготовка ККР 67,8×53 ЛМцАЖКФС;
- Заготовка ККР 74×63,5 ЛМцАЖНФ;
- Заготовка ККР 74×63,5 ЛМцАЖНФ1.

где:

К – кованая.

КР – круглая.

3. СОРТАМЕНТ

3.1. Размеры заготовок и предельные отклонения должны соответствовать требованиям таблицы 1.

Таблица 1. Размеры и предельные отклонения

Марка латуни	Размеры. мм ($\varnothing_{нар} \times \varnothing_{вн} \times h$)	Предельные отклонения. мм			Разностенность. мм. не более
		по наружному диаметру	по внутреннему диаметру	по высоте	
ЛМцАЖКФС	67,5×53×15	±0,6	±0,4	-0,2; +0,5	1,3
	69,5×51×15	-0,2; +0,5	-0,2; +0,5		0,7
ЛМцАЖНФ. ЛМцАЖНФ1	74,0×63,5×13	±0,6	±0,4	-0,2; +0,5	1,3
	73,0×63,5×13	-0,2; +0,5	±0,4		0,7

Примечание: Заготовки размером 67,5×53,7×15 и 73,0×63,5×13,0 мм поставляются после согласования с поставщиком.

4. ТЕХНИЧЕСКИЕ ТРЕБОВАНИЯ

4.1. Заготовки изготавливаются из латуней марок ЛМцАЖКФС, ЛМцАЖНФ, ЛМцАЖНФ1.

Химический состав должен соответствовать таблице 2.

Таблица 2. Химический состав

Марки латуни	Химический состав. %											
	Основные компоненты сплава							Примеси. не более				
	Cu	Mn	Al	Si	Pb	Zn	P	Sn	Pb	Ni	Fe	Всего
ЛМцАЖКФС	69,5-71,5	6,5-7,5	5,0-6,0	2,00	0,6-1,2	ост.	0,40-0,55	≤0,1	0,6-1,2	≤0,1	1,4-2,4	0,5
ЛМцАЖНФ;	59,0-60,5	3,00-4,00	2,0-2,6	≤0,1	≤0,15	ост.	0,08-0,12	≤0,2	≤0,15	0,3-0,5	0,3-0,7	0,5
ЛМцАЖНФ1;	59,0-60,5	3,00-4,00	2,0-2,6	≤0,1	≤0,15	ост.	0,15-0,25	≤0,2	≤0,15	0,3-0,5	0,3-0,7	0,5

4.2. Заготовки поставляются после снятия остаточных напряжений.

4.3. Твердость заготовок должна соответствовать таблице 3.

Таблица 3. Твердость

Марки латуни	Твёрдость. HV30. не менее
ЛМцАЖКФС	165
ЛМцАЖНФ;	190
ЛМцАЖНФ1;	180

4.4. Микроструктура заготовок должна соответствовать:

- **ЛМцАЖКФС:** α-фаза (≥40%), β-фаза. равномерно распределенные фосфосилициды (Fe,Mn)₂(Si,P), MeSi(P) (столбчатые включения), Mn₅Si₃ (округлые силициды. ≥10%).
- **ЛМцАЖНФ:** α-фаза (≥10%), β-фаза. фосфосилициды (Fe,Mn)₂(Si,P), MeSi(P) (столбчатые включения), Mn₅Si₃ (округлые силициды. ≥6%).
- **ЛМцАЖНФ1:** α-фаза (≥30%), β-фаза. фосфосилициды (Fe,Mn)₂(Si,P), MeSi(P) (столбчатые включения), Mn₅Si₃ (округлые силициды. ≥6%).

4.5. Металл не должен иметь расслоений и грубых неметаллических включений.

4.6. Не допускаются трещины, расслоения, раковины. Допускаются мелкие дефекты (плены, пузыри, вмятины, риски, задиры), если они не выводят размеры за пределы отклонений.

4.7. Овальность не должна выводить размеры за предельные отклонения по наружному диаметру.

5. ПРАВИЛА ПРИЕМКИ

- 5.1.** Приемка проводится партиями массой не более 5000 кг.
- 5.2.** Каждая заготовка подвергается осмотру и обмеру.
- 5.3.** Для испытаний от партии отбирают 2 пробы. На предприятии-изготовителе допускается отбор проб из расплава.
- 5.4.** При неудовлетворительных результатах испытаний по любому показателю проводят повторное испытание на удвоенной выборке. Результаты повторного испытания распространяются на всю партию.

6. МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ

- 6.1.** Контроль поверхности – визуальный без увеличительных приборов.
- 6.2.** Обмер наружного диаметра – микрометром по ГОСТ 6507. Внутренний диаметр – проходными и непроходными калибрами.
- 6.3.** Химический состав – по ГОСТ 25086, ГОСТ 1652.1-1652.5, ГОСТ 1652.10-1652.12. Допускаются другие методы с соответствующей точностью.
- 6.4.** Твердость по HRB – по ГОСТ 9012.
- 6.5.** Контроль микроструктуры и остаточных напряжений – по методикам, согласованным между изготовителем и потребителем.

7. МАРКИРОВКА. ТРАНСПОРТИРОВАНИЕ. ХРАНЕНИЕ

- 7.1.** Каждая партия сопровождается ярлыком с указанием:
 - наименования и товарного знака изготовителя;
 - размера заготовок;
 - марки сплава;
 - номера партии;
 - обозначения ТУ.
- 7.2.** На партию предоставляется документ о соответствии, содержащий:
 - реквизиты изготовителя;
 - размеры и марку сплава;
 - способ изготовления;
 - результаты испытаний;

- номер партии и массу нетто;
- обозначение ТУ.

7.3. Транспортирование – железнодорожным или автотранспортом в крытых транспортных средствах по правилам перевозки.

7.4. Хранение – в закрытых помещениях, исключающих механические повреждения, воздействие влаги и химических реагентов.


8. ГАРАНТИИ ИЗГОТОВИТЕЛЯ

Изготовитель гарантирует соответствие заготовок требованиям настоящих ТУ при соблюдении условий транспортирования и хранения.

Приложение А (справочное)

Рекомендации по термообработке

Для стабилизации структуры и снижения внутренних напряжений рекомендуется отжиг при 250–300°C в течение 2–3 часов. Для дисперсионного упрочнения (сплавы с 0,50% Р) – старение при 350°C в течение 3,5 часов.

УТВЕРЖДАЮ
 Начальник отдела
 технологии металлургических процессов
 Дирекции по технологии силового агрегата и
 шасси по проектам АО «АВТОВАЗ»

 С.Г. Вохмянин
 «9» / 12 2025г

АКТ

**о внедрении результатов диссертационной работы
 Климановой Анастасии Михайловны на тему
 «Влияние легирования фосфором на структурное состояние и свойства
 многокомпонентных латуней»**

Настоящий акт составлен об использовании в производственной деятельности АО «АВТОВАЗ» результатов диссертационной работы на соискание учёной степени кандидата технических наук Климановой Анастасии Михайловны, выполненной по теме «Влияние легирования фосфором на структурное состояние и свойства многокомпонентных латуней» под научным руководством доктора физико-математических наук, профессора М. А. Выбойщика.

Разработанные в диссертационной работе технические и технологические решения используются в деятельности АО «АВТОВАЗ» с октября 2025 года. В результате выполнения диссертационной работы разработаны:

- Технические условия ТУ 48.43.31-001-00232934-2025 на кованые латунные заготовки для колец синхронизаторов из сплавов марок ЛМцАЖНФ, ЛМцАЖНФ1 и ЛМцАЖКФС с регламентированным содержанием фосфора;
- технологические регламенты обработки фосфорсодержащих латуней, включающие режимы горячей деформации (температура штамповки не выше 750 °С) и режимы стабилизирующего отжига (430 °С, 3,5 часа) для обеспечения требуемого соотношения α/β -фаз и твёрдости (165–213 HV30);
- система контроля качества фосфорсодержащих латуней, основанная на металлографическом анализе структуры (количественная оценка α -фазы, контроль состава и морфологии включений) и мониторинге распределения фосфора.

Разработанные технические условия внедрены в процесс приёмки и входного контроля материалов в металлургическом производстве АО «АВТОВАЗ». Технологические регламенты используются при отработке режимов изготовления колец синхронизаторов, что позволило обеспечить стабильность структурного состояния и механических свойств готовых изделий. Система контроля качества применяется в лаборатории ОТМиТО УЛИР для сертификации опытных партий новых сплавов и подтверждения соответствия продукции требованиям технической документации.

Начальник бюро спецпроцессов
 Отдела технологии металлургических процессов
 Дирекции по технологии силового агрегата и шасси
 по проектам АО «АВТОВАЗ»



В.И. Михальков