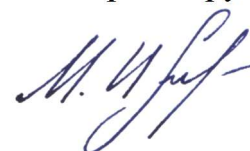


Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи



ИВКИН Максим Олегович

**ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК
ИЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОЙ ЛАТУНИ ДЛЯ
АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИЯ**

05.16.04 – Литейное производство

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
старший научный сотрудник
Брусницын Сергей Викторович

Екатеринбург – 2016

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА	9
1.1 Износостойкость многокомпонентных латуней	9
1.2 Морфология и состав интерметаллидов в структуре сложнолегированных латуней	13
1.3 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства латуней	16
1.4 Особенности формирования слитков, получаемых полунепрерывным способом литья	25
1.5 Технологические особенности плавки медных сплавов, содержащих тугоплавкие легкоокисляемые легирующие компоненты	28
1.6 Цель и задачи исследования	32
2. МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	33
2.1 Оборудование и материалы, использованные в работе	33
2.2 Метод обработки статистических данных.....	35
2.3 Метод дифференциального термического анализа	36
2.4 Определение теплофизических характеристик сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2	37
2.5 Исследование микроструктуры сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 на растровом электронном микроскопе	38
3. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОЙ ЛАТУНИ И ИЗУЧЕНИЕ ЕЕ СВОЙСТВ	39
3.1 Проблемы производства заготовок из сложнолегированных латуней.....	39
3.2 Особенности легирования меди хромом и изучение влияния факторов, определяющих степень усвоения хрома	44
3.3 Исследование структуры сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, полученного при различных способах легирования хромом, в литом состоянии	53
3.4 Изучение влияния содержания хрома в сплаве марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 на его структуру и свойства	64
3.5 Определение интервала затвердевания и теплофизических свойств сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2.....	83

3.6 Выводы по главе 3.....	90
4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПЛАВКИ И ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА МАРКИ ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2	93
4.1 Выбор и обоснование технологического регламента плавки и литья сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2.....	93
4.2 Изучение структуры и свойств сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом и прессованном состоянии при легировании сплава лигатурой CuCr10	97
4.3 Исследование структуры и свойств сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом и прессованном состоянии при легировании сплава лигатурой CuSi17Cr10	112
4.4 Выводы по главе 4.....	126
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	129
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	133
ПРИЛОЖЕНИЕ 1. Микроструктура, химический состав и карты распределения элементов образцов с различным содержанием хрома.....	149
ПРИЛОЖЕНИЕ 2. Акт промышленных испытаний	165
ПРИЛОЖЕНИЕ 3. Микроструктура образца трубы из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuSi17Cr10, и химический состав фаз	167

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

В настоящее время медные сплавы находят широкое применение в машиностроении. Требуемый уровень механических и эксплуатационных свойств постоянно повышается из-за возрастающих требований к надежности изделий и их ресурсу работы. Необходимое сочетание эксплуатационных свойств изделий, таких как износостойкость, коррозионная стойкость и др., технологичности производства деталей и цены могут обеспечить сложнолегированные латуни. Качество полуфабрикатов, из которых изготавливаются детали ответственного назначения, во многом зависит от качества литых заготовок. Так, износостойкость является одним из основных свойств, которое определяет долговечность работы деталей, эксплуатирующихся в условиях износа. Износостойкость обеспечивается фазовым составом сплава, равномерностью распределения фаз, объемной долей, морфологией и их размером. Требуемые параметры структуры можно получить управляя соотношением легирующих элементов в составе многокомпонентного сплава. Некоторые химические элементы, входящие в состав сложнолегированных латуней, растворяются в матрице сплава, увеличивая его твердость и коррозионную стойкость, другие элементы за счет химического сродства образуют интерметаллидные соединения, которые армируют сплав и придают ему износостойкость. Такие параметры структуры, как размер и равномерность распределения интерметаллидных частиц, формируются на стадии литья. В настоящее время разработана технология плавки и литья сложнолегированных латуней марок ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1, ЛМцСКА 58-2-2-1-1, ЛМцКНС 58-3-1,5-1,5-1. Однако необходимость использования новых сплавов для изготовления деталей ответственного назначения требует разработки технологии их получения с учетом состава сплава и особенностей формирования структуры. В связи с этим является важной и актуальной задача изучения особенностей формирования структуры и

свойств сложнолегированной износостойкой латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 с целью разработки технологии ее плавки и литья.

Работа выполнена в рамках исследований, включенных в следующие государственные программы:

- НИР № 7.1833.2011 «Теоретическое и экспериментальное исследование механизма физических воздействий на кристаллизующийся расплав и защитные покрытия сплавов на основе металлов 4 периода, обладающих специальными свойствами»;
- НИР № 11.569.2014/К «Технология комплексной переработки медьсодержащего сырья и производства высококачественных изделий из меди».

Степень разработанности темы исследования

В последние десятилетия сложнолегированные латуни находят широкое применение в автомобилестроении благодаря сочетанию таких факторов, как высокие эксплуатационные характеристики, низкая стоимость, технологичность изготовления деталей. Поскольку качество деталей и полуфабрикатов, получаемых полунепрерывным методом из сложнолегированных латуней, зависит от структуры и качества литой заготовки, этим вопросам отводится большое внимание в трудах отечественных ученых. Вопросами получения качественных литых заготовок занимались следующие ученые: Кац А.М., Шадек Е.Г., Добаткин В.И., Чурсин В.М., Рутес В.С и др. Задачи получения требуемой микроструктуры рассматривали зарубежные и отечественные ученые: Mindivan H., Sundberg M., Atsumi H., Мысик Р.К., Титова А.Г., Котов Д.А., Пугачева Н. В., Гершман Г.Б., Тропотов А.В. и др. Однако необходимость освоения производства деталей из новых сплавов, в состав которых наряду с Mn, Si, Al, Ni входят Cr, V, Zr и др. элементы, требует дополнительного изучения особенностей формирования структуры и свойств сплавов.

Цель работы: изучение особенностей формирования структуры и свойств литых заготовок из сложнолегированной латуни, содержащей Al, Mn, Si, Ni, Cr, для изготовления деталей ответственного назначения, работающих в условиях износа и при высоких удельных нагрузках, с целью разработки технологии

полунепрерывного литья латуни, обеспечивающей формирование заданных структуры и свойств литых заготовок и готовых деталей.

Задачи исследования:

1. Исследовать особенности формирования структуры сложнолегированной латуни, полученной при различных способах легирования хромом, и изучить её свойства.

2. Изучить влияние содержания хрома в составе сложнолегированной латуни на её структуру, механические и эксплуатационные свойства.

3. Определить критические температуры при затвердевании и исследовать теплофизические свойства сложнолегированной латуни в зависимости от температуры.

4. Разработать технологию плавки и полунепрерывного литья слитков сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 для последующей пластической обработки со структурой и свойствами, обеспечивающими регламентированный уровень свойств готовых деталей.

Научная новизна:

1. Выявлен механизм формирования интерметаллидов округлой формы в структуре сложнолегированной латуни, содержащей хром, сердцевина которых представляет силицид хрома, а периферия – силицид марганца.

2. Установлена взаимосвязь между содержанием хрома в составе сложнолегированной латуни, объемной долей интерметаллидов округлой формы в структуре и интенсивностью изнашивания сплава.

3. Определены критические температуры при затвердевании и теплофизические свойства сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, позволившие оценить глубину лунки жидкого металла при полунепрерывном литье и установить температуру и предельную скорость литья.

Теоретическая и практическая значимость работы

Результаты работы расширяют представления об особенностях формирования структуры и свойств литых заготовок из сложнолегированной

латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 для изготовления деталей, работающих в условиях износа и при высоких удельных нагрузках. Разработан технологический регламент плавки и литья сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, позволяющий получать качественные литые заготовки. Предложенная технология прошла апробирование в промышленных условиях на ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов». Полученные результаты исследования могут быть использованы отечественными и зарубежными автомобильными заводами при освоении производства автокомпонентов для решения задачи импортозамещения, поставленной правительством Российской Федерации в рамках Федерального закона № 488-ФЗ от 31.12.2014 г. «О промышленной политике в Российской Федерации».

Методология и методы диссертационного исследования

В основу методологии исследования положены труды зарубежных и отечественных ученых: Шадека Е.Г., Каца А.М., Курбаткина И.И., Тропотова А.В., Mindivan H., Panagopoulos C.N. С целью решения задач, поставленных в рамках данной диссертационной работы, использовались следующие методы: оптическая микроскопия, сканирующая и растровая электронная микроскопия, энергодисперсионный спектральный анализ, фрактографический анализ, трибологические испытания, дифференциальный термический анализ, регрессионный анализ.

На защиту выносятся:

1. Результаты исследования структуры сложнолегированной латуни, полученной при различных способах легирования хромом.
2. Результаты изучения влияния содержания хрома в составе сложнолегированной латуни на её структуру и свойства.
3. Результаты определения критических температур при затвердевании и исследования теплофизических свойств сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в зависимости от температуры.
4. Результаты сравнительной оценки интенсивности изнашивания образцов из сложнолегированной латуни с различным содержанием хрома.

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность полученных экспериментальных данных и выводов, а также рекомендаций, предложенных в работе, подтверждается использованием современных методов исследования и передового прикладного программного обеспечения. Обработка экспериментальных данных проводилась с использованием методов математической обработки статистических данных. Разработанный и предложенный технологический регламент плавки и литья латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 прошел успешные промышленные испытания в условиях ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов». Текст диссертации проверен на отсутствие недобросовестного заимствования с помощью программы «Антиплагиат.ВУЗ».

Основные результаты диссертационной работы были доложены и обсуждены на Sino-Russian Symposium on Advanced Materials and Processing Technology, Qindao, China, 2014 г.; Международной научно-практической конференции «Литейное производство сегодня и завтра», г. Санкт-Петербург, 2014 г.; XII Съезде литейщиков России, г. Н. Новгород, 2015 г.; IV Международной интерактивной научно-практической конференции «Инновации в материаловедении и металлургии», г. Екатеринбург, 2015 г.; Международной научно-технической конференции «Проблемы и достижения в инновационных материалах и технологиях машиностроения», г. Комсомольск-на-Амуре, 2015 г.; XIV Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов», г. Екатеринбург, 2015 г.

1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

1.1 Износостойкость многокомпонентных латуней

До недавнего времени в машиностроении для деталей, работающих в условиях трения-износа, широко использовались алюминиевые и оловянные бронзы. В настоящее время наиболее востребованными и перспективными сплавами на основе меди являются латуни [1]. Латуни получили широкое распространение благодаря разнообразию свойств, связанному с тем, что количество цинка, как и других легирующих элементов, может меняться в весьма широких диапазонах. Латуни используются в судостроении, автомобилестроении, электротехнической промышленности и других отраслях, поскольку характеризуются коррозионной стойкостью, износостойкостью, высоким уровнем механических, теплофизических и электрических свойств, технологичностью, низкой стоимостью [2]. Благодаря своей превосходной коррозионной стойкости латуни нашли широкое применение в жилищно-коммунальном хозяйстве. Из латуней изготавливаются трубы, клапаны, фитинги и другие детали систем, предназначенных для транспортировки и подачи воды промышленного и бытового назначения. Благодаря высоким трибологическим свойствам и отличной обрабатываемости резанием [3–5] эти сплавы широко применяются для изготовления колец синхронизаторов коробок переключения передач (КПП) автомобилей [6]. Так, на крупнейшем предприятии по производству автомобилей в России ОАО «АвтоВАЗ» в коробки переключения передач заднеприводных автомобилей устанавливали кольца синхронизаторов из сплава марки ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 [7], а для переднеприводных автомобилей используется сплав марки ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 [8]. Растущие требования к износостойкости и долговечности тяжело нагруженных деталей КПП автомобилей приводят к необходимости замены сплавов марок ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 и ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 на другие, с более высоким уровнем эксплуатационных свойств. В связи с этим в последние годы большой интерес для

исследователей представляет разработка составов и изучение эксплуатационных свойств медных сплавов, работающих в условиях интенсивного износа [9–16].

Так, Elleuch K. и другие [11] исследовали износостойкость латуни марки CW614 без использования смазки (в условиях сухого трения) при помощи машины трения с применением схемы кольцо-палец. Контртелом служило стальное кольцо. В диапазоне прикладываемой нагрузки 20...80 Н и скорости скольжения от 1 до 7 м/с исследователи наблюдали различные механизмы износа образца сплава CW614 – от слабого до интенсивного адгезионного износа. Это было связано с формированием зернистого слоя на границе трибосистемы, а также возможностью протекания фазовых превращений в частичках материала, образующихся в результате износа. Предполагается, что оба указанных выше явления обусловлены повышением температуры в зоне контакта при испытании.

C.N. Panagoroulos со своими коллегами из университетов Греции и Бельгии [1], проведя трибологические испытания свинцовой ($\alpha+\beta$) латуни (Cu – 59 %, Zn – 39 %, Pb – 2 %) и ряда других сплавов, пришли к выводу, что на сопротивление износу оказывает существенное влияние образование оксидов или гидроксидов на границе трибологической системы. Образующиеся оксиды выступают в роли смазочных пленок, которые приводят к покрытию (рисунок 1.1) или засорению контактирующих материалов [17, 18].

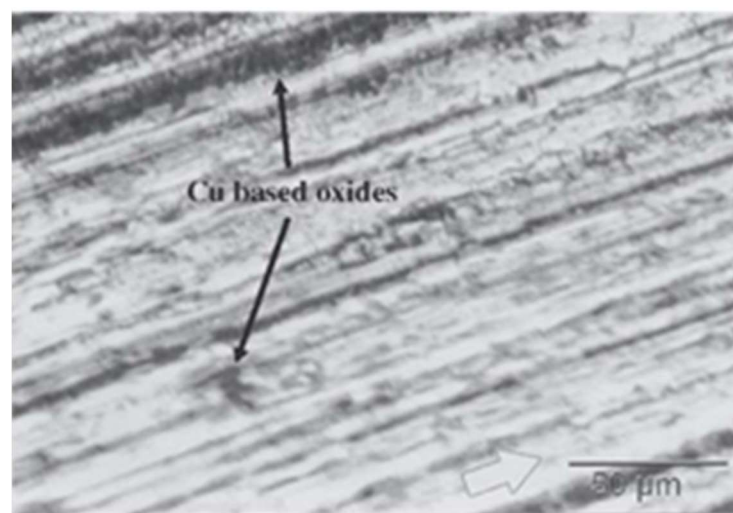


Рисунок 1.1 – Частицы оксида меди на поверхности латунного образца [1]

Авторы считают, что в данном случае на поверхности латуни образуются оксиды Cu_2O и CuO (что было показано ранее Karpagavalli R. [19]) и сложные оксиды Cr, образующиеся на поверхности контртела (в качестве контртела использовался стальной палец из стали 440C с химическим составом, мас. %: C 0,95...1,20, Cr 16...18, Mo до 0,75, Si до 1, Mn до 1, P не более 0,04, S не более 0,03, Fe – ост.). Образование оксидов хрома в подобном случае подробнее рассматривал Potgieter J.H. с коллегами [20]. По мнению авторов, образование таких оксидов могло дать существенный вклад в общую износостойкость системы [21].

В большинстве коробок переключения передач автомобилей используются блокирующие кольца синхронизатора. Учитывая условия работы колец, одной из наиболее важных характеристик этих деталей является износостойкость. В автомобильной промышленности, в частности в производстве автокомпонентов, используются сложнолегированные латуни. Такие легирующие элементы, как алюминий, кремний, марганец, железо добавляют в латуни с целью достижения необходимых свойств путем легирования матрицы сплава, либо за счет формирования интерметаллидных соединений [22–28]. Mindivan с коллегами [12] исследовал износостойкость колец синхронизатора из сплава с химическим составом, мас. %: Cu 63, Mn 8, Al 4, Si 1, Zn ост., но с различным количеством α -фазы, полученным в результате проведения термической обработки [29]. Проведенные авторами исследования твердости показали, что с увеличением объемной доли α -фазы в сплаве с 8 до 23 %, твердость сплава снижается с 281 до 250 HV. Следует отметить, что объемная доля интерметаллидов в структуре всех исследуемых образцов была порядка 4 %. Образцы для исследования износостойкости были вырезаны из массивной части кольца синхронизатора. Испытания проводились при помощи машины трения с использованием схемы кольцо-палец при нагрузке 27 Н, в качестве контртел использовали диск из быстрорежущей стали марки M2 (аналог P6M5 по ГОСТ 19265-73) и абразивную бумагу на основе Al_2O_3 с зернистостью P120 по ISO-6344. Для оценки износостойкости определялось изменение массы образца. С увеличением

объемной доли α -фазы с 8 до 23 % отмечается уменьшение изменения массы образца при испытании трением в системе металл-металл и металл-абразив на 21 и 13 % соответственно, что позволяет говорить о повышении износостойкости. Следует отметить, что эти результаты противоречат данным других исследователей. Так, в работах [25, 30] указывается, что на сложнолегированных латунях не удастся добиться значительного изменения твердости и износостойкости за счет термообработки.

Поверхность образцов, находящихся в контакте со стальным диском, относительно гладкая, заметны небольшие канавки. Авторы статьи утверждают, что при исследовании этих образцов на электронном микроскопе включения железа и хрома не обнаружены. Это противоречит данным, полученным авторами работ [1, 20, 21].

Дополнительно авторы провели исследования износостойкости с помощью возвратно-поступательного движения стального шарика. Авторы установили, что с уменьшением объемной доли α -фазы ширина и глубина канавок увеличивается. Таким образом, авторы приходят к выводу, что с увеличением объемной доли α -фазы износостойкость колец синхронизаторов увеличивается. Также авторы отмечают, что в некоторых областях наблюдаются микротрещины, перпендикулярные направлению скольжения шарика. Такие микротрещины указывают на ещё один возможный механизм износа – усталостный. В основном такие микротрещины наблюдались на образцах с низким содержанием α -фазы. Результаты, полученные в этом исследовании, согласуются с результатами других исследователей. Так, в своей работе [31] Waheed и Ridley приводят график изменения массы образца в зависимости от объемной доли α -фазы в структуре латуни с содержанием цинка 41 %. Авторы статьи повышение износостойкости латуни с увеличением объемной доли α -фазы объясняют прекращением распространения подповерхностных трещин в β -фазе, когда они достигают пластичной α -фазы, что снижает степень усталостного износа.

Выполненные ранее исследования [26, 32, 33] показали, что на износостойкость сложнолегированных латуней влияет не только соотношение

количества α - и β -фаз, но и объемная доля интерметаллидов, их форма и размер. Поэтому представляет интерес изучение морфологии, состава, размеров интерметаллидов, образующихся в структуре сложнолегированных латуней.

1.2 Морфология и состав интерметаллидов в структуре сложнолегированных латуней

Большое распространение в промышленности получили сложнолегированные кремнемарганцевые латуни. В отличие от простых латуней, в которых кремний растворен в матрице сплава [34], в сложнолегированных латунях он связан в силициды. Кремний и марганец в таких латунях образуют соединение Mn_5Si_3 [23, 24, 35–41], которое обеспечивает увеличение износостойкости изделий из этих сплавов. При наличии других легирующих элементов в кремнемарганцевых латунях могут образовываться интерметаллиды сложного состава $(Fe,Mn,Ni)_5Si_3$ [30, 42, 43]. В этом случае атомы железа, никеля, марганца взаимно замещают друг друга и формируются интерметаллиды переменного химического состава [34].

Изучение микроструктуры сложнолегированных латуней проводилось в работах Пугачевой Н.В., Котова Д.А., Кузьмина О.С. и других [26, 27, 44, 45]. Установлено, что интерметаллиды в сплаве ЛМцСК 58-2-2-1 и ЛМцСКА 58-2-2-1-1 имеют игольчатую и округлую форму. Их объемная доля в микроструктуре сплава ЛМцСК 58-2-2-1 составляет порядка 5 % и их максимальный размер не более 10 мкм [46]. В результате микрорентгеноспектрального анализа установлено, что интерметаллиды в структуре сплавов ЛМцСК 58-2-2-1 и ЛМцСКА 58-2-2-1-1 имеют стехиометрический состав, описываемый формулой $(Fe,Mn)_5Si_3$. Причем химический состав по сечению интерметаллида изменяется: периферийные слои обогащены марганцем (45 мас.% марганца и 25 мас.% железа, кремний – ост.), а центр интерметаллида обогащен железом (20 мас.% марганца и 50 мас.% железа, кремний – ост.) [44].

В латуни ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 объемная доля силицидов достигает 20 % [28]. Авторами [23] показано, что в сплаве ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 марганец

не только входит в состав силицида, но и легирует матрицу. В этом сплаве различают два основных вида силицидов. Их отличие состоит в морфологии, химическом составе и механизме образования. К первому виду силицидов относят интерметаллиды, имеющие округлую форму или форму мелких игл. Размер таких интерметаллидов не превышает 10 мкм. Эти частицы не имеют в своем составе железа и описываются формулой Mn_5Si_3 . Интерметаллиды содержат порядка 75 мас.% марганца и 25 мас.% кремния (рисунок 1.2). При кристаллизации такие интерметаллиды могут формировать «скелетообразную» структуру [30].

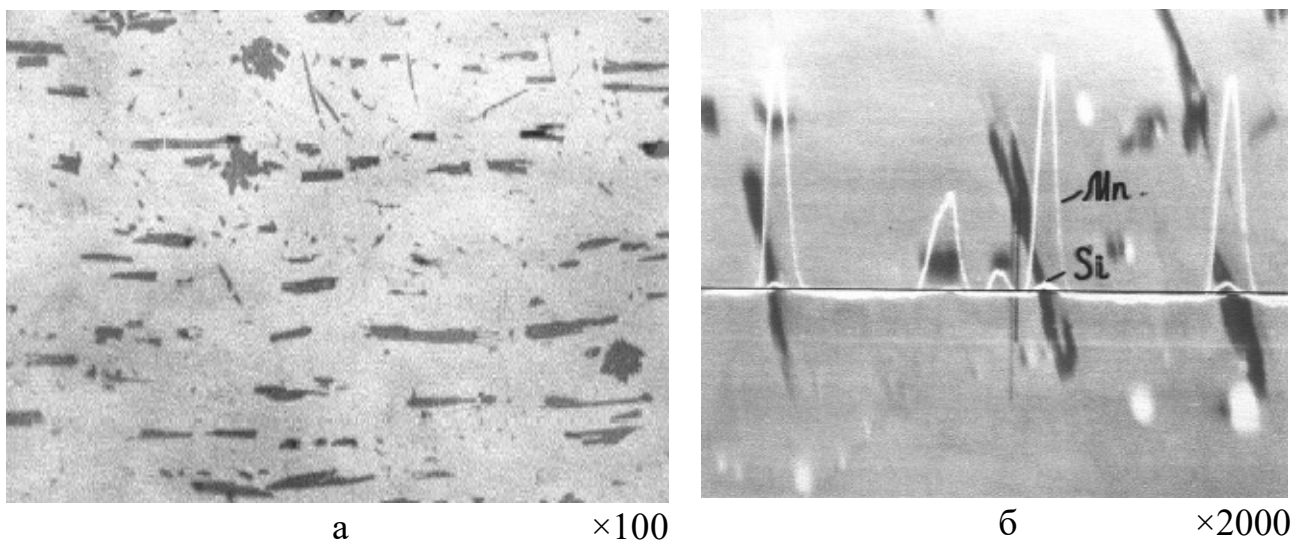


Рисунок 1.2 – Небольшие игловидные интерметаллиды (а) и распределение химических элементов по их сечению (б) [26]

Второй вид силицидов составляют крупные частицы (их размеры достигают 100-500 мкм). Такие силициды неоднородны по химическому составу, поскольку в их составе присутствует железо. При изучении интерметаллидов, формирующихся в сплаве ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1, установлено, что интерметаллиды имеют 2 зоны: центральную, обогащенную железом, и периферийную, обогащенную марганцем. Центральная зона содержит до 50 мас.% железа, 25 мас.% марганца, остальное – кремний. Периферийная зона содержит 66 мас.% марганца, 5 мас.% железа и кремний – остальное (рисунок 1.3) [26].

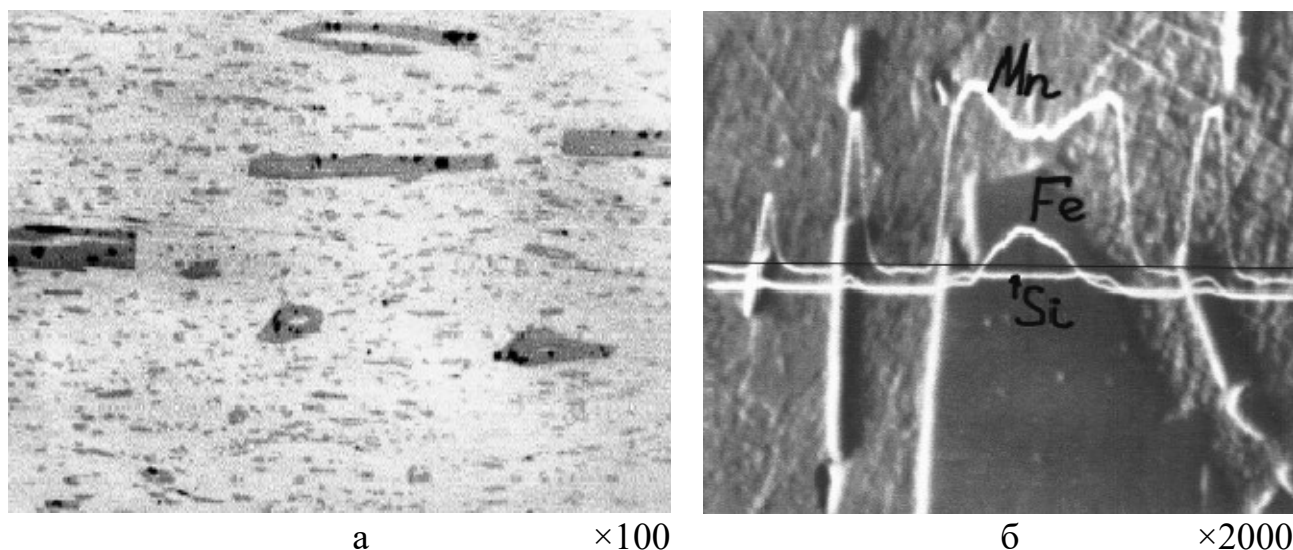


Рисунок 1.3 – Крупные интерметаллиды (а) и распределение химических элементов по их сечению (б) [26]

Сложное строение комплексных интерметаллидов обусловлено механизмом их формирования в расплаве. На данный момент наиболее состоятельной считается теория симботаксисов Стюарта. Согласно этой теории в процессе подготовки расплава сложнолегированной латуни в нем формируются микрообласти определенного химического состава. Так, атомы кремния, марганца и железа формируют своеобразный ближний порядок, который свойственен силицидам в закристаллизовавшемся расплаве. Далее, по теории микронееднородного строения расплавов [47–49] при снижении температуры расплава увеличивается прочность связей марганец-кремний и железо-кремний. Исходя из конечного строения крупных интерметаллидов можно сделать вывод, что взаимодействие железо-кремний значительно сильнее, за счет чего и формируется сердцевина, обогащенная железом. На основе данных, полученных с помощью дифференциального термического анализа [45], можно предположить, что формирование таких интерметаллидов происходит в интервале температур 965...889 °С. На финальной стадии затвердевания расплава практически всё железо связано в интерметаллидах, в отличие от кремния и марганца, которые на данной стадии частично находятся в твердом растворе. При дальнейшем снижении температуры растворимость этих элементов снижается и посредством диффузии происходит связывание этих элементов и выделение в виде отдельной

избыточной фазы. Такая избыточная фаза формирует слой на поверхности уже сформированных частиц, состоящих из железа и кремния, а также происходит образование мелких интерметаллидов, не имеющих в составе железа. Формирование интерметаллидов, не имеющих в своем составе железа, вероятнее всего происходит в интервале температур 800...700 °С, о чем свидетельствуют протекающие в сплаве при этой температуре фазовые превращения [45]. В этом диапазоне температур происходит распад β -фазы по схеме $\beta \rightarrow \alpha + \beta + \text{Mn}_5\text{Si}_3$. К подобному выводу о формировании интерметаллидов в сложнолегированных латунях приходит в своей работе Пугачева Н.В. [44].

Кроме кремния, железа и марганца, которые в сложнолегированных латунях формируют интерметаллиды, в состав износостойких латуней входят и другие легирующие элементы, которые влияют на структуру и свойства сложнолегированных латуней.

1.3 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства латуней

Ранее указывалось, что латуни широко применяются в системах, предназначенных для транспортировки питьевой воды и воды промышленного назначения. Для улучшения обрабатываемости латунных деталей, применяемых в таких системах, в сплав добавляли свинец [50, 51]. Однако использование большого количества свинца (2...5 мас.%) наносит существенный вред окружающей среде и здоровью человека [52, 53]. С целью улучшения обрабатываемости деталей в качестве альтернативы свинцу рассматривались различные более экологически безопасные элементы, такие как висмут, кремний, а также добавка графита [54–56]. Авторы работы [57] в качестве замены свинца выбрали висмут, поскольку этот элемент имеет свойства, близкие к свойствам свинца, в том числе относительно температуры плавления, растворимости в твердом состоянии в меди и плотности.

В качестве прототипа для исследования влияния висмута авторы выбрали латунь с содержанием цинка порядка 40 мас.%. Такая латунь характеризуется оптимальным соотношением α - и β -фаз, обеспечивающим прочность и ковкость

сплава. Эта латунь была дополнительно легирована железом с целью упрочнения твердого раствора. Однако добавление в сплав дополнительных легирующих элементов, которые образуют в матрице интерметаллиды, существенно снизило его механическую обрабатываемость резанием. Для улучшения обрабатываемости был использован висмут. Было получено несколько слитков с различным химическим составом (таблица 1.1).

Таблица 1.1 – Химический состав латунных слитков, мас.% [57]

Номер слитка	Sn	Zn	Fe	Cr	Bi	Cu
Слиток 1	0,59	40,86	0,22	0,34	-	Ост.
Слиток 2	0,595	40,81	0,229	0,256	0,994	Ост.
Слиток 3	0,6	40,64	0,23	0,26	2,02	Ост.
Слиток 4	0,578	40,83	0,219	0,22	2,85	Ост.

Микроструктура полученных слитков представлена на рисунке 1.4.

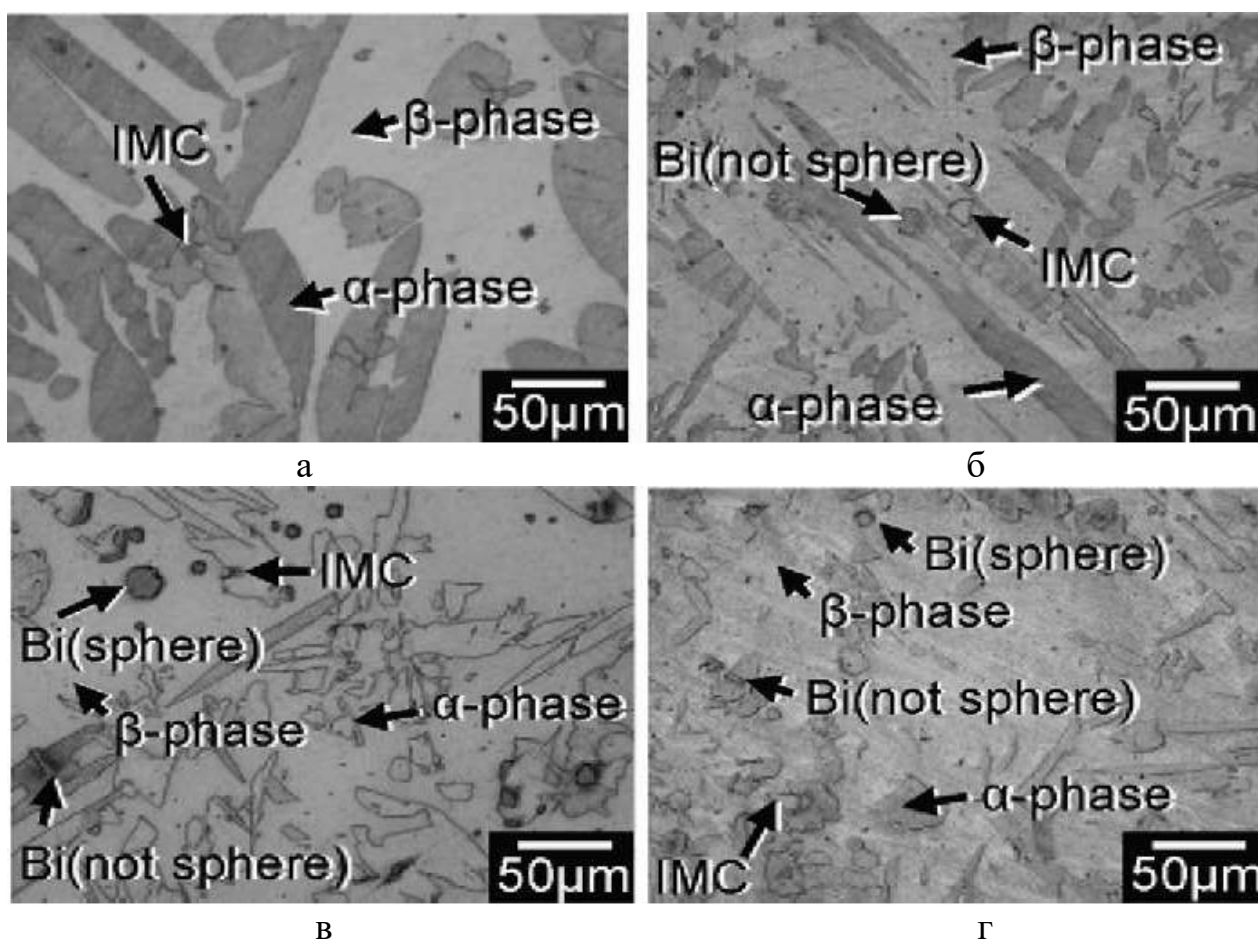


Рисунок 1.4 – Микроструктура слитков латуни с различным содержанием висмута, мас.‰: а – без добавления висмута, б – 0,99, в – 2,02, г – 2,85 [57]

Анализ микроструктуры показал, что висмут практически не растворяется в основе сплава и выделяется отдельными включениями. Причем, если выделения висмута обнаруживались в β -фазе, то они имели округлую форму, а в α -фазе выделения висмута имели вытянутую форму, либо были вытянуты вдоль границы этой фазы. Такая разница в форме выделений висмута объясняется различным содержанием цинка в α - и β - фазах [58]. Помимо выделений висмута в микроструктуре наблюдаются выделения интерметаллидов с объемной долей порядка 0,4 % в каждом образце.

Полученные авторами данные свидетельствуют о том, что хром и железо входят в интерметаллидное соединение. Авторы приходят к выводу, что интерметаллидные соединения, содержащие хром и железо, способствуют увеличению прочности сплава, а выделения висмута способствуют улучшению обрабатываемости сплава. Однако следует отметить, что обрабатываемость сплава с висмутом и интерметаллидами соответствует примерно 75 % обрабатываемости сплава Cu-40Zn-Pb, тогда как предел прочности у исследуемого сплава выше на 40 %.

Интерметаллидные соединения образуют различные элементы. В латуни марки ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5 дисперсионное упрочнение обусловлено выделением интерметаллидов, состоящих из кремния, марганца, никеля: $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Mn})$ (γ -фаза), NiAl (β' -фаза) и $\text{Mn}_6\text{Ni}_{16}\text{Si}_7$ (Т-фаза) [41, 59–61]. Фаза NiAl так же обеспечивает дисперсионное твердение сплава камелин, где частицы фазы NiAl выделяются сначала по границам зерен α -фазы, а затем равномерно по их объему [62]. При введении марганца в кремнистые бронзы формируется силицид марганца [60], при добавлении в сплав кобальта формируется соединение Co_2Si [39], при введении никеля – интерметаллид состава Ni_2Si [63]. Примеси железа также формируют силициды [26]. И даже в простых свинцовых латунях иногда обнаруживают включения, которые состоят преимущественно из железа, кремния и марганца [64]. Так, в работе [65] при изучении структуры латуни марки ЛС 58-2, предназначенной для изготовления шариковых пишущих узлов, были обнаружены дисперсные частицы размером от 0,2 до 0,9 мкм, с их объемным

содержанием в латуни от 0,1 до 0,5 %. Состав частиц соответствует соединению Fe_3Si .

Описание влияния хрома и ряда других элементов на структуру и свойства сложнолегированных латуней можно встретить в патентах. Так, в немецком патенте [66] указывается, что добавление в сплав небольшого количества хрома, ванадия и титана в дополнение к железу способствует измельчению зерна латуни. Добавки фосфора обеспечивают раскисление сплава, повышают твердость. Авторы патента приходят к выводу, что для придания материалу наиболее высоких характеристик износостойкости необходимо использовать хром в количестве 0,01...0,15 %. Химический состав латуни (мас.%) следующий: цинк 10...35, марганец 4...12, алюминий 2...7, кремний 1,1...4,0, медь - остальное. Вместо хрома или совместно с ним можно использовать цирконий. При этом содержание железа ограничено на уровне не более 0,7 % при общем количестве примесей в 1 %, содержание свинца и никеля в пределах от 0 до 2 %. Хром и цирконий, по мнению авторов, влияют на выделение силицидов. При содержании хрома и циркония менее 0,01 % эти элементы практически не оказывают влияния на образование силицидов, а при содержании выше 0,15 % силициды становятся слишком мелкими и могут скапливаться в крупные конгломераты, что снижает эксплуатационные свойства сплава. Количество введенного хрома должно зависеть от того, сколько кремния находится в расплаве и какого размера силициды необходимы. Если содержание кремния находится у верхней границы марки и при этом необходимо получить более мелкие силициды, то необходимо вводить хром в количестве, близком к верхней границе марки. Наиболее предпочтительное содержание хрома находится в диапазоне между 0,05 и 0,1 %, что обеспечивает наиболее сбалансированные свойства сплава, предназначенного для изготовления колец синхронизаторов. Механизм действия хрома и циркония авторы предполагают следующий: поскольку силициды марганца образуются ещё до затвердевания матрицы сплава, хром и цирконий или их соединения выступают в роли зародышей для формирования силицидов. Количество зародышей регулируется количеством введённого хрома или циркония.

Ограничение размера зародышей производится путем ограничения содержания в сплаве кремния и марганца. Ограничение содержания железа авторы обосновывают тем, что при содержании железа более 0,7 % оно влияет на однородность получаемых силицидов, что ухудшает свойства материала.

Использование хрома в качестве легирующего элемента для сложнолегированной кремнемарганцевой латуни описано в патенте [67]. Он касается высокопрочной износостойкой латуни для изготовления кольца синхронизатора коробки переключения передач автомобиля. Авторы не объясняют назначение хрома и механизм его действия, а лишь предлагают ограничить его содержание на уровне от 0,07 до 0,27 мас.%. Химический состав латуни, мас.%: медь 59...65, алюминий 1,7...3,7, марганец 2,2...3,8, кремний 0,5...1,3, никель 0,2...0,6, железо менее 0,6, свинец менее 0,18, цинк – остальное, примеси менее 0,05. При этом авторы замечают, что максимальные требуемые характеристики сплава достигаются лишь при использовании в качестве шихтового материала меди с чистотой 99,99 %. Кроме того, авторы приводят механические характеристики образцов латуни двух разных химических составов. Образец с химическим составом (мас.%): Cu 62,0, Al 1,8, Mn 2,50, Si 1,00, Cr 0,15, Ni 0,3, Fe 0,5, Pb 0,15, Zn 31,57, примеси 0,03 имеет следующие механические характеристики: твердость, измеренная по методу Роквелла HRB = 90, твердость, измеренная по методу Виккерса, HV30 = 200, предел прочности при растяжении $\sigma_B = 550$ МПа, предел текучести $\sigma_T = 300$ МПа, относительное удлинение $\delta = 15$ %. Образец с химическим составом (мас.%): Cu 60,0, Al 2,2, Mn 3,1, Si 1,1, Cr 0,22, Ni 0,5, Fe 0,3, Pb 0,12, Zn 32,42, примеси 0,04 имеет следующие механические свойства: HRB = 95, HV30 = 200, $\sigma_B = 600$ МПа, $\sigma_T = 350$ МПа, $\delta = 18$ %. Из указанных данных видно, что второй образец имеет более высокие механические характеристики, однако однозначного вывода о влиянии на них хрома сделать нельзя, поскольку помимо увеличения содержания хрома, в сплаве увеличилось содержание алюминия и марганца, которые легируют матрицу сплава и повышают уровень механических свойств.

Авторы патента [68] указывают, что при вводе в сложнолегированную кремнемарганцевую латунь хрома, никеля или железа (либо всех элементов вместе) в количестве от 0,1 до 4 % они образуют с силицидами марганца сложное комплексное соединение $MnSi(Fe, Ni, Cr)$. Твердость полученного комплексного соединения выше твердости силицида марганца, следовательно, у сплава наблюдается прирост прочности и износостойкости. Содержание хрома, никеля, железа меньше 0,1 % не дает должного эффекта. Кроме того, авторы патента предлагают вводить в латунь олово в количестве 0,1...3,0 %. Олово, по их утверждению, способствует измельчению выделяющихся силицидов марганца, тем самым повышая прочность, ударную вязкость и, в особенности, износостойкость сплава. Ограничение в 3 % обосновывается тем, что при превышении этого предела повышается хрупкость сплава, а при содержании менее 0,1 % указанного выше положительного эффекта олово не оказывает. Бор в количестве 0,01...1,0 %, также как олово, измельчает образующиеся силициды марганца, увеличивает прочность и ударную вязкость сплава даже при низком содержании. Кроме того, бор измельчает зерно матрицы сплава, а препятствуя росту зерна при высоких температурах, бор обеспечивает более стабильные механические свойства сплава. Ограничение в 1,0 % обусловлено экономическими соображениями, поскольку добавки бора свыше этого предела не приводят к существенному увеличению уровня свойств.

В патенте фирмы Toyota [69] на медный сплав, обладающий повышенной износостойкостью при повышенных температурах, указывается, что хром, вводимый в медноцинковый сплав, увеличивает твердость сплава, что приводит к увеличению износостойкости изделий. Химический состав латуни (мас.%) следующий: медь – основа, цинк 25...40, алюминий 1...8, марганец 1...5, кремний 0,3...2,0, фосфор 0,3...1, хром 0,8...3,0. Пределы содержания хрома 0,8...3,0 % объясняются максимальным воздействием хрома на эксплуатационные характеристики именно в этом диапазоне содержания. При содержании хрома более 3 % обрабатываемость сплава снижается, а при содержании хрома менее 0,8 % эффект от его введения незначителен. Данный

сплав предлагается использовать при изготовлении выпускных клапанов двигателей внутреннего сгорания, направляющих клапанов и для изготовления колец синхронизаторов коробок переключения передач автомобилей. Авторы приводят экспериментальные данные по механическим характеристикам и износостойкости медного сплава в сравнении с образцами, изготовленными из чугуна (химический состав: углерод 3,4 %, кремний 4,4 %, марганец 0,75 %, фосфор 0,3 %, хром 0,6 %, молибден 0,7 %, ванадий 0,7 %, остальное – железо) и стали (химический состав: углерод 0,8 %, кремний 2,3 %, сера 0,1 %, хром 20 %, никель 1,3 %, железо – остальное). Полученные экспериментальные данные приведены в таблице 1.2. Износ изделий определялся на образцах, нагретых до температуры 400...450 °С.

Таблица 1.2 – Механические характеристики латуни в сравнении с чугуном и сталью [69]

Сплав	Предел прочности, МПа	Твердость HV(10)	Износ, мм
Чугун	400	280	6,3
Сталь	1000	300	2,7
Латунь	680	230	0,25

Из указанных в таблице 1.2 результатов видно, что медный сплав, описанный в патенте, обладает высокой износостойкостью в указанном интервале температур при более низких значениях механических характеристик в сравнении со сталью.

Авторы патента [70] предложили ряд вариантов химического состава сплава для изготовления колец синхронизаторов коробок переключения передач. Это медноцинковый сплав, легированный алюминием в количестве 2...8 мас.%. Дополнительно в сплав авторы предлагают добавлять одну из трех комбинаций элементов:

1. Ti/Zr/Cr и Sn. При легировании сплава титаном, цирконием, хромом совместно с оловом наблюдается измельчение зерна сплава. Помимо этого, происходит повышение прочности, ударной вязкости и износостойкости сплава за

счет формирования дисперсных интерметаллидных соединений в матрице сплава. При содержании элементов менее 0,1 % требуемого эффекта не наблюдается, при превышении содержания выше 3 % – уменьшается ударная вязкость сплава.

2. Ti/Zr/Cr и Fe/Ni/Co. Соединения элементов из этих двух групп формируют мелкодисперсные интерметаллидные соединения в матрице сплава, обеспечивая повышение износостойкости и не снижая при этом прочностных характеристик сплава. Нижняя граница по содержанию элементов из обеих групп составляет 0,1 %. Верхний предел содержания для группы элементов титан, цирконий, хром определен на уровне 3 %, а для группы железо, никель, кобальт – 6 %. Верхняя граница обусловлена тем, что при превышении указанного содержания образуется большое количество интерметаллидных соединений, что приводит к плохой обрабатываемости резанием этого сплава.

3. Fe/Ni/Co и Si. Также, как и в предыдущем случае, эти элементы образуют мелкодисперсные интерметаллиды, распределенные в матрице сплава. Содержание элементов из группы железо, никель, кобальт ограничено пределами 0,1...6 %, а кремния 0,2...2 %. Граница в 6 % для элементов из группы железо, никель, кобальт установлена по причине снижения ударной вязкости при превышении этого содержания. Граница в 2 % для кремния обусловлена повышенным шлакообразованием во время плавления сплава при превышении этой границы.

Помимо этих трех групп авторы предусматривают использование в качестве интерметаллидобразующих элементов марганца и кремния, ограничивая содержание марганца пределами 0,1...5 %, а кремния – 0,2...2 %. Не исключают авторы и возможность комбинации элементов из группы титан, цирконий, хром и марганец. При этом содержание элементов из группы титан, цирконий, хром должно находиться в пределах от 0,05 до 1,5 %, поскольку превышение снижает литейные свойства сплава.

Авторы патента [71] предлагают с целью образования интерметаллидов в сложнолегированной латуни (состав: цинк – 15...35 %, алюминий – 3,2...10 %, кремний – 0,01...1 %, медь – остальное) вводить один из следующих элементов:

титан, хром, марганец, кобальт, никель. По мнению авторов, интерметаллиды, образованные кремнием и любым из перечисленных выше элементов, придают сплаву необходимые свойства. Благодаря этим соединениям сплав обладает более высокой стойкостью к межкристаллитному растрескиванию и термоциклированию, сохраняя при этом характерные для него свойства. В случае выбора титана в качестве легирующего элемента нижняя граница для него установлена в количестве 0,5 %, для хрома – 0,01 %, для никеля – 2,1 %, для кобальта – 0,01 %, для марганца – 0,01 %. При содержании элементов ниже указанных границ образующихся интерметаллидных соединений недостаточно для обеспечения стойкости к межкристаллитному растрескиванию и термоциклированию. При содержании титана более 2 %, хрома более 1 %, кобальта более 2 %, марганца более 8 %, а никеля более 4 % происходит снижение пластичности сплава. Кремний при этом ограничивают в пределах от 0,01 до 1 %.

Наличие в сплаве цинка и алюминия, по мнению авторов, придает сплаву эффект памяти формы. Нижнюю границу по содержанию цинка и алюминия авторы устанавливают на уровне 15 и 3,2 % соответственно. При более низком содержании этих элементов эффект памяти формы не проявляется. Верхняя граница на уровне 35 % для цинка и 10 % для алюминия установлена в связи с повышенной хрупкостью сплава. Алюминий также необходим для предотвращения обесцинкования сплава при повышенных температурах.

В патенте швейцарской компании Gebruder Sulzer Aktiengesellschaft [72] описывается износостойкий медный сплав с химическим составом (мас.%): алюминий 14...16, марганец 1...1,5, железо 4...6, кобальт 2,5...3,5, хром 0,4...0,8, цирконий 0,01...0,5, бериллий 0...0,2, медь – остальное. По мнению авторов, введение в сплав хрома, железа и кобальта обеспечивает повышение износостойкости. Авторы указывают, что бериллий необходим для раскисления сплава и уменьшения количества оксида алюминия. Процесс приготовления расплава считается оптимальным в том случае, если последняя навеска циркония и/или бериллия будет введена в расплав при температуре 1150...1250 °С в течение

30 минут до разливки сплава. Выполнение данного условия обеспечивает получение качественных литых заготовок.

Однако получение качественных литых заготовок зависит не только от процесса подготовки расплава, но и от грамотно назначенных технологических параметров литья. Для отливки слитков сложнолегированных латуней, предназначенных для последующей пластической деформации, используется метод полунепрерывного литья.

1.4 Особенности формирования слитков, получаемых полунепрерывным способом литья

В настоящее время слитки из сложнолегированных латуней, предназначенные для последующей пластической обработки, в частности, для изготовления труб различного диаметра, получают методом полунепрерывного литья. Преимущества полунепрерывного и непрерывного литья в сравнении с другими способами следующие:

- благодаря высокой интенсивности охлаждения расплава обеспечивается направленная кристаллизация слитка, которая приводит к уменьшению ликвационной неоднородности, снижению количества неметаллических и газовых включений [73];

- более высокий технологический выход годного;

- увеличивается плотность металла за счет непрерывной подачи расплава к фронту кристаллизации.

Наиболее распространенным видом брака слитков из сплавов на основе меди являются трещины. При этом неглубокие поверхностные трещины возможно удалить с помощью операций фрезерования или при прессовании мерных заготовок круглого сечения с "рубашкой" или со скальпированием. При прессовании труб поверхностный слой литой мерной заготовки попадает в пресс-остаток, который удаляется после прессования. Наличие внутренних трещин

недопустимо, поскольку они являются неустранимым дефектом. В ряде работ указывается, что возникающие вследствие перепада температуры по горизонтальному и вертикальному сечению слитка термические напряжения являются основной причиной образования горячих трещин в отливках [74–76]. В непрерывнолитых слитках осевые горячие трещины формируются в зоне горячеломкости, которая определяется эффективным температурным интервалом кристаллизации [77].

Единственным достаточным условием образования горячих трещин является «равенство относительной деформации растяжения отливок (растягивающего напряжения в них), возникающей вследствие торможения свободной линейной усадки затвердевающего сплава, величине предельной относительной деформации растяжения (пределу прочности на разрыв) данного сплава» [78].

Значительное влияние на качество литых заготовок при полунепрерывном литье оказывают основные технологические параметры литья: температура разливки сплава и скорость литья. Основные закономерности формирования трещин в непрерывнолитых слитках были сформулированы Добаткиным В.И. [79]:

- по мере увеличения скорости литья увеличиваются внутренние напряжения и возможность образования трещин в слитке;
- по мере увеличения высоты кристаллизатора возможность образования трещин уменьшается;
- уменьшение интенсивности охлаждения слитков также уменьшает возможность образования трещин в слитках;
- каждому диаметру слитка соответствует определенная скорость литья, при которой велика вероятность возникновения трещин в слитке;
- по мере повышения температуры литья вероятность образования трещин возрастает;

- недостаточное центрирование струи поступающего в кристаллизатор металла вызывает несимметричность строения слитка, что увеличивает вероятность образования трещин;
- недостаточное центрирование усилия, вытягивающего слиток из кристаллизатора, также приводит к увеличению вероятности образования трещин;
- неравномерное поступление воды на поверхность слитка, которое может быть вызвано засорением отверстий кристаллизатора, тоже увеличивает вероятность образования трещин в слитке.

В своей работе [74] Чурсин В.М. и Бибуля П.Н. указывают, что скорость вытягивания слитков при непрерывном литье определяет положение фронта кристаллизации сплава при стационарной высоте кристаллизатора. Поскольку скорость затвердевания сплава у периферийных слоев слитка выше, чем в центре, то формируется фронт кристаллизации в форме конуса. Высота этого конуса (глубина лунки жидкого металла) определяется тремя основными факторами: скоростью вытягивания слитка, диаметром отливаемого слитка и теплофизическими свойствами сплава.

Получение качественных слитков возможно только в том случае, если все вводимые компоненты усвоились расплавом. Введение ряда элементов в расплав при плавке латуней представляет некоторые технологические сложности.

1.5 Технологические особенности плавки медных сплавов, содержащих тугоплавкие легкоокисляемые легирующие компоненты

Плавка и литье сплавов, содержащих легкоокисляемые легирующие элементы, имеют свои технологические особенности. Широко распространенными легкоокисляемыми компонентами в сплавах на основе меди являются хром, цирконий, титан, ванадий и др. [80, 81].

Наиболее изученными в этом плане являются хромовые и хромциркониевые бронзы. Основное отличие хромовых и хромциркониевых бронз от других медных сплавов состоит в том, что в их состав входят легирующие компоненты с высоким сродством к кислороду - Cr, Zr, Ti и др. Кроме того, при легировании бронз цирконием и титаном очень малы допуски по химическому составу ($\pm 0,03 \dots 0,04$ %), а также достаточно строго ограничено содержание примесей [79, 80].

Многолетний опыт производства хромовых бронз показал, что для выплавки этих сплавов подходят практически все типы плавильных печей: индукционные канальные, индукционные тигельные печи средней и высокой частоты, дуговые, пламенные шахтные и отражательные печи. Для защиты расплава бронзы от окисления применяют древесный уголь, сажу, различные флюсы, инертные газы, вакуум [84]. При этом одним из важнейших вопросов технологии остается способ легирования сплава ранее приведенными легирующими элементами, а также подготовка к легированию. Легирование меди хромом и цирконием можно осуществлять несколькими способами: лигатурами, полученными путем спрессовывания мелкодисперсных фракций чистых металлов [83, 85–87], литыми лигатурами медь-хром, медь-цирконий и чистыми металлами [88]. Выплавку лигатуры медь-хром рекомендуется вести в вакуумных печах во избежание насыщения ее кислородом и уменьшения потерь хрома [89]. Однако при выплавке лигатуры расплав необходимо перегреть до температуры 1600 °C и выдерживать его в печи до полного растворения хрома около часа. Скорость растворения хрома в меди зависит от температуры, интенсивности перемешивания расплава и размера кусков хрома. На рисунке 1.5 [88] приведена кинетика растворения хрома в жидкой меди при различных температурах.

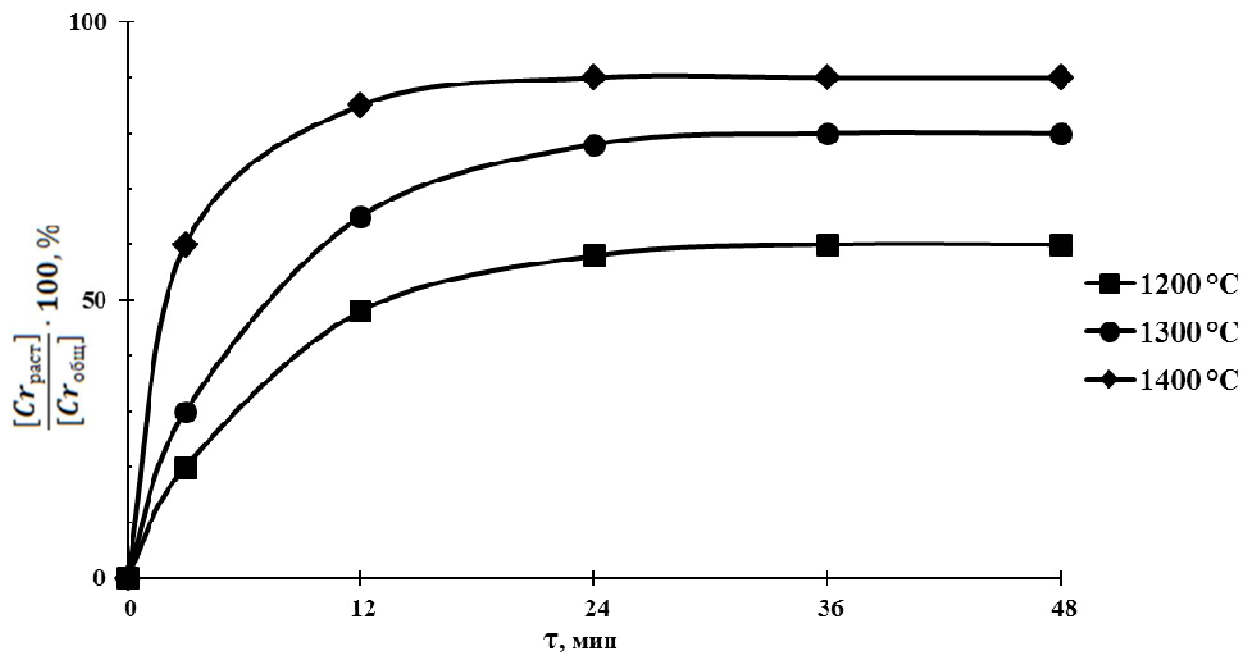


Рисунок 1.5 – Кинетика растворения хрома в жидкой меди при различной температуре расплава [88]

Высокая температура перегрева сплава приводит к частым заменам графитового тигля, а также взаимодействию расплава Cu-Cr с графитом тигля и графито-шамотной воронкой, вымыванию из тигля частиц графита и увлечению их в расплав. В результате в полуфабрикатах из сплавов Cu-Cr визуально наблюдаются включения темного цвета. В работе [90] установлено, что макровключения имеют сложный состав, в котором наряду с графитом присутствуют примеси Fe, S, Si, Al, O. Поскольку содержание хрома в лигатуре невелико (не превышает, как правило, 6...7 %), то доля лигатуры в составе шихты значительна и иногда достигает 22...25 %. Более того, неоднородность лигатуры по составу затрудняет шихтовку сплава. Получение однородных медно-хромовых лигатур с более высоким содержанием хрома оказывается затруднительным ввиду наличия в системе Cu-Cr расслоения в жидком состоянии. В работе [91] представлена технология получения полуфабриката из сплава Cu-Cr с содержанием хрома 18...22 % и равномерным распределением его по сечению слитка, предусматривающая быстрый нагрев и расплавление шихты, перегрев расплава до температуры 1600...1700 °C, введение Cr и разливку при температуре 1450...1500 °C в водоохлаждаемую изложницу. Опыт работы показал, что

усвоение хрома происходит практически полностью. В работе [92] подтверждается сложность в контролировании выгорания легкоокисляющихся элементов в процессе плавки и литья сложнолегированных бронз. Следует отметить, что температурно-временной режим плавки с использованием лигатуры медь-хром несколько ниже, чем с использованием чистого хрома.

В случае приготовления сложнолегированного сплава предпочтительнее использовать многокомпонентные лигатуры. Помимо упрощения ввода лигатуры в расплав и уменьшения потерь на угар, многокомпонентные лигатуры имеют еще одно преимущество. Добавление таких элементов как Ni и Zr несколько повышает скорость растворения хрома в меди и, как следствие, удешевляет процесс производства лигатуры [88]. Это положительное влияние относится не только к производству литых лигатур, но может использоваться и при изготовлении прессованных порошковых лигатур или плавке на чистых компонентах. Мирошников А.А. в своей работе [93] приходит к выводу, что для производства хромовой лигатуры необходимо использовать дополнительно к хрому элементы, которые обладают большим сродством к кислороду, чем хром, т.е. использовать раскислитель. В качестве такого элемента он предлагает использовать бор [94] и магний [95]. Для ввода циркония в расплав с целью производства циркониевой бронзы авторы [96] предлагают использовать метод восстановления циркония бором из K_2ZrF_6 . В этом случае K_2ZrF_6 служит не только для реакции восстановления из него Zr, но также образует защитный шлак, предотвращающий окисление расплава. Коновалов А.Н. в своей работе [97] упоминает, что при концентрациях 0,25...0,3 % алюминий может восстанавливать хром из оксида хрома. Автор изучал эффективность действия раскислителя в зависимости от времени выдержки расплава. Так, при раскислении алюминием (при концентрации 0,3 %) спустя 7,5 минут в пробе, отобранной из расплава, содержится 0,64 % кислорода, а спустя 17,5 минут уже 1,61 % кислорода. Однако некоторые сложнолегированные сплавы, имеющие высокие электрические и механические свойства (например, сплав медь-хром-ванадий-цирконий), выплавляются исключительно в вакуумных печах [97].

Приготовление лигатуры методом открытой плавки неизбежно приведет к насыщению расплава кислородом. При этом резко снижается скорость растворения хрома из-за образования оксидной пленки на кусках хрома.

Трудности шихтовки при использовании лигатур связаны с неизбежными поплавочными колебаниями состава лигатуры, возможными ошибками при химическом анализе, ликвацией легирующего компонента по высоте и сечению слитка лигатуры. Степень ликвации хрома достигает 150...220 %. Даже при резке на куски лигатуру сложно усреднить. Преимущества легирования чистыми металлами заключаются в следующем:

- ввиду многократного уменьшения массы вводимого чистого металла его удобнее присаживать в расплав;
- в результате исключения стадии выплавки и подготовки лигатур заметно уменьшаются сквозные потери легирующих элементов и резко упрощается технологическая схема производства.

Что касается циркония, который легко растворяется в медном расплаве и имеет низкую упругость паров, применение лигатуры может оправдываться только опасностью окисления. При легировании же чистыми металлами взамен лигатур заметно повышается стабильность состава выплавляемых сплавов, особенно по хрому. Это объясняется удобством дозировки и возможностью точной шихтовки при использовании чистых металлов. Поскольку в состав сложнолегированных латуней наряду с марганцем, алюминием, кремнием, железом, никелем входит хром, то представляет интерес изучение способов ввода хрома в расплав латуни с целью обеспечения однородности химического состава сплава. Выполненный литературный обзор позволил сформулировать цель и задачи диссертационной работы.

1.6 Цель и задачи исследования

Целью диссертационной работы является изучение особенностей формирования структуры и свойств литых заготовок из сложнолегированной латуни, содержащей Al, Mn, Si, Ni, Cr, для изготовления деталей ответственного назначения, работающих в условиях износа и при высоких удельных нагрузках, с целью разработки технологии полунепрерывного литья латуни, обеспечивающей формирование заданных структуры и свойств литых заготовок и готовых деталей. Анализ состояния вопроса позволил поставить следующие задачи исследования:

1. Исследовать особенности формирования структуры сложнолегированной латуни, полученной при различных способах легирования хромом, и изучить её свойства.
2. Изучить влияние содержания хрома в составе сложнолегированной латуни на её структуру, механические и эксплуатационные свойства.
3. Определить критические температуры при затвердевании и исследовать теплофизические свойства сложнолегированной латуни в зависимости от температуры.
4. Разработать технологию плавки и полунепрерывного литья слитков сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 для последующей пластической обработки со структурой и свойствами, обеспечивающими регламентированный уровень свойств готовых деталей.

2. МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Оборудование и материалы, использованные в работе

В ходе выполнения исследования эксперименты проводились на лабораторном оборудовании и в промышленных условиях.

Для изучения особенностей легирования латуни хромом использовалась индукционная тигельная печь модели УИП-320-2,4-04. В качестве шихтовых материалов применялись оборотные отходы меди марки М1, М1р, первичные марганец и кремний, цинк марки Ц1, алюминий первичный марки А7, оборотные отходы никеля марки НП2Э, хром металлический марки Х99, лигатура CuCr10, лигатура CuSi17Cr10, оборотные отходы латуни марки Л68. Температура в печи контролировалась погружной хромель-алюмелевой термопарой. Образцы заливались в чугунную изложницу диаметром 45 мм и высотой 400 мм, подогретую до температуры 150 °С. Температура заливки составляла 1150 °С. Охлаждение слитков осуществлялось на воздухе.

Эксперименты по установлению влияния содержания хрома на формирование интерметаллидов в структуре сложнолегированной латуни ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 выполнялись с использованием лабораторной печи сопротивления. Выплавка слитков производилась в графитовом тигле под слоем флюса Redox. В качестве шихтовых материалов использовались: медь катодная, алюминий первичный, кремний первичный, цинк химически чистый, никель катодный и лигатура CuSi17Cr10 вакуумной плавки. Слитки заливались в графитовую изложницу, подогретую до температуры 200 °С. Охлаждение слитков осуществлялось на воздухе.

Промышленные эксперименты по отработке технологии плавки и литья слитков сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 проводились с использованием промышленной установки, состоящей из индукционной трехфазной одноканальной печи ИЛК-1,6С2, индукционного однофазного одноканального миксера ИЛКМ-2,5С3 и литейной машины

ИЗТМ-573 (рисунок 2.1). Отливка слитков осуществлялась в медный кристаллизатор с рассредоточенным вторичным охлаждением.

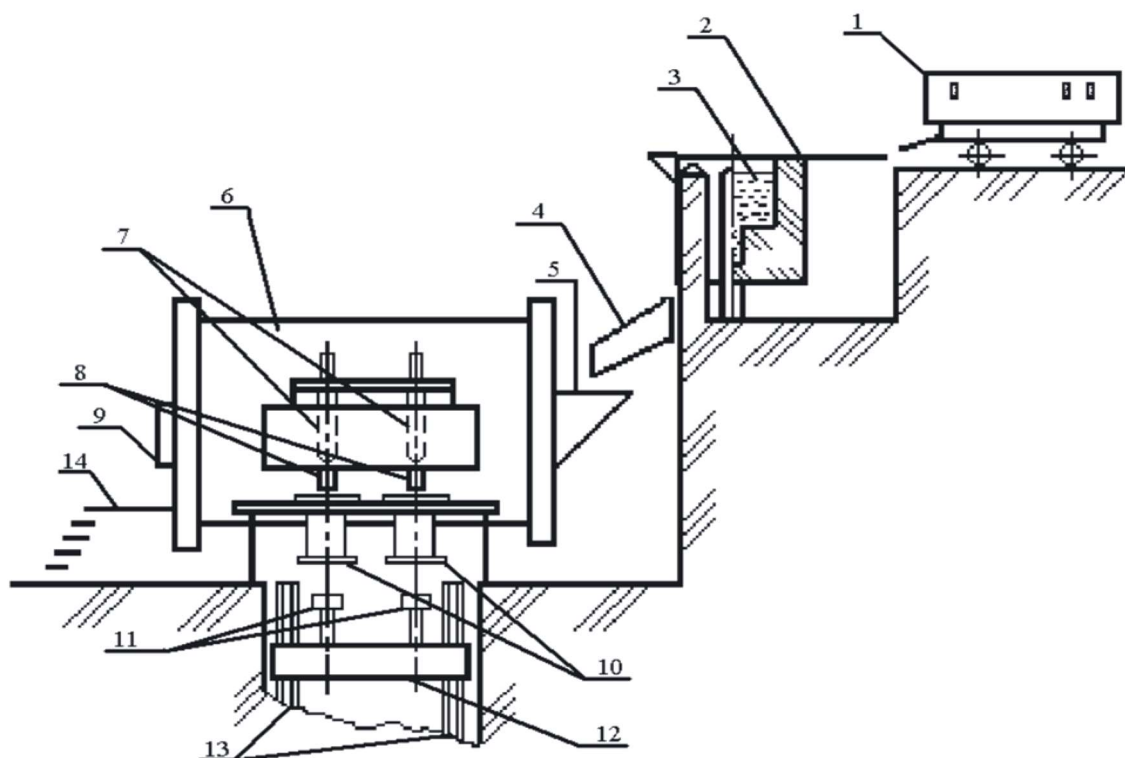


Рисунок 2.1 – Принципиальная схема установки полунепрерывного литья слитков: 1 – загрузочная тележка; 2 – печь ИЛК-1,6С2; 3 – расплав; 4 – желоб; 5 – металлоприемник; 6 – миксер ИЛКМ-2,5С3; 7 – графитовые стопоры; 8 – графитовые втулки; 9 – загрузочное окно миксера; 10 – кристаллизаторы; 11 – поддоны; 12 – подвижная траверса литейной машины; 13 – направляющие винты; 14 – площадка для обслуживания миксера.

Для промышленных экспериментов использовались следующие шихтовые материалы: медь катодная марки М00к по ГОСТ 859-2001 [98], никель катодный марки Н1 по ГОСТ 849-2008 [99], цинк марки Ц1 по ГОСТ 3640-94 [100], марганец марки Мн95 по ГОСТ 6008-90 [101], кремний марки Кр1 по ГОСТ 2169-69 [102], алюминий марки А7 по ГОСТ 11069-2001 [103], лигатура CuSi17Cr10 вакуумной плавки, лигатура CuCr10. Температура металла в печи и в разливочном миксере контролировалась погружной хромель-алюмелевой термопарой. В процессе литья контролировались давление охлаждающей воды на входе в кристаллизатор и скорость вытягивания слитков. Отбор проб для определения

химического состава сплава проводился в начале и конце литья, а также отбирались пробы от слитка.

2.2 Метод обработки статистических данных

Экспериментальные данные, полученные в ходе эксперимента, подвергались регрессионному анализу [104]. Посредством регрессионного анализа строится математическая модель, которая позволяет предсказать значения откликов в условиях, которые не изучались экспериментально. Для построения математической модели принимается функциональная зависимость вида (2.1):

$$y = f(x_1, x_2, x_3 \dots x_n), \quad (2.1)$$

где y – значение исследуемого параметра (отклик);

$x_1, x_2, x_3 \dots x_n$ – факторы, изменяемые в эксперименте.

Поскольку зависимости между факторами и откликами являются весьма сложными, то для проведения регрессионного анализа используют стандартный математически разработанный класс моделей – полиномы различных степеней. В качестве модели уравнения регрессии был использован полином третьего порядка (2.2):

$$y = b_0 + b_1 \cdot x_1 + b_2 \cdot x_2 + b_3 \cdot x_3 + b_4 \cdot x_1 \cdot x_2 + b_5 \cdot x_1 \cdot x_3 + b_6 \cdot x_2 \cdot x_3 + b_7 \cdot x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 + b_8 \cdot x_1^2 + b_9 \cdot x_2^2 + b_{10} \cdot x_3^2. \quad (2.2)$$

Среднее значение откликов каждого эксперимента рассчитывалось по формуле (2.3) на основании нескольких замеров.

$$\bar{y} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i, \quad (2.3)$$

где n – количество повторений эксперимента.

В результате эксперимента была получена матрица средних значений отклика. Нахождение коэффициентов полинома осуществлялось с использованием ортогонального центрально-композиционного плана второго порядка.

Значимость каждого коэффициента регрессии оценивалась по критерию Стьюдента. Адекватность уравнения оценивалась по критерию Фишера.

2.3 Метод дифференциального термического анализа

Для определения температур фазовых превращений в сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 при высоких температурах использовался дериватограф MOM Q-1500. В качестве тела сравнения использовался сапфир. Образцы латуни помещались в ампулы из кварцевого стекла, после откачки воздуха ампулы запаивались (рисунок 2.2).

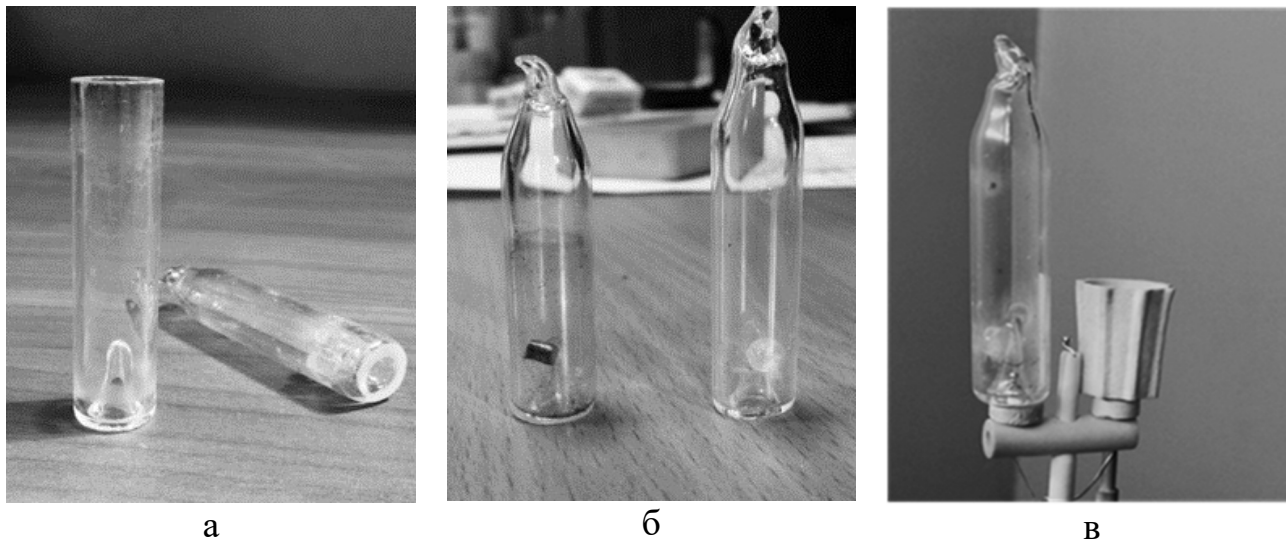


Рисунок 2.2 – Подготовка ампул с образцами для исследования на дериватографе: а – заготовка для ампулы; б – запаянные ампулы с сапфиром и образцом латуни; в – установка ампул в дериватографе

Калибровка температурной шкалы дериватографа проводилась при помощи образца серебра, заранее аттестованного методом дифференциальной сканирующей калориметрии на калориметре SETARAM MHTC.

В высокотемпературной печи дериватографа образцы латуни нагревали со скоростью 15 К/мин до температуры 1200 °С. Термоаналитическую кривую нагревания латуни, полученную при помощи самописца прибора, переводили в файл данных при помощи компьютерной оцифровки. С помощью программного обеспечения Calisto отображали результаты в виде кривых, из которых методом касательных находили температуры наблюдаемых фазовых переходов. Определение характеристических температур фазовых превращений в твердом состоянии осуществлялось при помощи прибора для синхронного термического анализа Netzsch STA 449 C Jupiter.

2.4 Определение теплофизических характеристик сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

Теплофизические характеристики сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 определялись на приборе марки LFA 457 MicroFlash фирмы NETZSCH. Работа прибора основана на методе лазерной вспышки, принципиальная схема прибора приведена на рисунке 2.3.

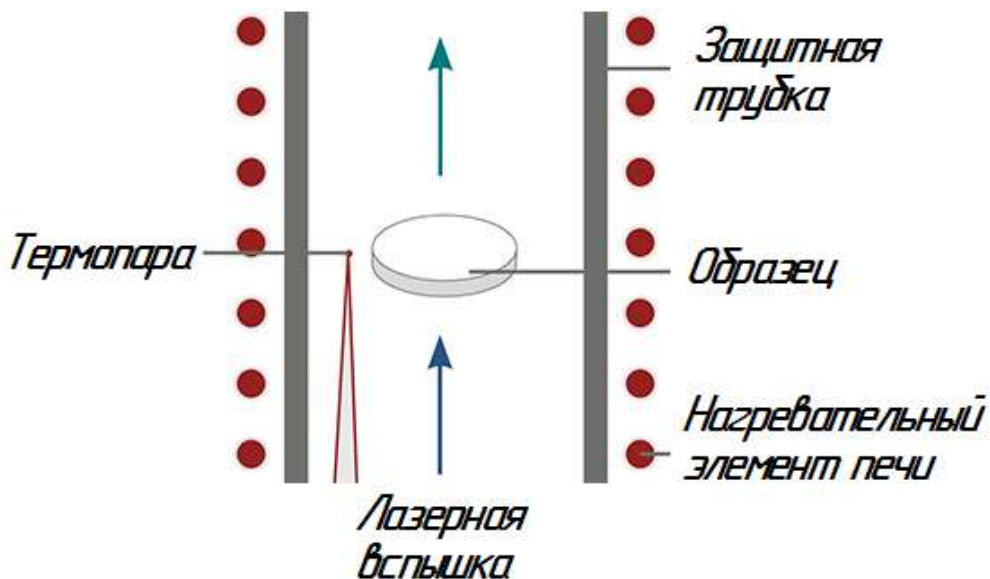


Рисунок 2.3 – Принципиальная схема прибора LFA 457 MicroFlash фирмы NETZSCH

Нижняя поверхность образца сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 подвергалась нагреву лазерным импульсом, за счет теплопроводности происходило изменение температуры верхней поверхности образца, которое регистрировалось инфракрасным детектором. Используя зависимость изменения температуры образца во времени при помощи математического анализа определялась температуропроводность. Имея данные о плотности латуни определялись коэффициент теплопроводности и удельная теплоемкость. Для исследования изготавливался образец диаметром 6 мм и высотой 2,5 мм. Напряжение лазера – 1538 В, скорость нагрева образца – 10 К/мин, шаг определения параметров – 50 °С.

2.5 Исследование микроструктуры сплава марки

ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 на растровом электронном микроскопе

Принцип работы растрового электронного микроскопа заключается в взаимодействии потока электронов, излучаемых катодом, с исследуемым объектом. Для исследования микроструктуры сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом состоянии из слитков или темплетов вырезались образцы диаметром 25 мм и высотой 20 мм. Подготовка поверхности образца осуществлялась шлифованием на наждачной бумаге с различным размером зерна. Исследуемая поверхность полировалась на алмазной пасте. Для изучения микроструктуры сплава в прессованном состоянии из стенки трубы вырезались образцы длиной 30 мм и толщиной 5 мм. Для более удобного позиционирования образцов на предметном столике микроскопа образцы заливались в полиуретановый пластик. Поверхность образцов шлифовалась на наждачной бумаге с различным размером зерна, полировалась на алмазной пасте.

Изображение, полученное на растровом электронном микроскопе во вторичных электронах (SEI), содержит полутона и имеет более высокую детальность, большую глубину фокуса. Такая особенность режима съемки позволяет с большей эффективностью выявлять особенности рельефа подготовленных образцов. Выступы на поверхности образца препятствуют прохождению электронов к детектору, в результате чего выступающие участки рельефа на изображении, полученном во вторичных электронах, выглядят светлее углублений.

Изображение, полученное с использованием детектора отраженных (обратно-рассеянных) электронов (BCE), позволяет с большой эффективностью различать материал образцов. При режиме BCE формируется высокий фазовый контраст. Так, на образце, содержащем разные фазовые составляющие, более светлые области будут формироваться на участках, где присутствуют тяжелые элементы, поскольку электроны пучка от таких элементов отражаются лучше [105].

3. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОЙ ЛАТУНИ И ИЗУЧЕНИЕ ЕЕ СВОЙСТВ

3.1 Проблемы производства заготовок из сложнолегированных латуней

В процессе развития отечественного машиностроения возникает необходимость в применении новых, современных материалов. Так, традиционно использовавшиеся для деталей, работающих в режиме трения-износа, алюминиевые и оловянные бронзы не способны обеспечивать высокий уровень механических и эксплуатационных свойств. Взамен бронз стали широко использоваться латуни специального назначения. В состав таких латуней входит большое количество легирующих элементов, таких как марганец, кремний, алюминий, железо, никель и др. Широкий спектр механических и трибологических свойств сплавов данной группы обеспечивается за счет формирования в структуре сплава разнообразных структурных составляющих. В конце прошлого столетия для изготовления колец синхронизаторов коробки переключения передач автомобилей крупнейшая автомобилестроительная компания России ОАО «АвтоВАЗ» стала использовать сложнолегированные износостойкие латуни. Кольца синхронизаторов из сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 устанавливались в коробки переключения передач заднеприводных автомобилей, а сплав ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 применяют для изготовления деталей КПП переднеприводных автомобилей. Износостойкость таких сплавов обеспечивается формированием в их структуре избыточной фазы – интерметаллидов. Проведенные ранее работы [32, 106, 107] показали, что размер, равномерность распределения и объемная доля интерметаллидных соединений являются основными факторами, которые влияют на износостойкость латуней. Помимо этого, важнейшим показателем, который обеспечивает комплекс необходимых технологических и эксплуатационных свойств сплавов, является соотношение количества α - и β' -фаз в структуре сплавов. Данное соотношение

зависит от химического состава сплава и режима его термообработки. В работе [108] были представлены исследования, в которых определены требования к латуням, обеспечивающим максимальную износостойкость. Авторы приходят к выводу, что максимальной износостойкостью обладают латуни, состоящие из 45...50 % кристаллов β' -фазы, 30...45 % α -фазы и 10...20 % интерметаллидной составляющей. Позднее в работах [26, 45] был установлен диапазон размеров интерметаллидов, обеспечивающих максимальную износостойкость сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1, который составляет 40...120 мкм.

Однако при промышленном производстве слитков в структуре сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 формируются интерметаллиды, размер которых значительно превышает установленный интервал, а соотношение количества фазовых составляющих в структуре сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 не обеспечивает необходимую износостойкость. Кроме того, существуют большие технологические трудности в производстве литых заготовок, полуфабрикатов и деталей из сплавов ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 и ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1.

Так, при промышленном производстве слитков из сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 установлено, что часть партий сплава, благодаря естественному разбросу химического состава, имеет однофазную структуру, состоящую из β' -фазы. Такая структура негативно сказывается на износостойкости готовых деталей, а также приводит к браку на стадии обработки полуфабрикатов, поскольку в сплавах с преобладающей в структуре β' -фазой выпадающая по границам зерен α -фаза играет роль релаксаторов напряжений [109]. Отсутствие α -фазы приводит к образованию трещин по границам зерен (рисунок 3.1).

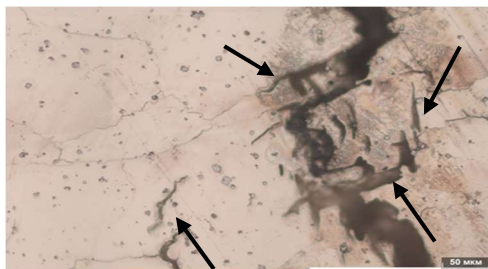


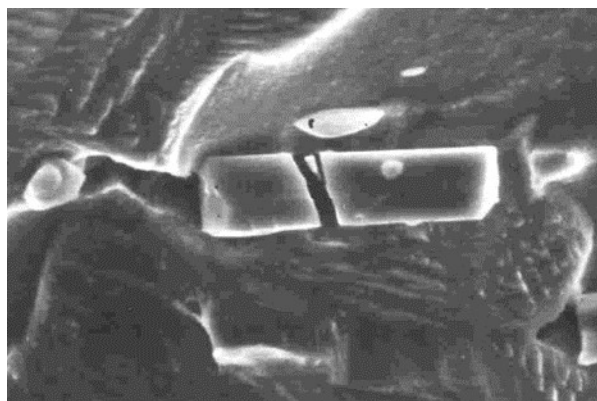
Рисунок 3.1 – Трещины по границам зерен (обозначены стрелками) в структуре сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4

Образующиеся в сплаве ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 интерметаллиды имеют размер порядка 5...10 мкм, что ниже установленного диапазона. Небольшой размер интерметаллидов приводит к тому, что они не выполняют своей «армирующей» функции и легко «срезаются» и «уносятся» поверхностью контактируемого тела. Помимо этого, медно-цинковые сплавы с большим содержанием β' -фазы сильнее подвержены коррозии [110].

При исследовании структуры сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 было установлено, что его структура состоит из матрицы $\alpha + (\alpha + \beta')$ -фазы и интерметаллидов. В работах [28, 45] установлено, что интерметаллиды в сплаве можно разделить по морфологии на 3 основные формы: игловидные, гексагональные или округлые, розеточные.

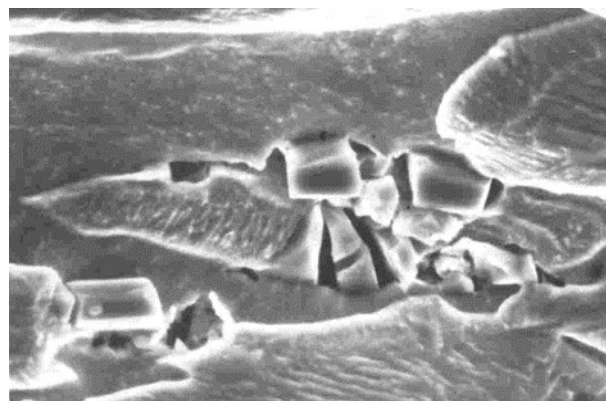
Несмотря на тот факт, что действующими ТУ 184550-106-033-97 "Трубы латунные прессованные для колец синхронизатора" форма и размер интерметаллидов не регламентируется, наличие крупных интерметаллидов приводит к браку на разных стадиях обработки сплава (рисунок 3.2) [26, 33].

Наличие крупных интерметаллидов с высокой твердостью влияет на стойкость прессового инструмента. При изготовлении труб методом горячего прессования крупные интерметаллиды растрескиваются с образованием пустот на границе "интерметаллид-матрица" (рисунок 3.2 а, б), что приводит к образованию несплошностей в металле размером до 5 мкм. При нарезке важнейшего конструкционного элемента кольца синхронизатора — маслоъемных канавок, происходит выкрашивание крупных интерметаллидов и образование полости (рисунок 3.2 в, г, д). Кроме того, при попадании крупных конгломератов в область нарезки канавок происходит разрушение рабочих частей режущего инструмента. Наличие разрушенных интерметаллидов в вершинах резьбы, равно как и их выкрашивание, может привести к разрушению кольца синхронизатора при штамповке (рисунок 3.2 е) [26, 33, 111] или к прекращению выполнения им его функций при эксплуатации.



а

×4500

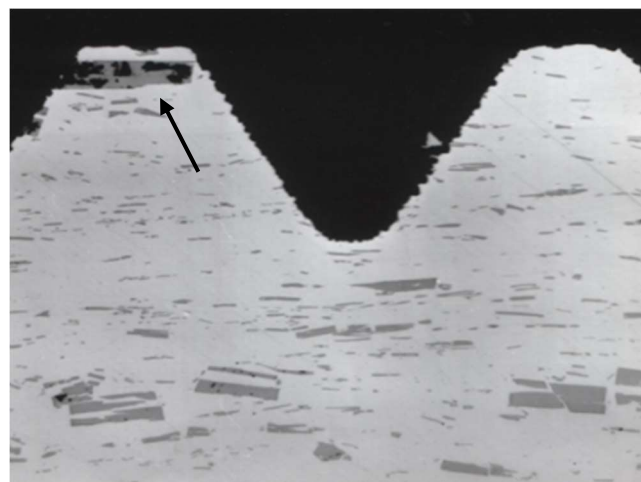


б

×4500

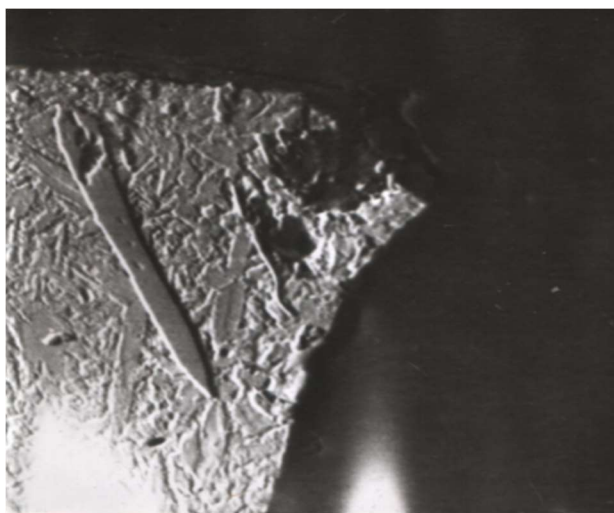


в



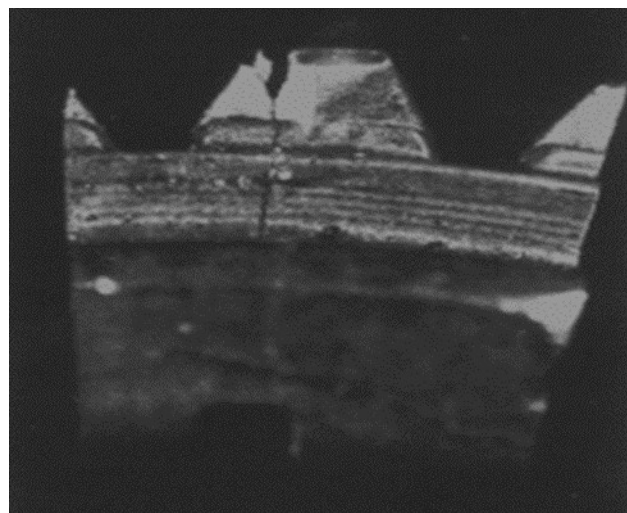
г

×100



д

×750



е

Рисунок 3.2 – Дефекты заготовок и деталей из сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1: образование пустот на границе «интерметаллид-матрица» при прессовании (а,б), выкрашивание вершин маслоъемных канавок (в), крупный интерметаллид, провоцирующий выкрашивание (г), полости, образованные при выкрашивании (д), разрушение при штамповке (е) [26, 33]

В своей работе [111] Солошенко А.Н., основываясь на результатах моделирования разрушения силицидов, а также на основе данных, полученных в результате осадки призматических образцов, высказывает рекомендацию по морфологии силицидов, которая должна обеспечить рациональную технологичность сплава при холодной деформации. Согласно его исследованиям, наименьшую вероятность разрушения при деформации и образования скалывающихся трещин имеют небольшие силициды длиной порядка 20 мкм и глобулярные силициды с характерными размерами порядка 10×10 мкм.

С целью удовлетворения возрастающих требований к надежности изделий и их ресурсу работы конструкторами ОАО «АвтоВАЗ» была предложена сложнолегированная латунь марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, химический состав которой приведен в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Химический состав сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, мас.%

Cu	Mn	Al	Si	Ni	Cr	Zn
60,5-63,5	2,5-3,9	2,7-3,3	0,6-1,2	0,25-0,5	0,1-0,25	ост.

Конструкторами к прессованным трубам предъявлены следующие требования: в трубах не должно быть расслоений, пресс-утяжин, сажистых и флюсовых засоров. Микроструктура сплава должна состоять из α -фазы в количестве не менее 10%, β' -фазы и интерметаллидов. Твердость труб не менее 80 HRB. Поскольку в составе сплава присутствует такой легкоокисляющийся легирующий элемент как хром, представляет интерес изучение способов его введения в расплав и установление закономерностей его усвоения в сплавах на основе меди. Выплавка низколегированных медных сплавов осложняется легкой окисляемостью легирующих добавок и высокими требованиями к составу сплава: узкий интервал концентрации легирующих элементов, однородное распределение их в микро- и макрообъемах. С целью изучения особенностей легирования медных сплавов хромом были проведены эксперименты по легированию меди

хромом, целью которых было установление зависимости степени усвоения хрома от температуры расплава, времени и размера кусков металлического хрома. Выбор меди для проведения экспериментов по легированию хромом связан с тем, чтобы исключить влияние на степень усвоения хрома легирующих элементов и снизить затраты на проведение экспериментов не используя первоначально дорогостоящие легирующие элементы. Кроме того, полученные в ходе экспериментов слитки меди, легированной хромом, возможно вовлечь в шихту при выплавке медных сплавов.

3.2 Особенности легирования меди хромом и изучение влияния факторов, определяющих степень усвоения хрома

С целью определения степени усвоения хрома проведены эксперименты по легированию меди металлическим хромом. Для изучения влияния размера кусков хрома и температуры расплава на степень усвоения хрома медью были проведены эксперименты по вводу хрома в расплав меди, выплавленный в индукционной тигельной печи. Шихта состояла из катодной меди марки М1к, отходов собственного производства и металлического хрома марки Х98,5, раздробленного на куски различных фракций. Расплав раскисляли магнием. Хром шихтовали на 1...1,2 мас. %.

В печь загружали и расплавляли катодную медь или катодную медь и отходы собственного производства в соотношении 50 % отходов меди и 50 % катодной меди, либо 60 % отходов меди и 40 % катодной меди. В качестве защитного покрова использовали октаборат натрия с небольшой добавкой криолита. После расплавления меди при температуре расплава 1260...1280 °С с целью раскисления вводили магний из расчета 0,02 % от массы навески шихты и расплав перемешивали графитовой мешалкой. Сразу после раскисления расплава присаживали металлический хром, помещенный в тонкостенную медную трубу. В экспериментах использовали куски хрома следующих размеров: 10... 20 мм, 20...30 мм, 40...50 мм, 50...60 мм. Хром вводили в расплав меди при температуре

1300 и 1350 °С. Первые пробы из расплава отбирались через 10 минут после ввода хрома и затем через каждые 5 минут. Химический анализ сплава осуществляли на приборе “Spectrolab S”. На основе полученных данных о химическом составе сплава определялась степень усвоения хрома с учетом расчетного количества введенного хрома.

На рисунке 3.3 представлена зависимость степени усвоения хрома от температуры расплава и размера кусков хрома во временном интервале от 0 до 40 минут.

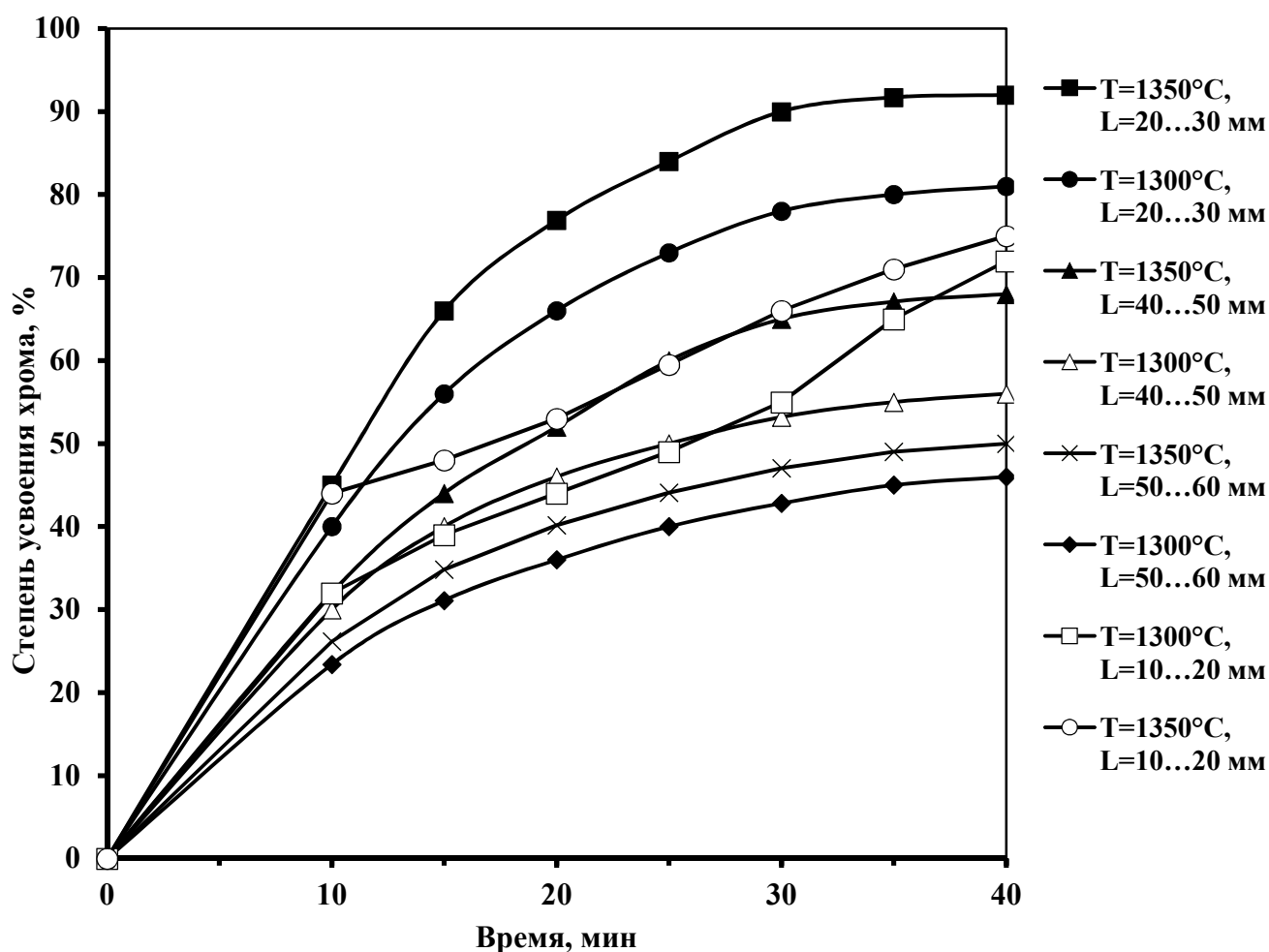


Рисунок 3.3 – Степень усвоения хрома в меди в зависимости от температуры расплава (T) и размера кусков хрома (L)

Установлено, что при размере кусков хрома 20...30 мм в течение 30...40 мин. усваивается 80...90 % хрома. Причем повышение температуры расплава приводит к увеличению степени усвоения хрома. При уменьшении

размера кусков до 10...20 мм степень усвоения хрома снижается до 72...75 %. Это, вероятно, могло произойти по нескольким причинам: недостаточной раскисленностью расплава, всплыванием мелких кусков хрома к поверхности расплава в печи и их окислением через защитный покров, а также возможным наличием воздуха в трубе с кусками хрома.

При изучении любого процесса появляются представления о действии различных факторов и появляется необходимость определить данные о совокупном влиянии этих факторов на исследуемый показатель, который характеризует объект изучения (отклик). Применяя методы математической обработки статистических данных удастся выделить факторы, которые наиболее сильно влияют на объект исследования. Использование разработанных планов экспериментов позволяет подобрать достаточно точную математическую модель исследуемого процесса. Для обработки результатов, полученных в ходе эксперимента, использовалась методика полного факторного эксперимента. Факторами в эксперименте были выбраны температура, время и размер кусков хрома. Результирующей функцией (отклик) являлась степень усвоения хрома.

Поскольку предварительная обработка экспериментальных данных (рисунок 3.3) показала, что функции отклика нелинейны, то факторы имели 3 уровня варьирования (таблица 3.2).

Таблица 3.2 – Факторы и уровни их варьирования

Факторы	Температура (Т), °С	Время (t), мин	Размер кусков (L), мм
Обозначение	X ₁	X ₂	X ₃
Верхний уровень (+1)	1350	40	55
Основной уровень (0)	1325	25	35
Нижний уровень (-1)	1300	10	15

Для нахождения коэффициентов полинома использовался ортогональный центрально-композиционный план второго порядка (таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Матрица ортогонального центрально-композиционного плана второго порядка и результаты экспериментов

№ опыта	x_1	x_2	x_3	$x_1' = x_1^2 - d$	$x_2' = x_2^2 - d$	$x_3' = x_3^2 - d$	Степень усвоения
							y
1	+	+	+	0,2697	0,2697	0,2697	49,48
2	-	+	+	0,2697	0,2697	0,2697	46,00
3	+	-	+	0,2697	0,2697	0,2697	26,16
4	-	-	+	0,2697	0,2697	0,2697	23,40
5	+	+	-	0,2697	0,2697	0,2697	75,00
6	-	+	-	0,2697	0,2697	0,2697	72,00
7	+	-	-	0,2697	0,2697	0,2697	44,00
8	-	-	-	0,2697	0,2697	0,2697	32,00
9	1,2154	0	0	0,7469	-0,7303	-0,7303	84,00
10	-1,2154	0	0	0,7469	-0,7303	-0,7303	59,00
11	0	1,2154	0	-0,7303	0,7469	-0,7303	49,00
12	0	-1,2154	0	-0,7303	0,7469	-0,7303	28,00
13	0	0	1,2154	-0,7303	-0,7303	0,7469	24,00
14	0	0	-1,2154	-0,7303	-0,7303	0,7469	61,00
15	0	0	0	-0,7303	-0,7303	-0,7303	74,30

В случае ортогонального планирования возможно получить независимые оценки коэффициентов регрессии с минимальной дисперсией, при этом факторы с коэффициентами, которые оказались незначимыми, возможно отбросить сразу, без пересчета оставшихся значимых коэффициентов [112]. Ортогональность центрально-композиционного плана обеспечивается подбором соответствующего звездного плеча α (для трех факторов $\alpha = 1,2154$ [104]) и специальным преобразованием квадратичных переменных x_i^2 по выражению (3.1):

$$x_i' = x_i^2 - d, \quad (3.1)$$

где d – поправка, зависящая от числа факторов, для трех факторов $d = 0,7303$ [113].

Общий вид функции для матрицы ортогонального центрально-композиционного плана второго порядка будет иметь следующий вид (3.2):

$$y = b_0 + b_1 \cdot x_1 + b_2 \cdot x_2 + b_3 \cdot x_3 + b_4 \cdot x_1 \cdot x_2 + b_5 \cdot x_1 \cdot x_3 + b_6 \cdot x_2 \cdot x_3 + b_7 \cdot x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 + b_8 \cdot x_1^2 + b_9 \cdot x_2^2 + b_{10} \cdot x_3^2. \quad (3.2)$$

Значимость коэффициентов регрессии оценивалась по критерию Стьюдента [104, 113, 114].

Таблица 3.4 – Проверка значимости коэффициентов регрессии по факторной обработке

Коэффициенты регрессии	Проверка коэффициентов регрессии по критерию Стьюдента		
	Численное значение	$S^2\{b_i\}$	$\frac{ b_i }{\sqrt{S^2\{b_i\}}}$
b_0	50,009	20,8087	6,13
b_1	4,713	28,4936	0,88
b_2	13,003	28,4936	2,44
b_3	-11,222	28,4936	-2,1
b_4	-1,035	39,0163	-0,17
b_5	-1,095	39,0163	-0,18
b_6	-3,135	39,0163	-0,5
b_7	1,215	39,0163	0,19
b_8	7,207	75,51882	0,85
b_9	-15,133	75,51882	-1,79
b_{10}	-12,425	75,51882	-1,47

Значимыми коэффициентами являются $b_0, b_1, b_2, b_3, b_8, b_9, b_{10}$.

Таким образом, было получено уравнение регрессии (3.3) в закодированном виде:

$$y = 50,009 + 4,713x_1 + 13,003x_2 - 11,222x_3 + 0,85x_1^2 - 15,133x_2^2 - 12,425x_3^2, \quad (3.3)$$

где x_1 – кодированный фактор температуры расплава;

x_2 – кодированный фактор времени выдержки;

x_3 – кодированный фактор размера кусков хрома.

Адекватность полученного уравнения проверялась по критерию Фишера. Так, при числе степеней свободы $f_1=15-3-1=11$; $f_2=3-1=2$ и уровне значимости в 95 % $F = 19,4$. Дисперсия адекватности оценивалась по методике, описанной в работах Адлера Ю.П. и Маслова Г.Г. [104, 114]. Расчетное значение критерия Фишера составило $F = 2,07$. Значит, полученное уравнение регрессии адекватно описывает процесс в пределах исследуемой области.

Для удобства расчетов необходимо получить уравнение регрессии в раскодированном виде. Перевод кодированных значений осуществляется по формуле (3.4):

$$x_i = \frac{x_i^{\sim} - x_{i_0}^{\sim}}{J_0}, \quad (3.4)$$

где x_i – значение фактора в кодированном виде;

x_i^{\sim} – значение фактора в натуральном виде;

$x_{i_0}^{\sim}$ – значение фактора в натуральном виде на основном уровне;

J_0 – интервал варьирования.

Подставив полученные значения и упростив, получаем уравнение регрессии в раскодированном виде (3.5):

$$y = 19961,548 - 30,368 \cdot T + 4,23 \cdot t + 1,613 \cdot L + 0,01153 \cdot T^2 - 0,0673 \cdot t^2 - 0,031 \cdot L^2 \quad (3.5)$$

Для визуализации установленных зависимостей с помощью программы анализа научных и статистических данных SigmaPlot были построены поверхности откликов (рисунки 3.4, 3.5, 3.6) и сечения поверхностей откликов (рисунки 3.7, 3.8, 3.9). Поскольку в эксперименте варьировалось три фактора, то при построении каждой из поверхностей откликов и сечения поверхностей откликов варьировались только два фактора, третий фактор был зафиксирован.

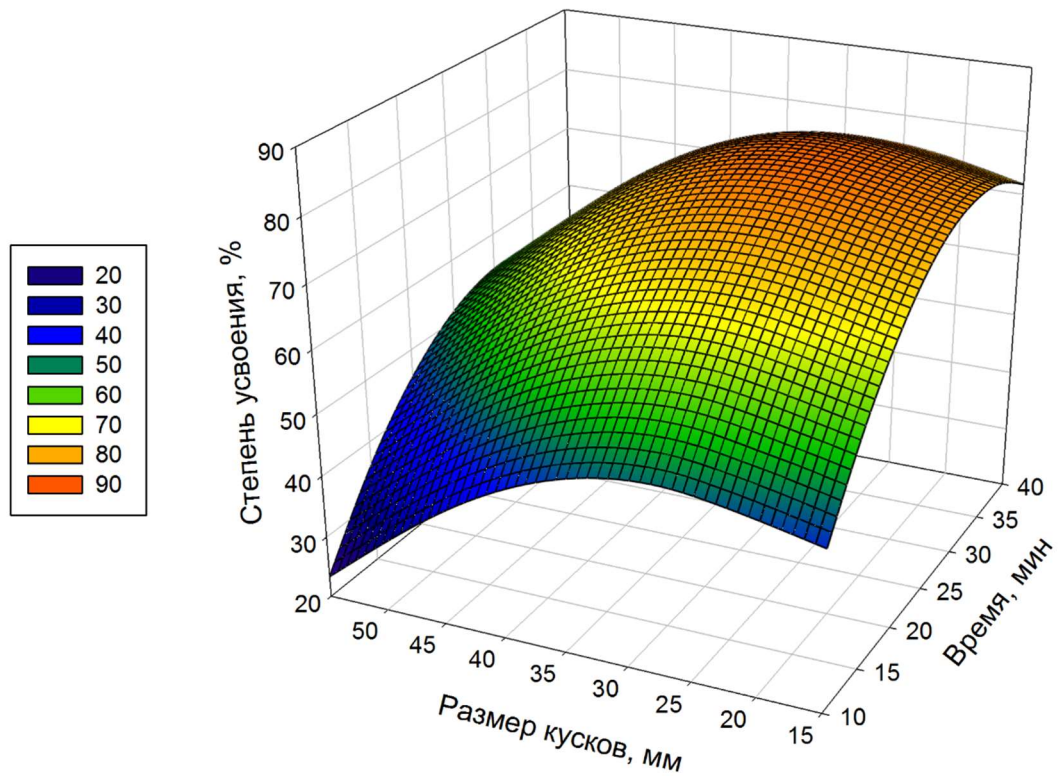


Рисунок 3.4 – Поверхность отклика степени усвоения хрома от размера кусков и времени при фиксированной температуре 1300 С°

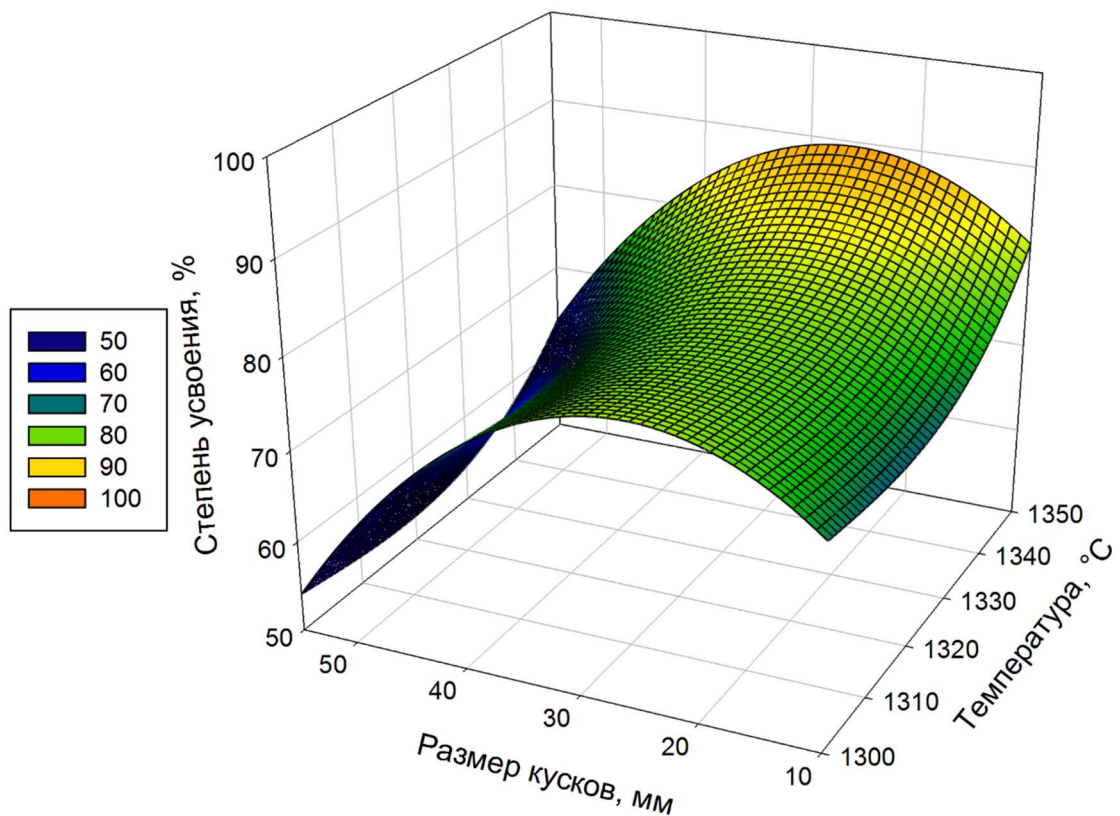


Рисунок 3.5 – Поверхность отклика степени усвоения хрома от температуры и размера кусков хрома при фиксированном времени 30 мин

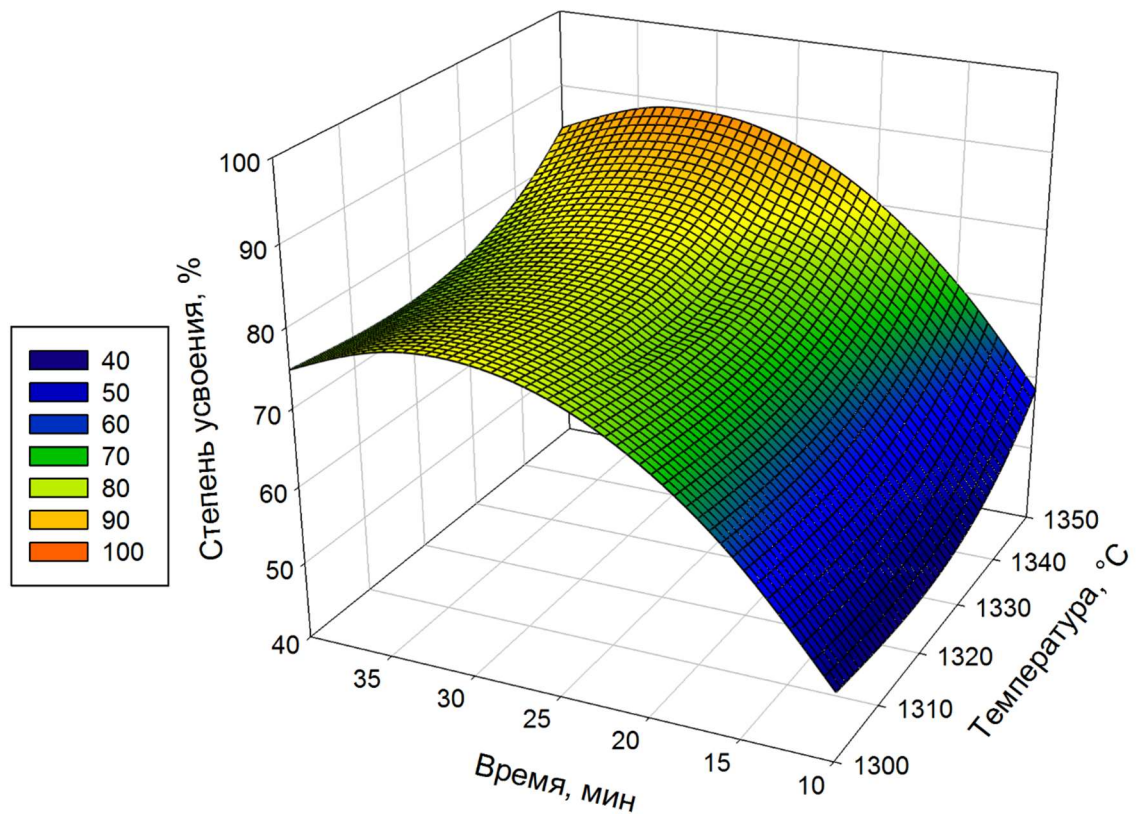


Рисунок 3.6 – Поверхность отклика степени усвоения хрома от температуры и времени при фиксированном размере кусков хрома 35 мм

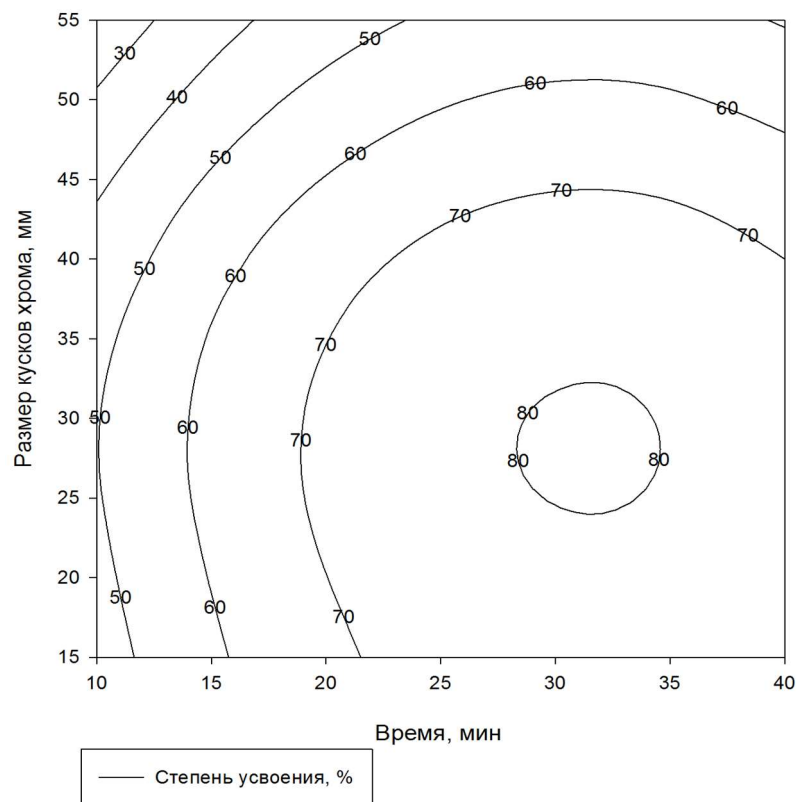


Рисунок 3.7 – Сечение поверхности отклика степени усвоения хрома от размера кусков и времени при фиксированной температуре 1300 С°

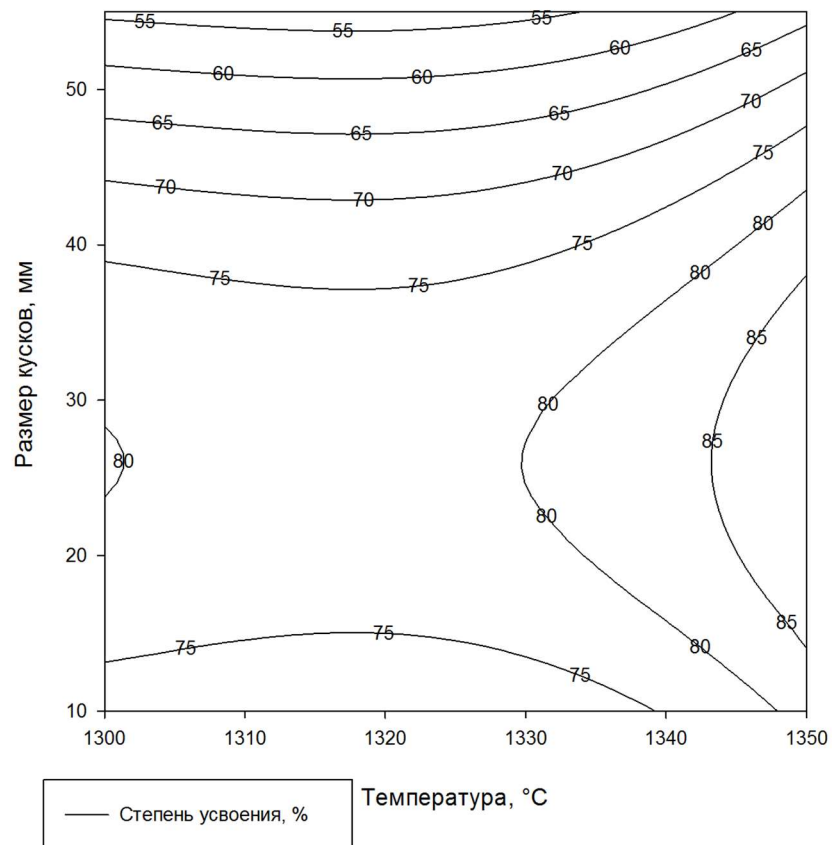


Рисунок 3.8 – Сечение поверхности отклика степени усвоения хрома от температуры и размера кусков хрома при фиксированном времени 30 мин

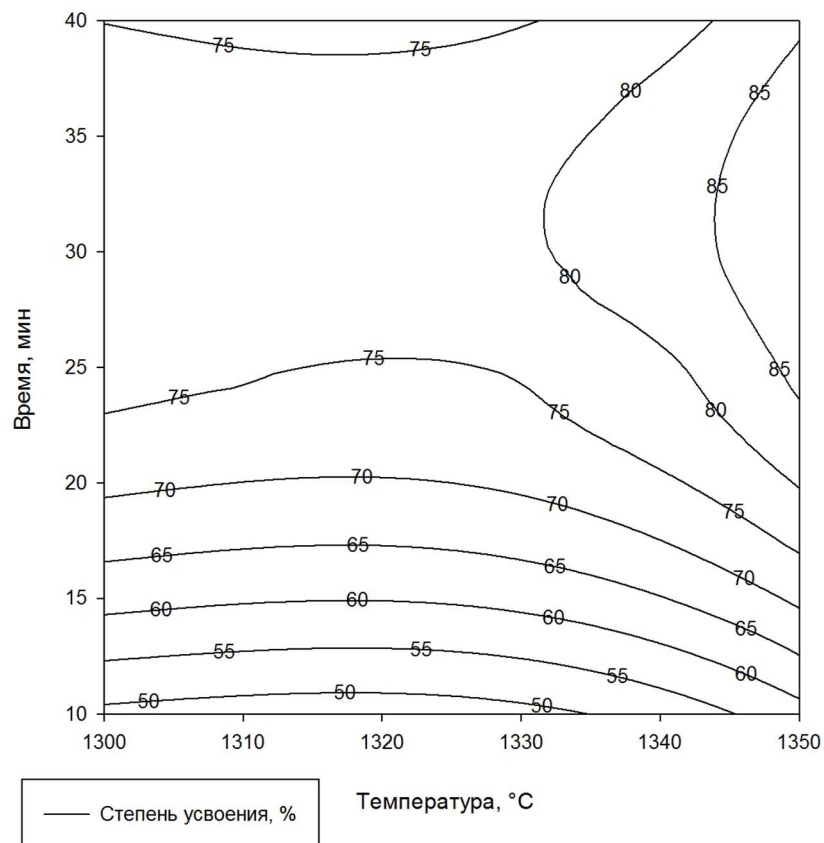


Рисунок 3.9 – Сечение поверхности отклика степени усвоения хрома от температуры и времени при фиксированном размере кусков хрома 35 мм

Из рисунков 3.4, 3.7 видно, что при любом размере кусков хрома в диапазоне 10...60 мм увеличение времени выдержки расплава более 35 минут не приводит к увеличению степени усвоения хрома. Значительная часть хрома усваивается, остальная часть окисляется и переходит в виде окисла в шлак. Максимальная степень усвоения хрома 90 % наблюдается при размере кусков хрома 25...30 мм и времени выдержки расплава 30...35 мин. С повышением температуры расплава с 1300 до 1350 °С степень усвоения хрома увеличивается (рисунок 3.5, 3.8). При любой температуре в исследуемом диапазоне при времени выдержки расплава 30...35 мин степень усвоения хрома составляет 80...90 %. (рисунок 3.6, 3.9). Эксперименты показали, что легирование меди металлическим хромом целесообразно с технологической точки зрения. Однако температурный режим плавки и литья латуней значительно отличается от температурного режима для меди. При выплавке латуней значительный перегрев расплава недопустим, поскольку начинается испарение цинка, сопровождающееся его потерями и «пульсацией» в канале индукционной канальной печи, что приводит к нарушению нормальной работы плавильного агрегата. В связи с этим необходимо проведение экспериментов по определению рационального способа ввода хрома в расплав латуни.

3.3 Исследование структуры сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, полученного при различных способах легирования хромом, в литом состоянии

С целью определения рационального способа ввода в расплав сложнолегированной латуни хрома проведены эксперименты по выплавке слитков с использованием индукционной тигельной печи (методика описана в главе 2). Порядок выплавки сплава был следующий. Сначала под слоем защитного флюса Redox расплавлялись отходы меди марки М1, латуни марки Л68 и катодный никель марки Н1, далее в расплав вводили металлический марганец марки Мн95 и кремний марки Кр1, затем присаживалась ½ навески алюминия,

после чего вводился металлический хром марки Х99. С целью предотвращения окисления хрома в тонкостенную медную трубку засыпали металлический хром и небольшое количество криолита в качестве защитного флюса, после чего сплющивали конец трубы. Трубу вводили в расплав под слой флюса, расплав выдерживался в течение 30 минут и перемешивался. Затем в расплав загружалась оставшаяся часть алюминия и цинк. После расплавления и выдержки расплава при температуре 1150 °С в течение 7 минут отливались слитки диаметром 45 мм и высотой 400 мм в чугунную изложницу. Из полученных слитков были вырезаны темплеты для металлографического исследования. Анализ микроструктуры осуществлялся при помощи инвертированного оптического металлографического микроскопа «Альтами Мет-1М». Микроструктура сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 показана на рисунке 3.10.

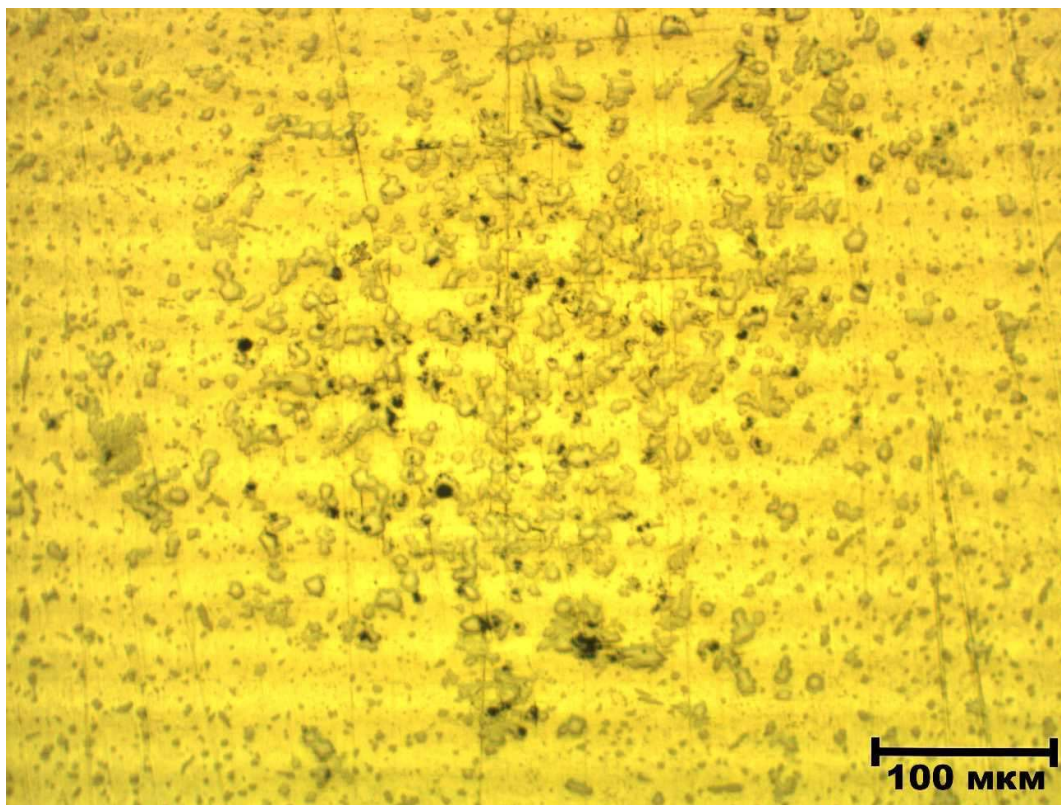


Рисунок 3.10 – Микроструктура сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием металлического хрома

Из рисунка видно, что в структуре наблюдаются участки со скоплением включений. Исходя из формы включений и локальности их расположения было сделано предположение о том, что это частицы нерастворившегося хрома, что было подтверждено микрорентгеноспектральным анализом (мас.%): Cr 92,42, Mn 4,56, Si 3,02. Ранее было установлено, что степень усвоения хрома зависит от размера кусков, температуры расплава меди и времени выдержки. Однако из-за высокого содержания цинка в составе латуни, перегрев расплава выше температуры 1200 °С невозможен. Продолжительная выдержка расплава при высоких температурах является экономически нецелесообразной вследствие значительных потерь легирующих элементов в результате угара. В связи с этим было принято решение опробовать ввод хрома в расплав латуни с помощью лигатур CuCr10 и CuSi17Cr10. Лигатура CuCr10 была выбрана с учетом имеющегося опыта ее использования в производстве хромовых бронз [88]. Известно [115], что максимальная растворимость хрома в меди в твердом состоянии составляет порядка 0,73 мас.% (при температуре 1076 °С), а при снижении температуры она стремится к нулю (0,02 мас.% при температуре 400 °С). Поскольку в производстве используются лигатуры с содержанием хрома порядка 9...11 мас.%, то были проведены исследования микроструктуры лигатуры CuCr10 (рисунок 3.11). Температурный интервал плавления такой лигатуры составляет 1076...1250 °С. Из рисунка видно, что хром в лигатуре CuCr10 находится в виде дисперсных включений. Размер включений хрома в лигатуре достигает 5 мм, что согласуется с исследованиями В. Ф. Головешко и Л. Н. Сергеева [116].

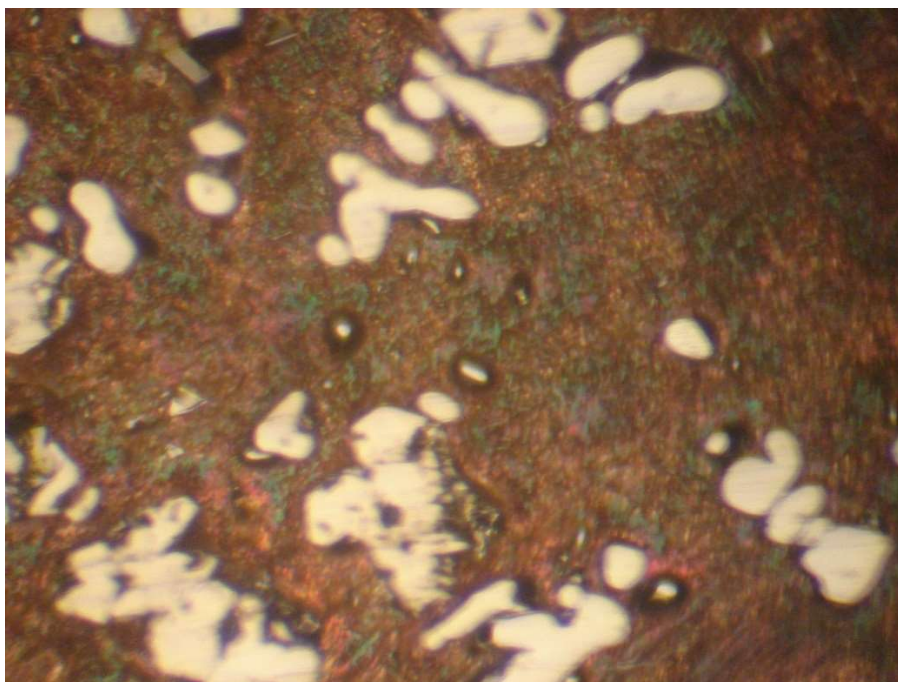


Рисунок 3.11 – Микроструктура лигатуры CuCr10 ($\times 100$)

Поскольку в состав сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 входит кремний, целесообразно опробовать лигатуру, содержащую кремний, состава CuSi17Cr10. Температура начала плавления такой лигатуры порядка 900 °С, что облегчает её ввод в расплав латуни (рисунок 3.12) [117].

Ранее было установлено [118], что тугоплавкие соединения, встречающиеся в шихтовых материалах, влияют на структуру сплава. В частности, наблюдался рост размеров интерметаллидов за счет того, что тугоплавкие соединения, нерастворившиеся при выплавке сплава, служили центром образования крупных интерметаллидных соединений. Наличие крупных интерметаллидов размером более 500 мкм приводит к браку прессованной заготовки и готовой детали. Поскольку из литературных источников известно, что в сплавах, содержащих кремний и хром, формируются интерметаллиды различного стехиометрического состава [3, 117], представляет интерес исследование влияния таких интерметаллидов в лигатуре на структуру сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, который будет выплавлен с использованием такой лигатуры.

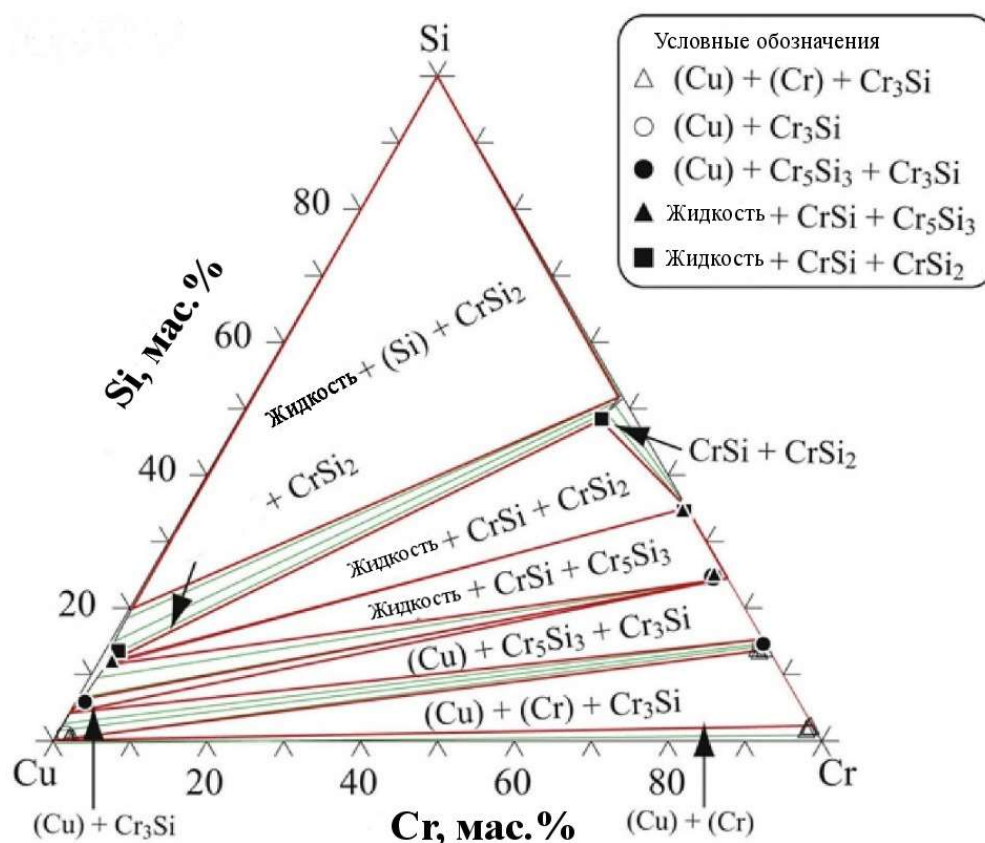


Рисунок 3.12 – Разрез тройной диаграммы Cu-Si-Cr при температуре 900 С° [117]

Для установления наследственного влияния структуры лигатуры CuSi17Cr10 на микроструктуру сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 были проведены исследования. Лигатуру для исследования выплавляли в лабораторной тигельной печи сопротивления. Сплав заливался в графитовую изложницу и охлаждался на воздухе. Исследование микроструктуры лигатуры CuSi17Cr10 проводилось на электронном микроскопе JEOL JSM-6460. Микроструктура лигатуры показана на рисунке 3.13. Изображение получено в режиме детектирования обратно рассеянных электронов (BES). Из рисунка видно, что микроструктура характеризуется наличием большого количества интерметаллидных включений (показаны стрелками) и матрицы. Интерметаллиды отличаются друг от друга по размеру и морфологии.

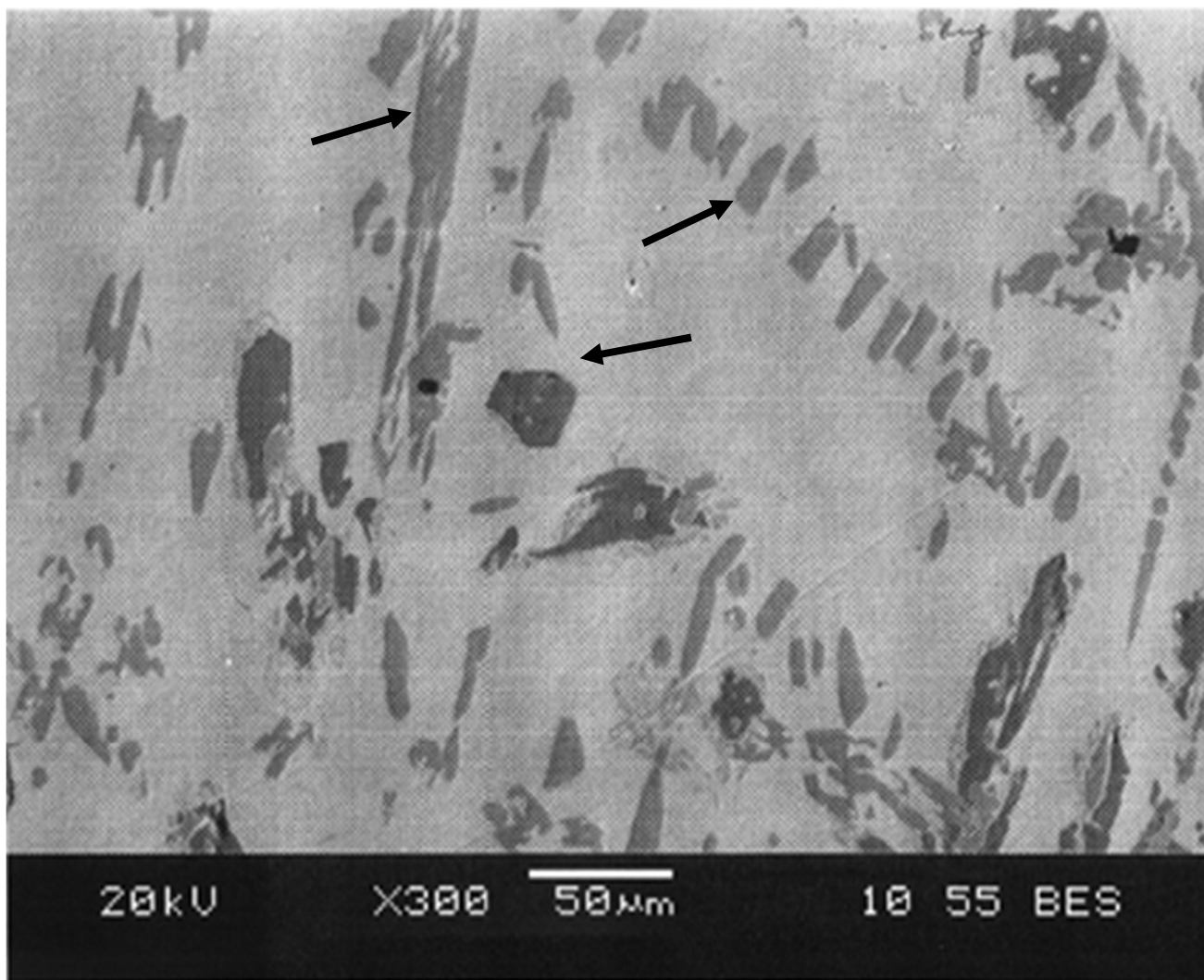
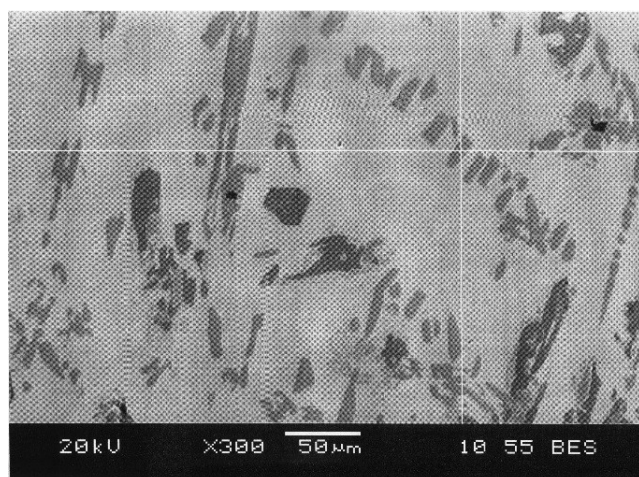
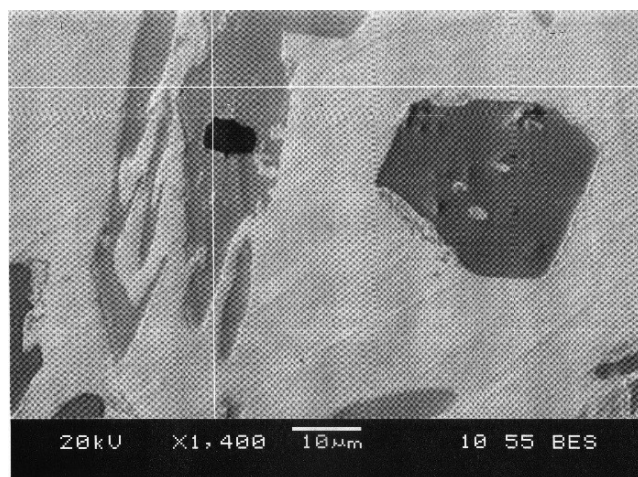


Рисунок 3.13 – Микроструктура лигатуры CuSi17Cr10

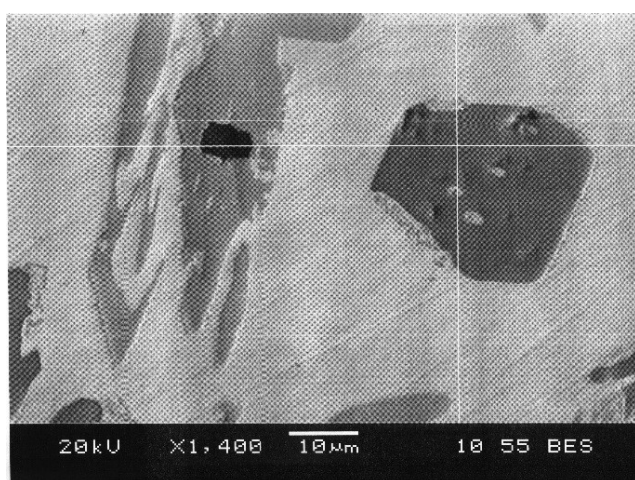
Анализ химического состава фазовых составляющих в структуре лигатуры проводили при помощи энергодисперсионной приставки. Увеличенное изображение отдельных фаз показано на рисунке 3.14, химический состав фаз, обозначенных перекрестием на рисунке, приведен в таблице 3.5.



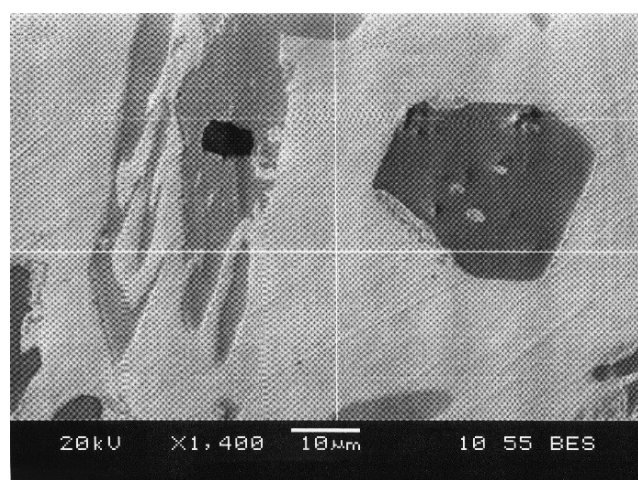
а



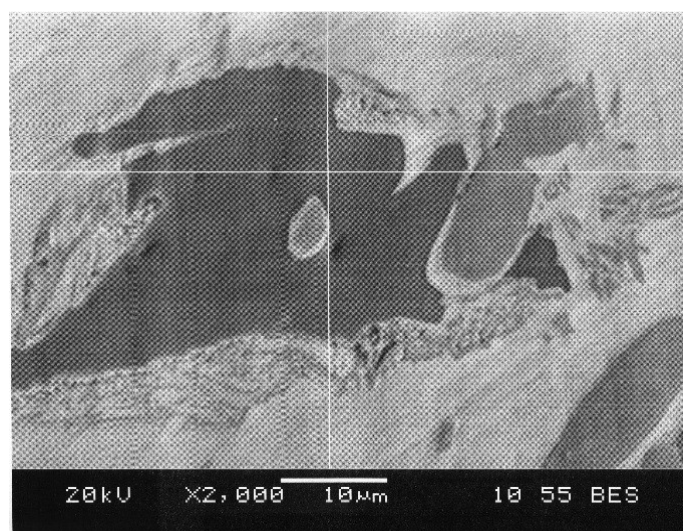
б



в



г



д

Рисунок 3.14 – Изображение структурных составляющих лигатуры CuSi17Cr10

Таблица 3.5 – Химический состав структурных составляющих лигатуры
CuSi17Cr10

Изображение	Химический состав фаз, мас.%		
	Si	Cr	Cu
Рисунок 3.14 а	31,22	65,56	3,22
Рисунок 3.14 б	33,28	63,99	2,74
Рисунок 3.14 в	46,82	48,33	4,85
Рисунок 3.14 г	17,10	0,52	82,38
Рисунок 3.14 д	48,52	46,32	5,16

Анализ рисунка 3.14 и таблицы 3.5 показывает, что микроструктура лигатуры CuSi17Cr10 состоит из твердого раствора кремния в меди и включений силицидов хрома. Стехиометрический состав интерметаллидных включений можно описать формулами CrSi (рисунок 3.14 а, б), CrSi₂ (рисунок 3.14 в, д). Включения распределены неравномерно, морфология силицидов различна. Встречаются крупные стержневидные, мелкие стержневидные и крупные включения шестигранной формы.

Выплавка сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 с использованием лигатур CuCr10 и CuSi17Cr10 проводилась по технологии, аналогичной выплавке с использованием металлического хрома. Лигатуры вводились под слой флюса. После полного растворения лигатур сплав выдерживался в течение 7 минут. В чугунную изложницу отливались слитки диаметром 45 мм, высотой 400 мм, из которых вырезались образцы для металлографического анализа. Микроструктура полученных образцов приведена на рисунке 3.15.

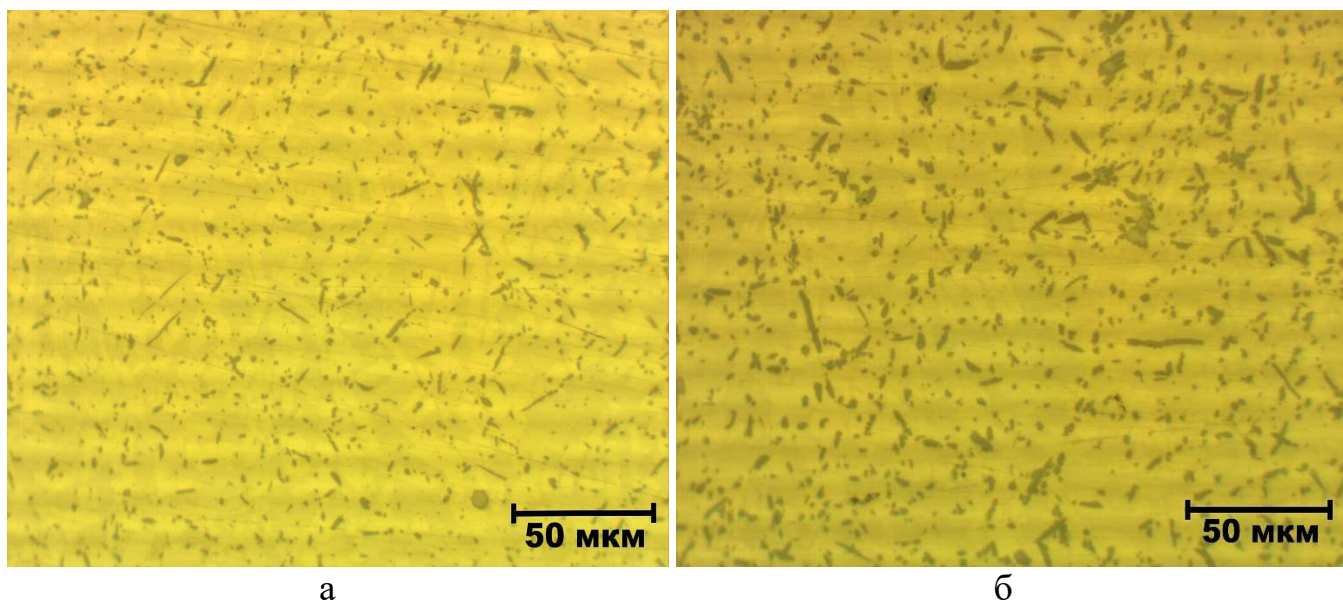


Рисунок 3.15 – Микроструктура сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuSi17Cr10 (а) и CuCr10 (б)

Анализ микроструктуры показал, что в структуре полученных слитков не обнаружено частиц нерастворившегося хрома. В микроструктуре обоих слитков присутствует большое количество интерметаллидов стержневидной формы. Кроме того, наблюдается небольшое количество интерметаллидов округлой формы. Таким образом, при использовании лигатур CuSi17Cr10 и CuCr10 обеспечивается полное растворение хрома в сплаве и отсутствие скоплений частиц хрома.

Для изучения тонкой структуры и состава интерметаллидов различной морфологии были проведены исследования на электронном сканирующем микроскопе LEO 1455 VP (Carl Zeiss) в комбинации с микроаналитической системой для энергодисперсионного рентгеновского микроанализа EDX INCA ENERGY 300 (Oxford Instruments). Электронно-микроскопические изображения различных силицидов и спектры элементов показаны на рисунках 3.16, 3.17.

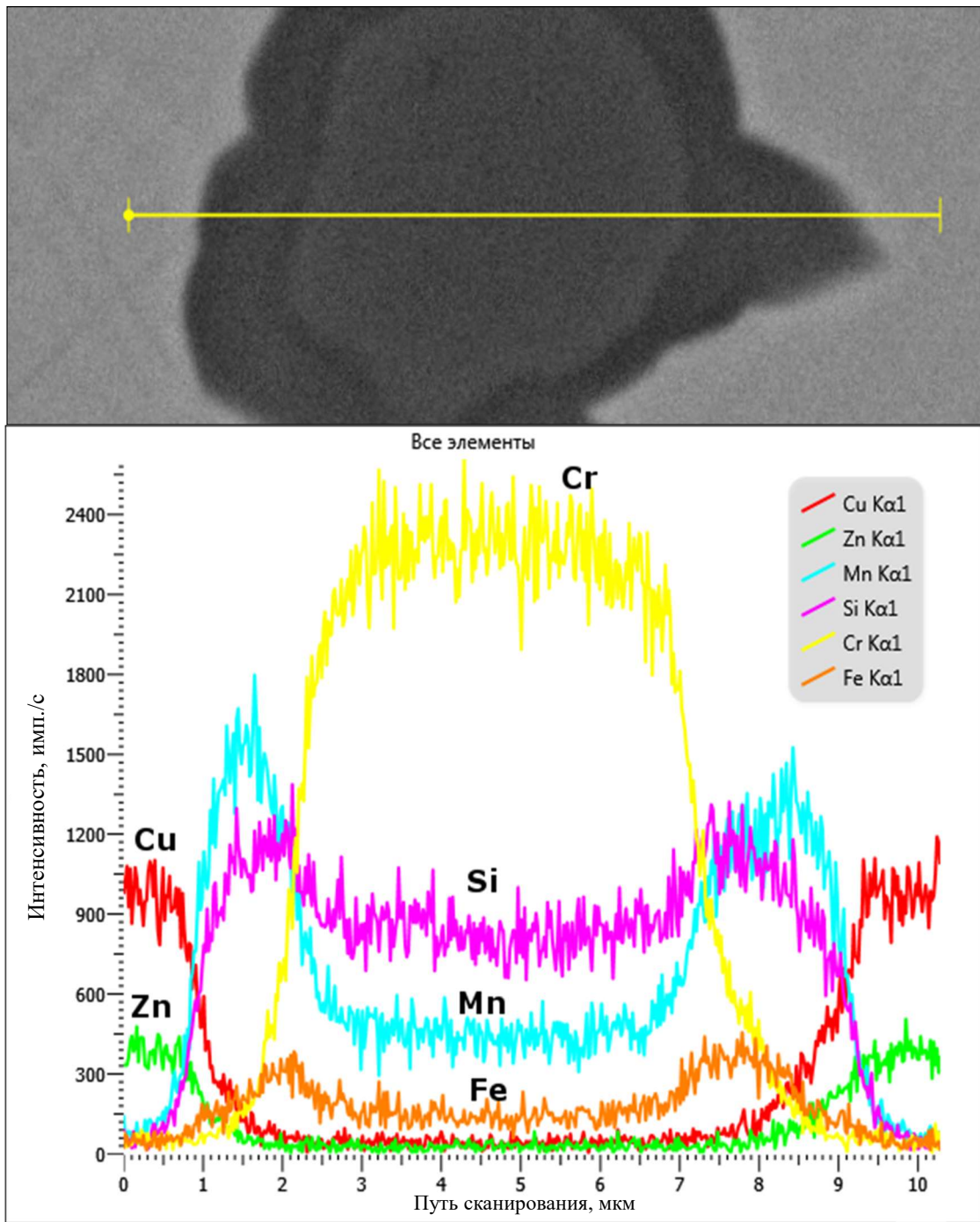


Рисунок 3.16 – Электронно-микроскопическое изображение силицида округлой формы, полученное в отражённых электронах (спектры элементов наложены вдоль зоны линейного сканирования)

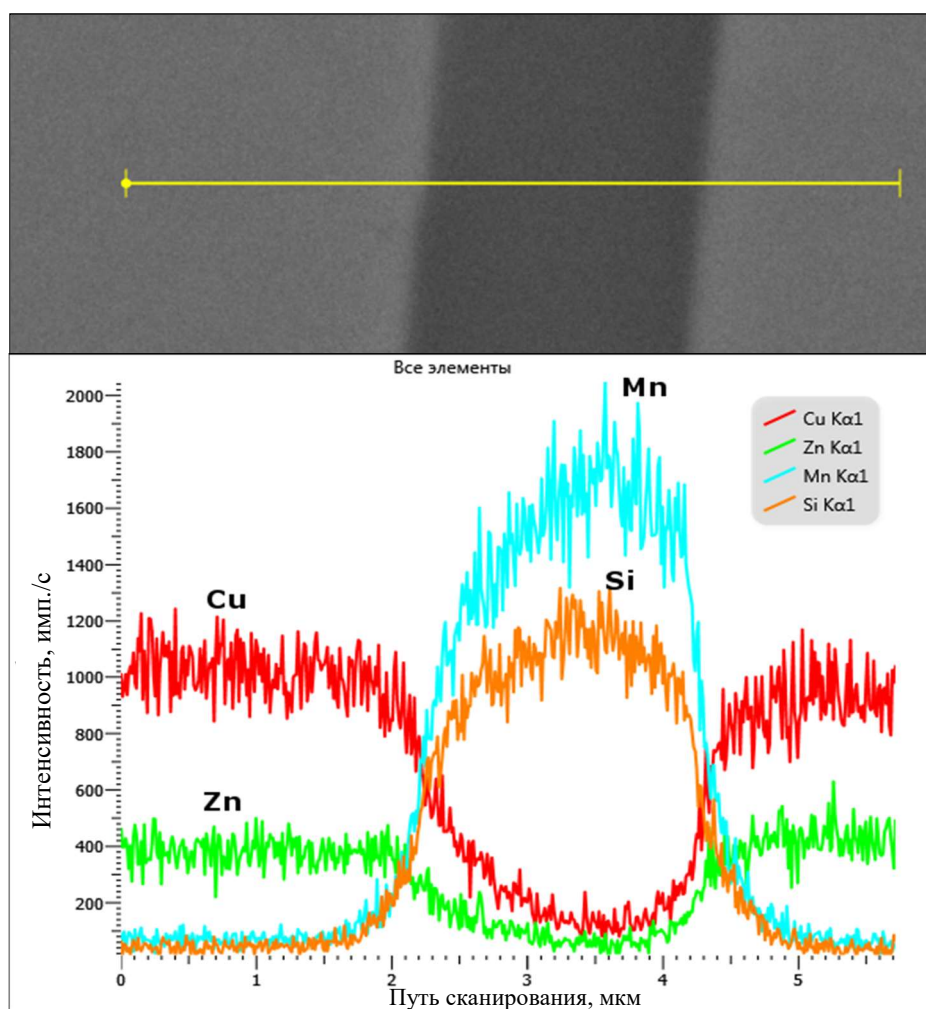
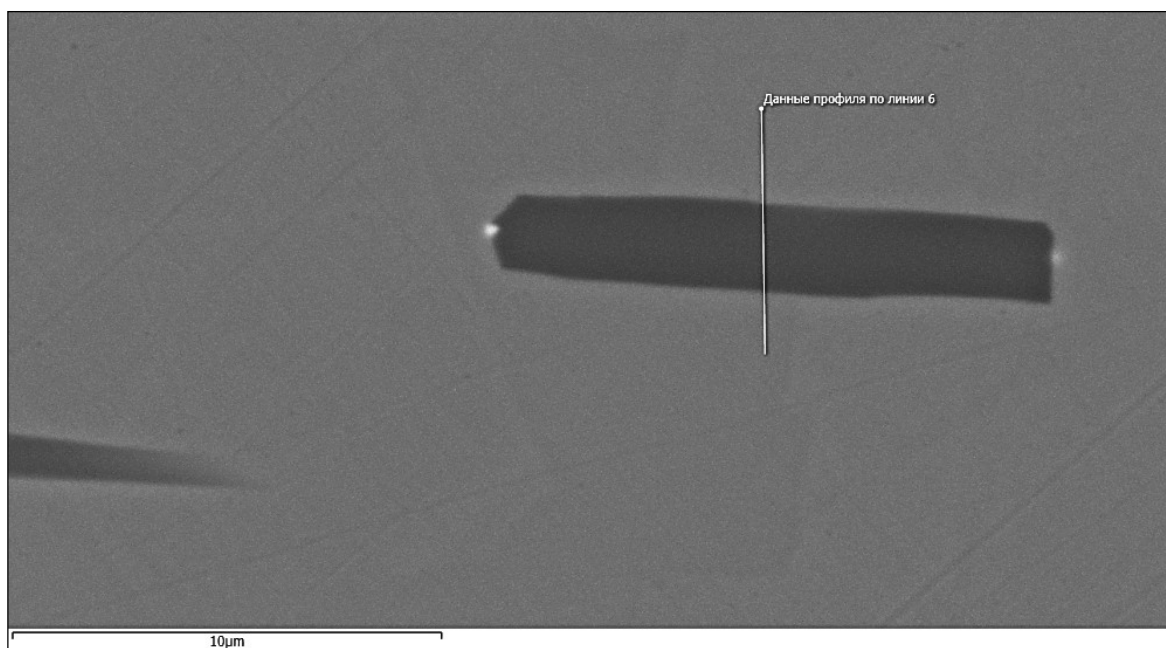


Рисунок 3.17 – Электронно-микроскопическое изображение силицида стержневидной формы, полученное в отражённых электронах (спектры элементов наложены вдоль зоны линейного сканирования)

Из рисунка 3.16 видно, что центр интерметаллида обогащен хромом и кремнием, периферия – марганцем и кремнием. Установлено, что центральная область интерметаллида характеризуется химическим составом (мас.%): Cr 79,62, Si 16,58, Mn 3,80, периферийная область – Mn 72,38, Si 27,62. Следовательно стехиометрическая формула соединения, формирующего центр интерметаллида – Cr_3Si , периферийной области – Mn_5Si_3 .

Линии спектров элементов свидетельствуют о присутствии марганца и кремния в составе интерметаллида стержневидной формы (рисунок 3.17). Химический состав интерметаллида (мас.%): Mn 73,41 Si 26,59. Это соединение представляет собой силицид марганца со стехиометрической формулой Mn_5Si_3 .

Поскольку в сплаве не обнаружено интерметаллидов, соответствующих стехиометрическим формулам CrSi_2 и CrSi , можно сделать вывод о том, что интерметаллидные соединения, присутствовавшие в лигатуре CuSi17Cr10 , полностью растворились в процессе плавки и наследственное влияние лигатуры CuSi17Cr10 на структуру сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 не обнаружено.

Таким образом, выполненное исследование показывает, что использование лигатур CuSi17Cr10 и CuCr10 целесообразно с точки зрения способа ввода хрома, так как обеспечивается полное его растворение в процессе выплавки сплава. Поскольку хром входит в состав интерметаллидов, представляет интерес влияние его количества в сплаве на морфологию и объемную долю интерметаллидов.

3.4 Изучение влияния содержания хрома в сплаве марки

ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 на его структуру и свойства

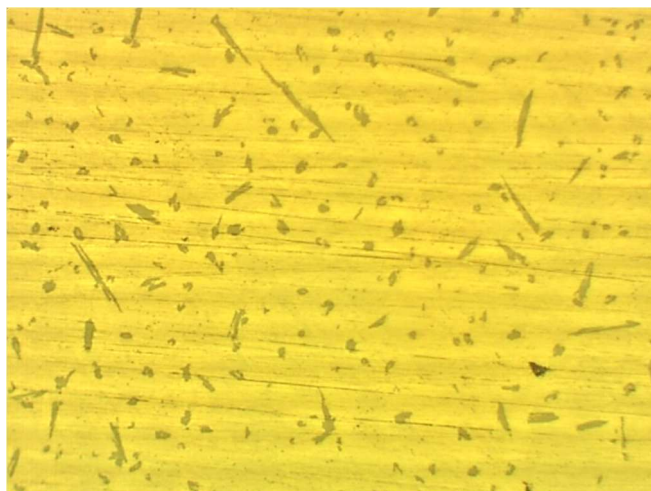
На основное эксплуатационное свойство сложнолегированных латуней – износостойкость большое влияние оказывает структура сплава, в частности морфология, размер и количество избыточной интерметаллидной фазы, а также соотношение объемных долей α - и β' -фаз. Кроме этого, значительное влияние на твердость оказывает содержание алюминия, который растворен в матричной фазе

сплава. Так, при увеличении содержания алюминия в составе сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 с 4 до 5,3 мас.% твердость увеличилась с 155 НВ до 200 НВ [27, 45]. При существенно меньшем содержании алюминия в сплаве ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 по сравнению со сплавом ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1, к нему предъявляются такие же требования по твердости. Поскольку в составе сплава присутствует хром, то представляет интерес изучение влияния хрома на структуру и свойства сплава.

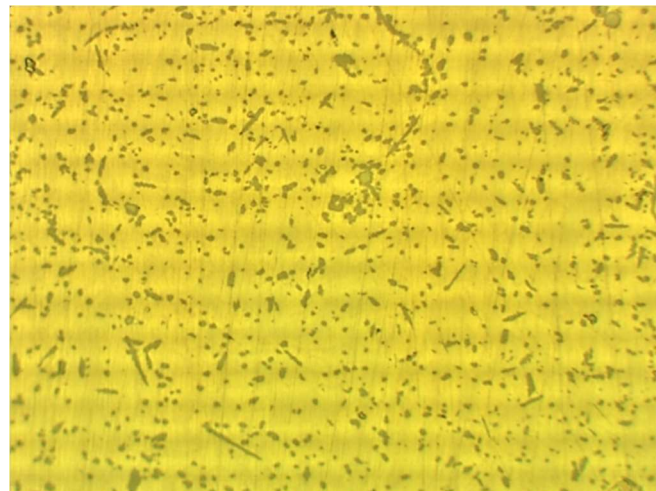
Растворимость хрома в латунях мало отличается от его растворимости в меди. По данным источника [119], в латунях с содержанием цинка от 30 до 36 мас.% при температуре ниже 800 °С растворимость хрома составляет менее 0,1 %. В сплаве ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 содержание хрома находится в пределах 0,1...0,25 мас.%. Для установления влияния содержания хрома в сплаве на структуру и свойства сложнолегированной латуни были отлиты слитки из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 [120]. Выплавка сплава производилась в индукционной тигельной печи под слоем защитного флюса Redox. Сплав заливался в чугунную изложницу высотой 400 мм и внутренним диаметром 45 мм, подогретую до температуры 150 °С. Температура разливки сплава составляла 1100 °С. Охлаждение слитков происходило на воздухе. От полученных слитков были отрезаны темплеты для исследования микроструктуры. Темплет № 1 отобран от слитка, отлитого из сплава, не содержащего хром, темплет № 2 – от слитка, отлитого из сплава с содержанием хрома в пределах марочного состава. Исследование микроструктуры сплава проводили при помощи инвертированного оптического металлографического микроскопа «Альтами Мет-1М». В качестве механической характеристики определялась твердость НV. Твердость измерялась универсальным твердомером модели УТ 5011. Химический состав сплава определялся при помощи рентгенофлуоресцентного спектрометра S8 Tiger. Данные химического анализа приведены в таблице 3.6. На рисунке 3.18 представлена микроструктура опытных слитков.

Таблица 3.6 – Химический состав опытных слитков, мас.%

№ слитка	Cu	Mn	Al	Si	Ni	Cr	Zn
1	61,32	3,24	2,91	0,72	0,28	—	31,43
2	61,31	3,24	2,90	0,72	0,28	0,18	31,27



а



б

Рисунок 3.18 – Микроструктура опытных слитков

(а – отлитого из сплава, не содержащего хром; б – отлитого из сплава с содержанием хрома 0,18 мас.%)

Из рисунка видно, что микроструктура исследуемых слитков заметно отличается. В структуре слитка № 1 наблюдаются более крупные интерметаллиды, чем в структуре слитка №2. Результаты количественной оценки микроструктуры приведены в таблице 3.7. Оценка осуществлялась при помощи программного комплекса анализа изображений SIAMS 700. Оценка объемной доли интерметаллидов проводилась в центре слитка, у поверхности и на $\frac{1}{2}$ радиуса. В этих же зонах осуществлялось измерение твердости (таблица 3.8).

Таблица 3.7 – Объемная доля интерметаллидов в структуре опытных слитков

№ слитка	Объемная доля, %		
	Поверхность слитка	$\frac{1}{2}$ радиуса слитка	Центр слитка
1	4,0	4,9	4,3
2	13,3	15,6	11,8

Таблица 3.8 – Твердость HV в различных зонах слитков

№ слитка	Твердость HV10/30, МПа		
	Поверхность слитка	½ радиуса слитка	Центр слитка
1	195,2	205,8	195,6
	192,1	208,7	202,4
	193,8	212,7	197,0
2	216,8	228,0	209,2
	219,5	232,8	213,5
	217,1	227,1	211,8

Анализ рисунка 3.18 и таблиц 3.7, 3.8 показал, что при добавлении хрома в состав сложнолегированной латуни наблюдается существенное увеличение количества и объемной доли интерметаллидов, а также повышение твердости сплава. По-видимому, это связано с появлением интерметаллидов, содержащих хром.

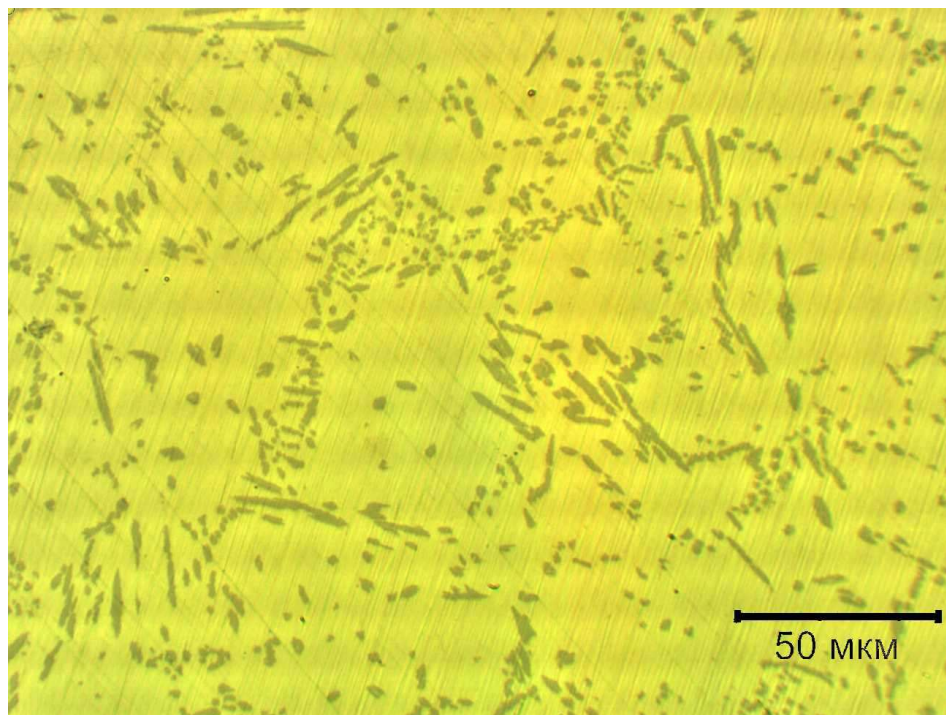
С целью установления влияния хрома в более широком диапазоне содержаний на структуру и свойства сложнолегированной латуни были проведены эксперименты. В лабораторной тигельной печи сопротивления были выплавлены сплавы с различным содержанием хрома. Хром вводился лигатурой CuSi17Cr10. С целью снижения угара элементов и защиты расплава от окисления применялся защитный флюс Redox. Расплав при температуре 1080...1090 °С заливался в графитовую изложницу, подогретую до температуры 200 °С. Получены слитки высотой 30 мм и диаметром 20 мм. Для изучения микроструктуры, определения химического состава и механических характеристик слитки подвергались токарной обработке. Химический состав сплава определялся при помощи рентгенофлуоресцентного спектрометра SPECTRO MIDEX XRF-13/1. Средний результат нескольких измерений химического состава слитков указан в таблице 3.9. Анализ микроструктуры осуществляли при помощи инвертированного оптического металлографического микроскопа «Альтами Мет-1М». Количественная оценка содержания интерметаллидной фазы осуществлялась при помощи системы анализа изображений SIAMS 700. Твердость измерялась при помощи универсального

твёрдомера ИТ 5010 стальным шариком диаметром 2,5 мм при нагрузке 1839 Н. Сводные данные представлены в таблице 3.9.

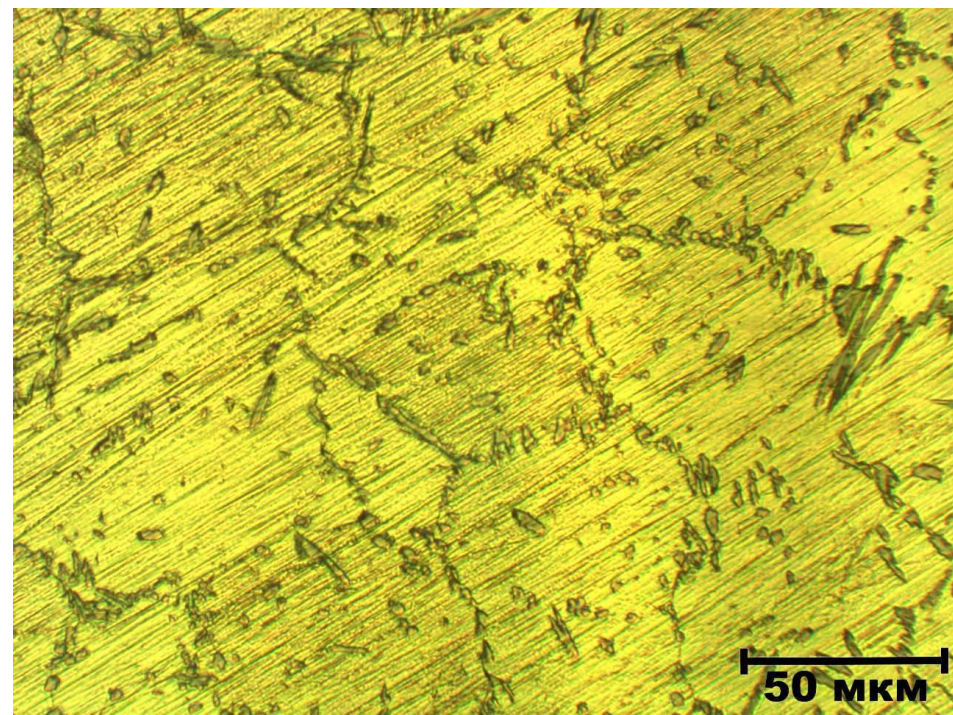
Качественный анализ микроструктуры полученных слитков показал, что при увеличении содержания хрома значительно изменяется морфология и размер интерметаллидных включений (рисунки 3.19, 3.20, 3.21, 3.22). Так, в структуре сплава, не содержащего в своем составе хром (слиток №1), как и в случае предыдущего эксперимента, наблюдаются интерметаллиды стержневидной формы. Длина таких интерметаллидов достигает 30...40 мкм, ширина не превышает 1...1,5 мкм, интерметаллиды распределены неравномерно. Из рисунка 3.19 видно, что интерметаллиды расположены в основном по границам зерен. Часть частиц имеет округлую форму. Однако это не является свидетельством их равноосности, поскольку в плоскости, ортогональной плоскости шлифа, такие интерметаллиды имеют также вытянутую стержневидную форму. При помощи микрорентгеноспектрального анализа, проведенного на приборе Hitachi SU-70 с энергодисперсионной микрорентгеноспектральной приставкой NSS312E, и волнового микрорентгеноспектрального анализа MagnaRay фирмы ThermoFisher Scientific было установлено, что в структуре слитка №1 присутствуют исключительно интерметаллиды со стехиометрической формулой Mn_5Si_3 и химическим составом (мас.%): Mn 67,25, Si 20,41 (карты распределения элементов всех 8 слитков приведены в приложении 1).

Таблица 3.9 – Химический состав, твердость, количественная оценка микроструктуры и интенсивность изнашивания слитков сложнолегированной латуни с различным содержанием хрома

Номер слитка	Химический состав, мас. %							Твердость HB	Количество округлых интерметаллидов на 1 мм ³ , тыс. шт.	Интенсивность изнашивания
	Cu	Mn	Al	Si	Ni	Cr	Zn			
1	65,10	3,15	1,49	1,41	0,46	0,00	ост.	231,37	0	7,3
2	67,22	3,27	1,42	0,82	0,50	0,05	ост.	232,03	3	7,1
3	66,42	3,34	1,45	1,26	0,48	0,14	ост.	232,46	20	6,8
4	67,37	3,66	1,48	1,34	0,52	0,15	ост.	233,65	39	6,6
5	67,80	3,43	1,71	0,85	0,63	0,16	ост.	232,08	43	5,7
6	63,48	3,15	1,50	0,76	0,45	0,17	ост.	298,80	50	5,5
7	64,89	3,14	1,45	0,77	0,49	0,23	ост.	291,12	138	4,2
8	65,84	3,29	1,58	1,18	0,51	0,33	ост.	247,54	346	6,1



а



б

Рисунок 3.19 – Микроструктура сплава, не содержащего хром (нетравлено (а), травлено (б))

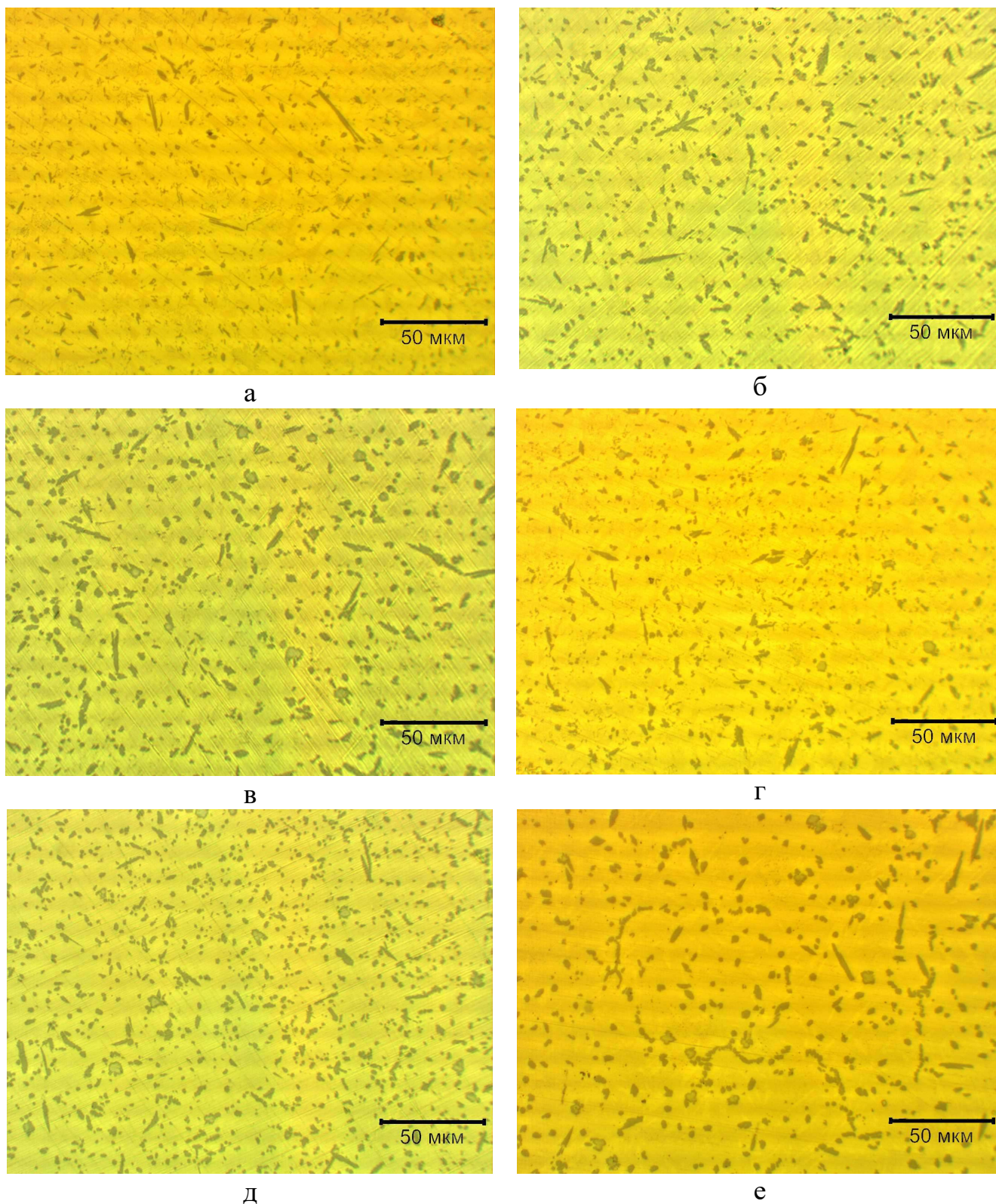


Рисунок 3.20 – Микроструктура слитков сплава с различным содержанием хрома (мас.%) (а – 0,05; б – 0,14; в – 0,15; г – 0,16; д – 0,17; е – 0,23)

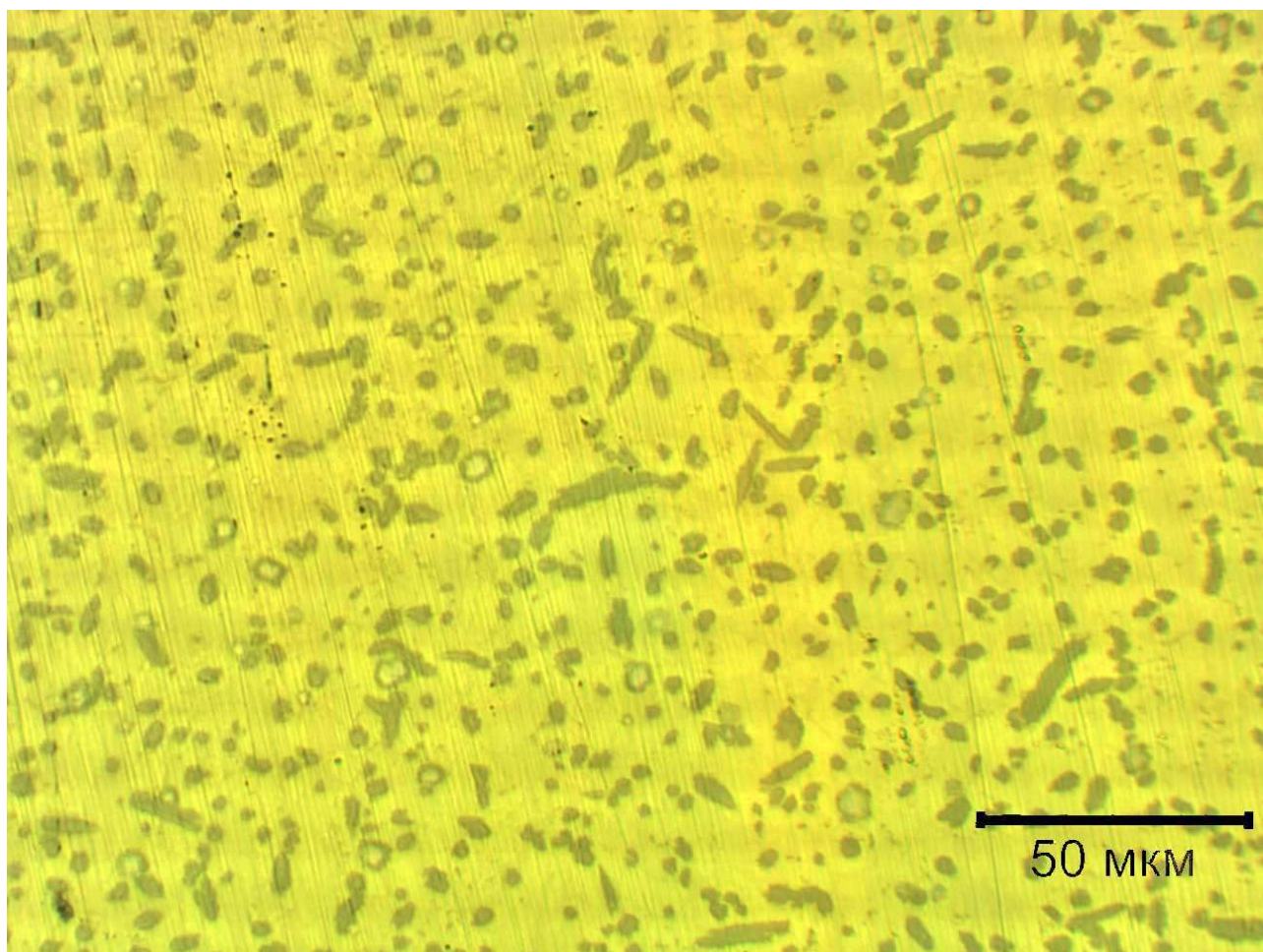


Рисунок 3.21 – Микроструктура слитка сплава с содержанием хрома 0,33 мас.%

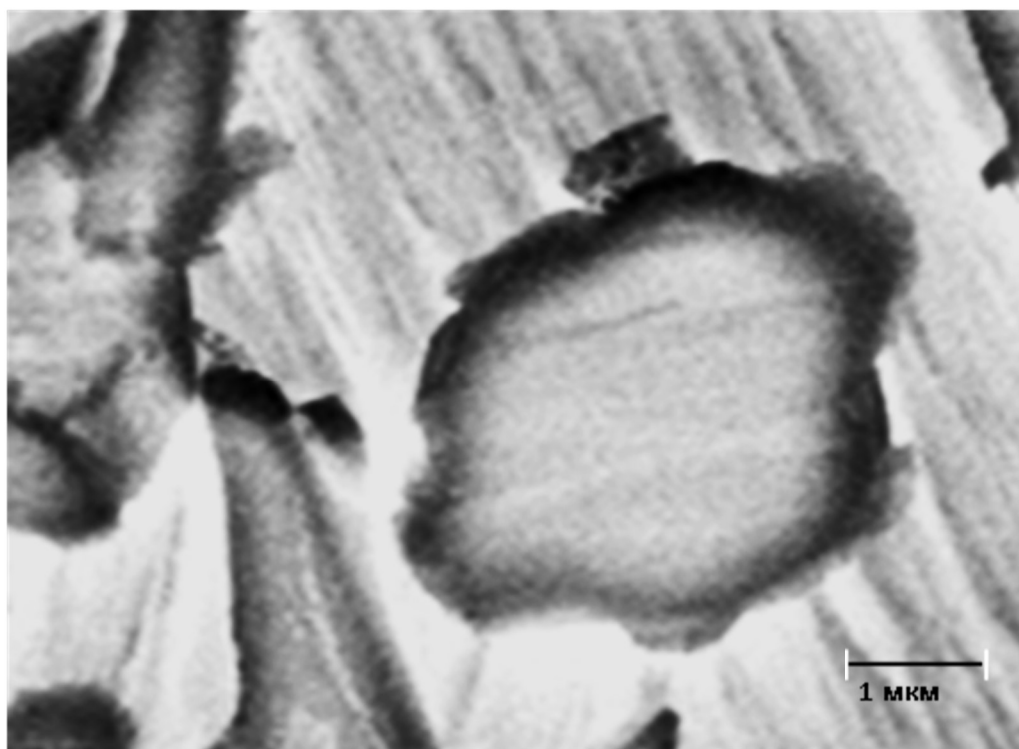


Рисунок 3.22 – Увеличенное изображение интерметаллида округлой формы

При введении в сплав хрома в количестве 0,05 мас.% (слиток №2) в структуре сплава наряду со стержневидными интерметаллидами длиной 30...40 мкм и шириной 1...1,3 мкм присутствуют очень мелкие, размером менее 1 мкм, интерметаллиды (рисунок 3.20 а). Интерметаллиды расположены равномерно по плоскости шлифа. При дальнейшем увеличении содержания хрома до 0,14 мас.% (слиток №3) в структуре сплава появляются округлые равноосные интерметаллиды (рисунок 3.20 б). Увеличенное изображение такого интерметаллида представлено на рисунке 3.22. Максимальная длина стержневидного интерметаллида уменьшается до 18 мкм, тогда как ширина увеличивается до 2...2,5 мкм. С повышением содержания хрома в сплаве с 0,15 до 0,23 мас.% наблюдается увеличение количества интерметаллидов округлой формы. При содержании хрома в сплаве 0,33 мас.% отмечается значительное увеличение количества интерметаллидов округлой формы (рисунок 3.21). Максимальная длина стержневидных интерметаллидов порядка 15 мкм, ширина порядка 3,5 мкм.

Для количественного анализа структуры методом стереометрической металлографии [121] был проведен подсчет количества интерметаллидов округлой формы в объеме 1 мм³ по формуле (3.6):

$$N=n/D_{\text{ср}}, \quad (3.6)$$

где n – количество интерметаллидов на 1 мм²;

$D_{\text{ср}}$ – средний размер интерметаллидов.

Оценка параметров производилась на нетравленных шлифах. Полученные данные усреднялись с точностью до 1 000 шт./мм³. Значения параметра N изменяются в диапазоне 0...346 тыс. частиц интерметаллидов на 1 мм³. Установлено, что в структуре слитка №2 с содержанием хрома 0,05 мас.% в 1 мм³ насчитывается порядка 3 000 шт. интерметаллидов округлой формы. С повышением содержания хрома в сплаве количество таких интерметаллидов увеличивается. В структуре слитка №8 с содержанием хрома 0,33 мас.% наблюдается порядка 346 000 шт. интерметаллидов округлой формы.

При помощи микрорентгеноспектрального анализа установлено, что темная оболочка представляет собой соединение силицид марганца со стехиометрической формулой Mn_5Si_3 и химическим составом 26,69 % Si и 62,04 % Mn. Светлая сердцевина такого интерметаллида имеет химический состав 16,60 % Si и 77,06 % Cr, стехиометрическая формула такого соединения – Cr_3Si .

Из таблицы 3.9 видно, что при увеличении количества округлых интерметаллидов от 0 до 43 тыс. шт. изменения твердости сплава незначительны 231...233 НВ. При количестве округлых интерметаллидов 50 тыс. шт. твердость сплава достигает максимальных значений и составляет 298,80 НВ. При этом содержание хрома в сплаве составляет 0,17 мас.%. При повышении содержания хрома в сплаве до 0,23 мас.% количество округлых интерметаллидов увеличивается до 138 тыс. шт., при этом твердость остается на высоком уровне и составляет 291,12 НВ. С увеличением содержания хрома в сплаве до 0,33 мас.% резко возрастает количество округлых интерметаллидов до 346 тыс. шт. и наблюдается снижение твердости до 247,54 НВ. В литературе [122, 123] подробно описан механизм дисперсного упрочнения сплава, объясняющий повышение прочностных характеристик, в частности – предела текучести. Поскольку природа деформации одинакова как в случае определения твердости, так и в случае определения предела текучести, то механизм влияния дисперсных частиц одинаков. Увеличение прочностных характеристик при появлении в структуре сплава дисперсных включений связано с наличием структурных неоднородностей, которые вносят свой вклад в сопротивление материала движению дислокаций [124]. Общая модель влияния дисперсного упрочнения за счет дислокационных движений была описана Э. Орованом (рисунок 3.23).

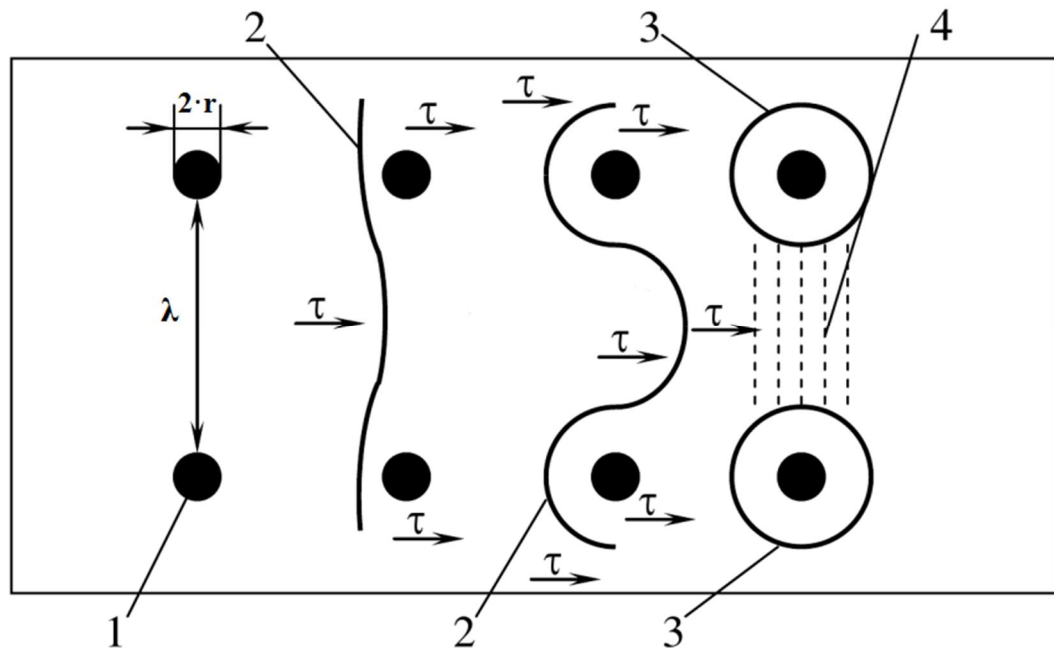


Рисунок 3.23 – Процесс формирования дислокационных петель: 1 – дисперсные частицы; 2 – линии дислокаций; 3 – дислокационные петли; 4 – поле упругих напряжений; λ – расстояние между дисперсными частицами; τ – направление действия напряжений [125]

По мере увеличения внешней нагрузки на образец повышается воздействие на дислокации, которые находятся в образце сплава, и дислокации начинают перемещаться, оказывая давление на дисперсные частицы. Поскольку значительная пластическая деформация возможна лишь в том случае, когда обеспечивается свободная работа дислокационных источников, то необходимо достижение напряжения, при котором дислокации выгибаются, проходя между частиц. Отгибание частиц дислокациями, в конечном итоге, приводит к формированию дислокационных петель вокруг частиц [126]. Таким образом, в области между образованными дислокационными петлями формируется поле упругих напряжений (рисунок 3.23) [125]. Такое поле затрудняет прохождение новых дислокаций между частицами. Предел текучести в этом случае представляют выражением (3.7) [122]:

$$\tau_y = \frac{2 \cdot T}{b \cdot \lambda} + t_m, \quad (3.7)$$

где T – сила натяжения для единичной длины дислокационной линии;

b – вектор Бюргерса;

λ – расстояние между дисперсными частицами;

τ_m – критическое напряжение сдвига матрицы.

Принимая T в виде выражения (3.8), получим зависимость вида (3.9), из которой видно, что с уменьшением расстояния между частицами предел текучести возрастает.

$$T = \frac{G \cdot b^2}{2}, \quad (3.8)$$

где G – модуль сдвига матрицы.

$$\tau_y = \frac{G \cdot b}{\lambda} + \tau_m \quad (3.9)$$

Дальнейшее развитие теории Орована привело к дополнению этих зависимостей. Так, в последующих работах было установлено, что пластическая деформация металлов определяется не только движением дислокаций в матрице, но и процессом их размножения (в том числе по механизму двойного поперечного скольжения). В итоге были выдвинуты предположения об эффективном расстоянии между частицами (выражение (3.10)), которые призваны учитывать кривизну дислокационных линий остаточных петель, размер частиц и вероятность встречи движущихся в плоскости скольжения дислокаций с частицами [123].

$$\bar{\lambda} = \frac{(\lambda + 2 \cdot r)^2}{2 \cdot r}, \quad (3.10)$$

где r – радиус частицы.

Для анализа и сравнения теоретических и экспериментальных данных было рассчитано среднее расстояние между дисперсными частицами в опытных слитках. Среднее расстояние между частицами рассчитывалось по формуле (3.11).

$$\lambda = \frac{1}{\sqrt[3]{N}} - 2 \cdot r, \quad (3.11)$$

где N – количество дисперсной фазы в 1 мм^3 , определенная по формуле (3.6).

Сравнение расчетных и экспериментальных данных приведено на рисунке 3.24.

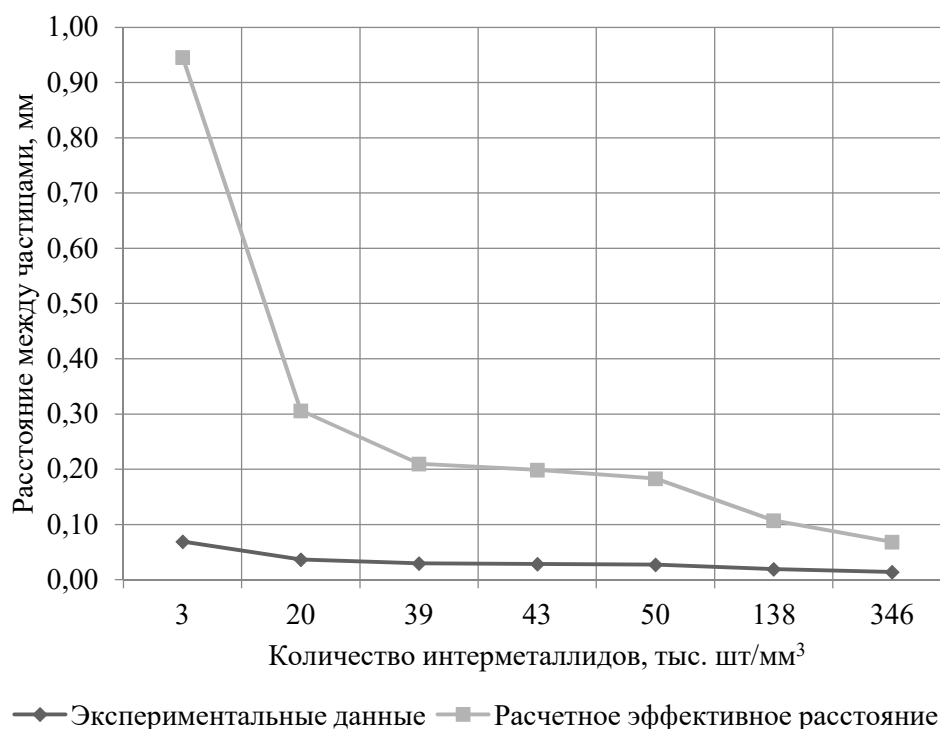


Рисунок 3.24 – Расстояние между частицами в зависимости от числа частиц

Из рисунка 3.24 видно, что при количестве частиц до 50 тыс. шт./мм³ расчетное эффективное расстояние и фактическое расстояние между частицами значительно отличаются. В этом случае частицы не выполняют своей функции увеличения прочностных характеристик сплава. Очевидно, что прочность образца сплава в этом случае определяется прочностными свойствами матрицы. По мере сокращения разницы между расчетным эффективным расстоянием и фактическим должны увеличиваться прочностные характеристики. Это подтверждается экспериментальными данными (таблица 3.9). При количестве округлых интерметаллидов 0...43 тыс. шт./мм³ твердость образцов меняется незначительно. При увеличении количества округлых интерметаллидов до 50...138 тыс. шт./мм³ наблюдается значительное увеличение твердости образцов. Согласно описанной теории при дальнейшем увеличении количества интерметаллидов должно наблюдаться увеличение прочностных характеристик, но экспериментально наблюдается снижение твердости образцов. Это объясняется тем, что увеличение количества интерметаллидов может вызывать агрегацию дисперсной фазы.

Вероятность образования агрегатов дисперсной фазы оценивалось в работе [127]. При помощи компьютерного моделирования случайного распределения дисперсных частиц наполнителя в матрице материала было показано, что возможно образование агрегатов частиц при определенных концентрациях дисперсной фазы. В модели оценивалась относительная длина агрегатов, выходящих на поверхность модели. В результате моделирования установлено, что при объемной концентрации наполнителя 0,3 % агрегатов не образуется. При концентрации 0,5 % – средняя относительная длина агрегата 1,07 ед., при объемной концентрации наполнителя 5 %, что соответствует образцу № 8 с 346 тыс. шт./мм³ округлых интерметаллидов, вероятность образования агрегатов значительно увеличивается и средняя длина агрегатов достигает 1,36 ед. Образующиеся агрегаты частиц приводят к неэффективному замыканию дислокаций и образованию микропор в местах скопления частиц. На образование пустот в областях скопления интерметаллидов указывается в работе [44]. Из приведенных данных по изучению микроструктуры сплава ЛМцКНС 58-3-1,5-1,5-1 можно определить, что пустоты формировались при расстоянии между интерметаллидами менее 0,02 мм. Эта информация полностью совпадает с данными, полученными в работе. На зависимость прочностных характеристик от микропор, которые образуются в металле на границе раздела фаз «дисперсная частица-матрица», указывается Трефиловым В.И. [123]. Когда в сплаве, упрочненном дисперсными частицами, дислокация подходит к частицам с частично разрушенной межфазной границей (микропоры) (рисунок 3.25), дислокация притягивается к микропорам и отталкивается от места, где сохранена межфазная граница. Движущаяся дислокационная линия частично выходит на поверхности пор, следовательно, вокруг частицы не образуется замкнутой петли. Последующие дислокационные линии, проходящие через этот ряд частиц, испытывают значительно меньшее дополнительное сопротивление со стороны полей упругих напряжений. Таким образом, снижаются прочностные характеристики сплава. Кроме того, при внедрении индентора в образец могут создаваться условия для появления микротрещин по причине возникновения

значительных сдвиговых деформаций в матрице при смещении интерметаллидных частиц. Нарушение межфазной границы приводит к выкрашиванию интерметаллидов при трении, что в свою очередь увеличивает интенсивность износа образца, в том числе увеличивая абразивную составляющую износа.

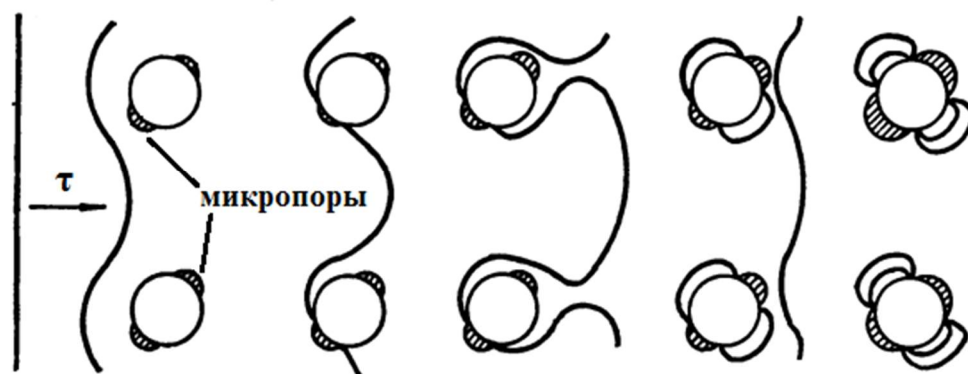


Рисунок 3.25 – Схема обхода дислокациями частиц, межфазная граница которых частично разрушена [123]

Анализируя формулу (3.10) и полученные данные (рисунок 3.24) можно сделать вывод, что для достижения максимального упрочнения необходимо значительно увеличить число частиц, формирующихся в сплаве и уменьшить их размер. На основании полученных данных определено содержание хрома в сплаве (0,17...0,23 мас.%), которое обеспечивает высокую твердость сплава. По результатам исследования подана заявка на патент «Сплав на основе меди».

В рамках проведения исследований определялась интенсивность изнашивания опытных образцов как характеристика износостойкости сплава. Поскольку сложнолегированная латунь марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 предназначена для изготовления колец синхронизаторов коробки переключения передач (КПП) автомобиля, то актуальной задачей является рассмотрение вопросов выхода колец синхронизаторов из строя при эксплуатации. При увеличении мощности двигателя и изменении трансмиссий увеличиваются нагрузки, которым подвергаются кольца синхронизаторов КПП автомобилей. Применяемые сейчас

сплавы уже не обеспечивают необходимую износостойкость колец синхронизаторов. Одной из причин выхода из строя колец синхронизаторов является пластическая деформация резьбы кольца. На рисунке 3.26 показано сечение резьбы кольца синхронизатора после дорожных испытаний.

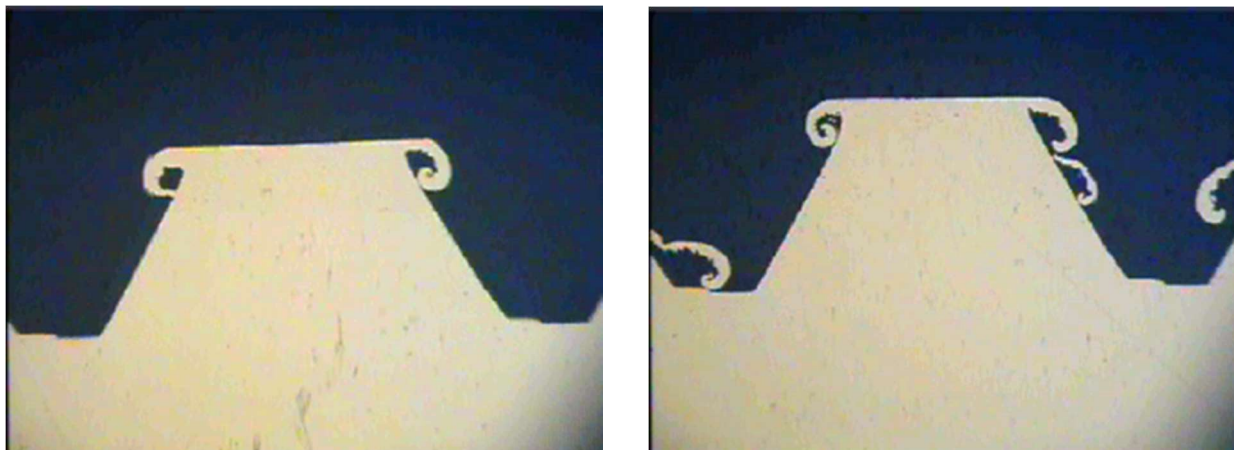


Рисунок 3.26 – Сечение резьбы кольца синхронизатора после испытания [33]

Поверхностные слои резьбы пластически деформированы. Кроме механического износа вершин резьбы наблюдается пластическая деформация. Такая деформация вершин резьбы говорит о работе в зоне пластического износа, которая характеризуется большой интенсивностью изнашивания [33]. При таком режиме даже небольшое увеличение нагруженности узла дает существенное снижение износостойкости и приводит к преждевременному прекращению выполнения функции синхронизации. Таким образом, пластическая деформация является недопустимой при работе узла синхронизации. Увеличение долговечности и износостойкости кольца возможно за счет увеличения его твердости.

Механизм работы блокирующего кольца синхронизатора коробки переключения передач связан с интенсивным износом. Работа кольца в действующей КПП обусловлена сочетанием различных видов износа: адгезионного, абразивного, усталостного и т.д., однако лимитирует износ в этом случае адгезионный механизм. При соприкосновении двух твердых тел между атомами их поверхностей возникает адгезионное взаимодействие. В полном объеме адгезионное взаимодействие проявляется при соприкосновении

поверхностей, освобожденных от покрывающих пленок смазки. Однако при трении твердых тел наблюдается адгезионное взаимодействие даже в условиях смазки [128]. Смазка в данном случае снижает адгезионное взаимодействие, но не всегда полностью его исключает. Механизм разрушения при адгезионном износе следующий: при соприкосновении металлических деталей образуется адгезионный контакт, более прочный, чем когезионное взаимодействие в этой области скольжения. Поскольку прочность адгезионной связи в области контакта превышает когезионные связи изнашиваемого металла, образуется наплыв, который при дальнейшем движении срезается и отделяется от тела, образуя частицу износа. Kerridge и Lancaster [129] показали, что такие частицы сначала наносятся на более твердую поверхность в виде тонкого слоя, а затем отделяются, образуя продукт износа.

Такой механизм учитывается в усталостной теории износа [130, 131]. Согласно этой теории, выделяют два основных правила применительно к уменьшению износа деталей. Первым правилом является правило положительного градиента механических свойств поверхности материала. Для предотвращения процесса глубинного вырывания поверхность трущегося тела должна иметь несколько меньшую прочность, чем нижележащие слои. В условиях работы синхронизатора (граничное трение) частично эта задача решается за счет смазки. При описании механического взаимодействия выведено второе правило, согласно которому жесткость и гладкость большей по размеру поверхности должны быть максимальны. Это необходимо для минимального внедрения контактируемого тела в поверхность износа. Взаимное внедрение происходит практически всегда, поскольку в деталях наблюдается различная ориентация зерен металла или гетерогенность структуры. Кроме того, при скольжении выступов, внедрившихся в истираемую поверхность, каждый из выступов гонит перед собой волну, подвергая деформации поверхность истираемой детали. Перед выступом металл сжимается (образуя гребень волны), за выступом металл растягивается [132]. Возникновение значительных деформаций способствует увеличению износа. Наличие микроскопических

твердых частиц в поверхностном слое способствует увеличению сопротивления металла на сдвиг [130], что обеспечивает увеличение износостойкости.

Испытания в условиях трения скольжения проводили на лабораторной трибологической установке по схеме «палец-пластина» при возвратно-поступательном движении образца по неподвижно закрепленной пластине при комнатной температуре на воздухе. В процессе испытания осуществлялась непрерывная регистрация силы трения. Силу трения измеряли с помощью упругого элемента – рессоры (кольца) с наклеенными на него тензометрическими датчиками сопротивления. Тарировка рессоры производилась с использованием поверочных грузов. Регистрация сигнала с тензодатчиков и обработка результатов производилась на компьютере с использованием модуля АЦП ZET-210 с предварительным усилителем ZET 412 и специального программного обеспечения ZETView. Для испытания из слитков № 1–8 изготавливались образцы размером 7×7×15. Контртелом служила пластина из стали 45, нормальная нагрузка – 30 кг. Длина хода образца – 40 мм, 2000 двойных ходов. Интенсивность изнашивания рассчитывалась по формуле (3.12):

$$I_h = \frac{Q}{\rho \cdot S \cdot L}, \quad (3.12)$$

где Q – потеря массы образца, г;

ρ – плотность материала образца, г/см³;

S – геометрическая площадь контакта, см²;

L – путь трения, см.

В таблице 3.9 приведены данные по интенсивности изнашивания образцов с различным содержанием хрома. Видно, что интенсивность изнашивания снижается с увеличением твердости и количества округлых интерметаллидов. Однако в образце № 8, при увеличении количества округлых интерметаллидов до 346 тыс. шт на 1 мм³, помимо снижения твердости наблюдается увеличение интенсивности изнашивания, что можно объяснить принципом Шарпи – Бочвара [133, 134]. Таким образом, при содержании хрома в сплаве 0,17...0,23 мас.% обеспечивается минимальная интенсивность изнашивания

образцов (4,2...5,5). Поскольку на стадии освоения промышленного производства слитков из сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 необходимо обоснованно назначить технологические параметры плавки и литья сплава, то представляет интерес определение интервала затвердевания и теплофизических свойств сплава.

3.5 Определение интервала затвердевания и теплофизических свойств сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

С целью определения температур фазовых превращений в сплаве марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 был выполнен дифференциальный термический анализ.

Сложнолегированные латуни в основном плавятся при температурах 800...1100 °С и, на первый взгляд, не должно возникать проблем при исследовании теплофизических свойств. Однако опыт исследования на термоанализаторе SETARAM МНТС дифференциальной сканирующей калориметрией разных марок сложнолегированных латуней показал, что латунь является весьма сложным объектом для исследования [135]. В опытах со стандартным аппаратным оборудованием (негерметичные керамические тигли с крышками), даже при условии использования защитной атмосферы аргона, при нагревании образца латуни до температуры 1200 °С происходит интенсивное испарение цинка (порядка 15...35 мас.%). Таким образом, потери цинка были весьма существенны. При этом испарившийся цинк конденсировался на деталях высокоточного оборудования внутри рабочей камеры термоанализатора. Такое «загрязнение» оборудования цинком создает угрозу повреждения термоанализатора. При этом интенсивное непрерывное изменение состава образца (изменение концентрации цинка) не позволяет точно определить температуру ликвидус. В данном случае для определения температур фазовых превращений в латуни в жидком состоянии при высоких температурах была

применена методика дифференциальной сканирующей калориметрии, описанная в главе 2.

На рисунке 3.27 показана кривая ДТА, характеризующая процесс плавления исследуемого образца сложнолегированной латуни. Видно, что процесс плавления образца сопровождается эндотермическим эффектом.

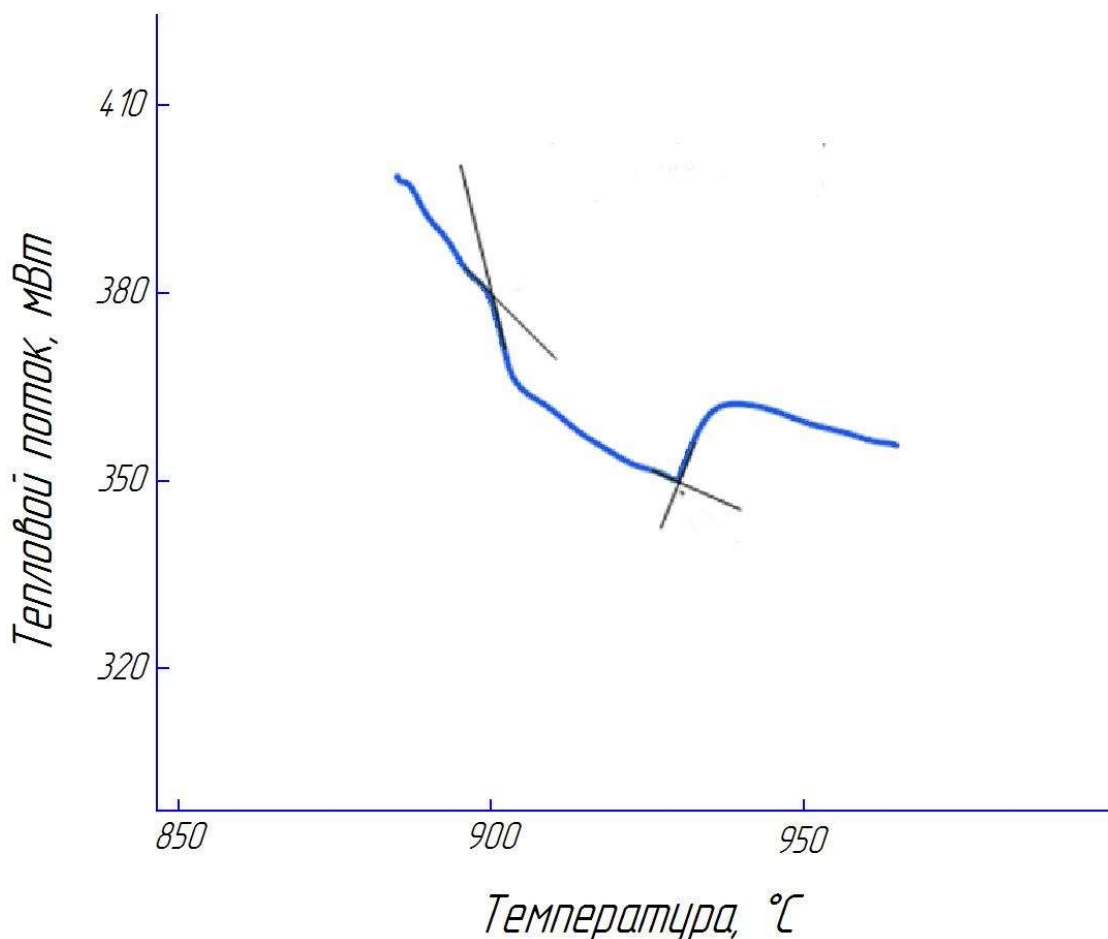


Рисунок 3.27 – Кривая ДТА, характеризующая процесс плавления образца латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

Форма полученной кривой свидетельствует о сложном процессе плавления образца латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2. Температуру солидус определяли по пересечению касательных в области начала видимого отклонения аналитического сигнала от относительно монотонного хода базовой линии. Температуру ликвидус находили как точку начала возврата аналитического сигнала на уровень базовой линии. Температура солидус данной латуни 900 °C,

температура ликвидус 930 °С. Интервал кристаллизации сплава составляет 30 °С, что значительно меньше интервала кристаллизации сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 – 76 °С и меньше интервала кристаллизации сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 – 49 °С. Процесс плавления образца сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 характеризуется наличием трех последовательных структурных превращений, частично налагающихся друг на друга (рисунок 3.28).

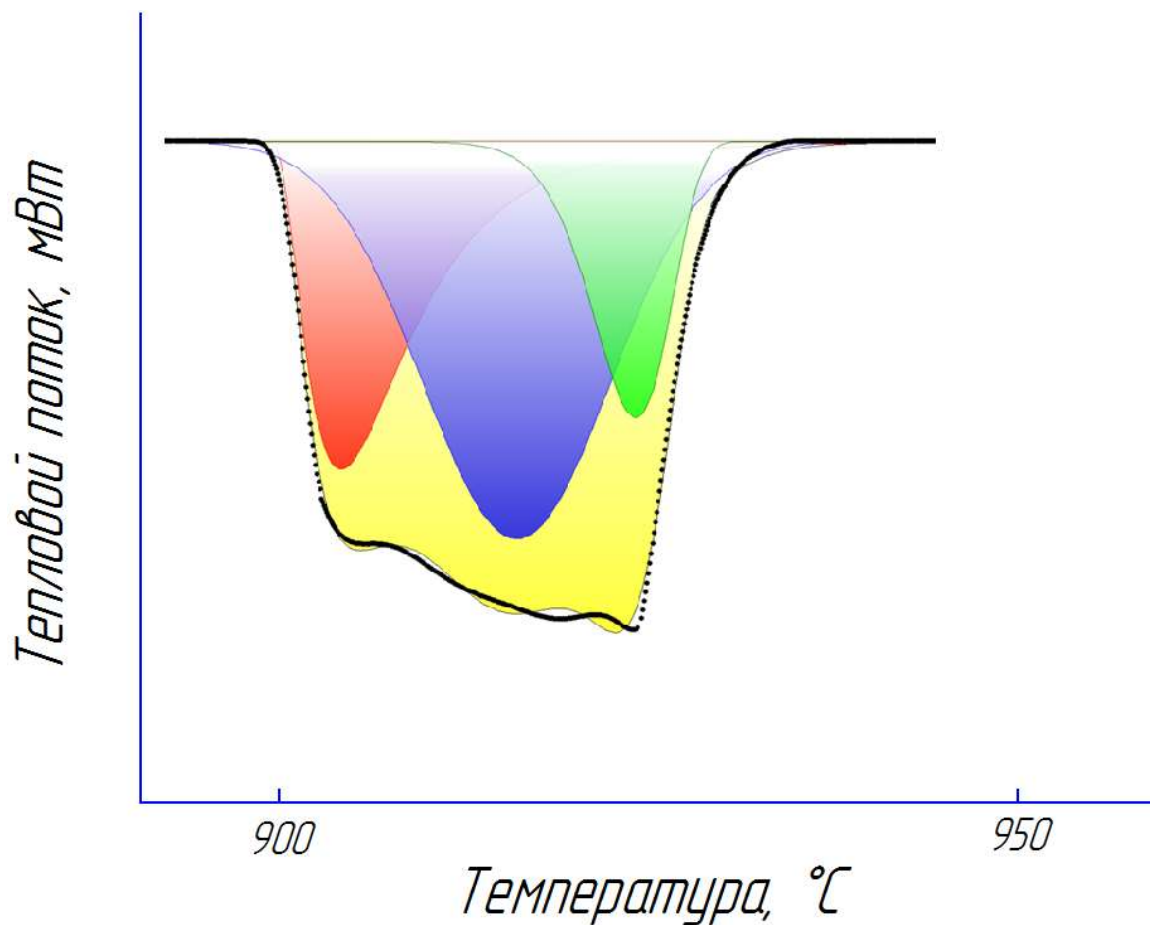


Рисунок 3.28 – Участок кривой ДТА, соответствующий периоду плавления образца латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 после математической обработки

Кривая дифференциального термического анализа, снятая при охлаждении образца латуни в твердом состоянии на приборе для синхронного термического анализа Netzsch STA 449 C Jupiter, приведена на рисунке 3.29. Из рисунка видно, что в твердом состоянии латунь претерпевает два фазовых превращения. Начало

первого превращения отмечено при температуре 750 °С (точка 1), начало второго – при температуре 515 °С (точка 2).

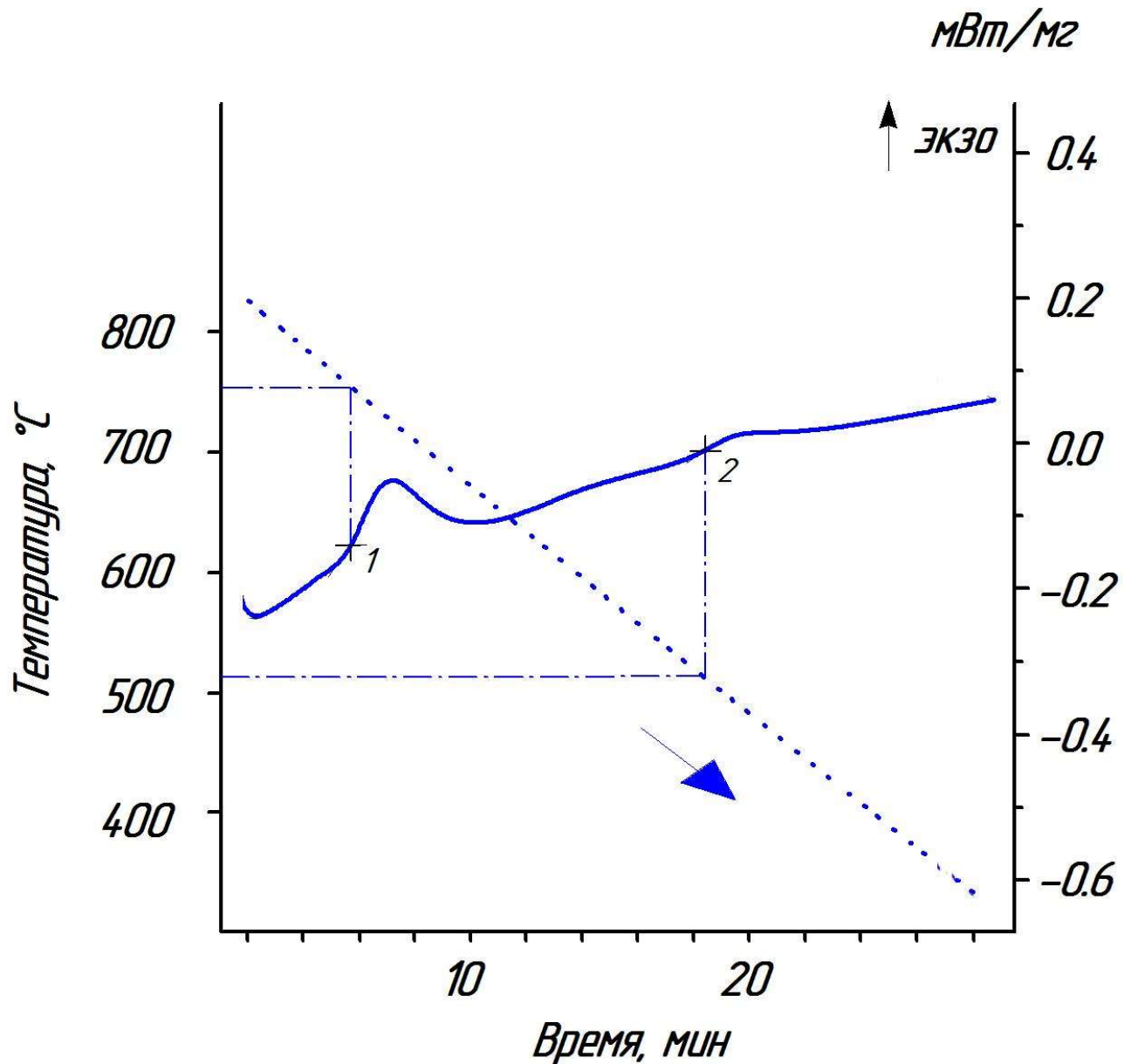


Рисунок 3.29 – Кривая ДТА, характеризующая процесс охлаждения образца латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в твердом состоянии

Исходя из полученных данных ДТА и диаграммы состояния Cu-Zn, а также результатов экспериментов, полученных при изучении других сложнолегированных латуней, можно описать предполагаемый механизм фазовых превращений, протекающих в сплаве марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 при кристаллизации и последующем охлаждении. Кристаллизация сплава начинается

при температуре 930 °С. При этой температуре из расплава начинают выделяться кристаллы первичной β -фазы. Поскольку температура плавления интерметаллидных соединений высокая, то в температурном интервале кристаллизации сплава сначала начинают формироваться интерметаллиды Cr_3Si , на которых будет образовываться оболочка Mn_5Si_3 . Содержание хрома в сплаве значительно меньше, чем марганца и одновременно с образованием силицидов хрома будет происходить формирование силицидов марганца в виде включений стержневидной формы. При температуре 900 °С заканчивается затвердевание сплава и формируется структура, состоящая из β -фазы и избыточной фазы в виде интерметаллидов округлой формы, сердцевина которых соответствует соединению Cr_3Si , а оболочка – соединению Mn_5Si_3 и стержневидной формы состава Mn_5Si_3 . Такая структура сохраняется до температур 760...750 °С (рисунок 3.29, точка 1). При дальнейшем охлаждении происходит уменьшение растворимости легирующих компонентов в β -фазе. Кроме того, происходит выделение α -фазы. При понижении температуры осуществляется распад β -фазы по механизму $\beta \rightarrow \alpha + \beta$. При температуре 515 °С (рисунок 3.29, точка 2) происходит упорядочение β -фазы – формирование β' -фазы.

Для определения параметров литья слитков сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 полунепрерывным методом были определены теплофизические свойства сплава в зависимости от температуры. Определение теплофизических характеристик проводилось на приборе LFA 457 MicroFlash фирмы NETZSCH. Удельная теплопроводность (рисунок 3.30), удельная теплоемкость (рисунок 3.31) и изменение плотности образца (рисунок 3.32) определялись в интервале температур 50...900 °С.

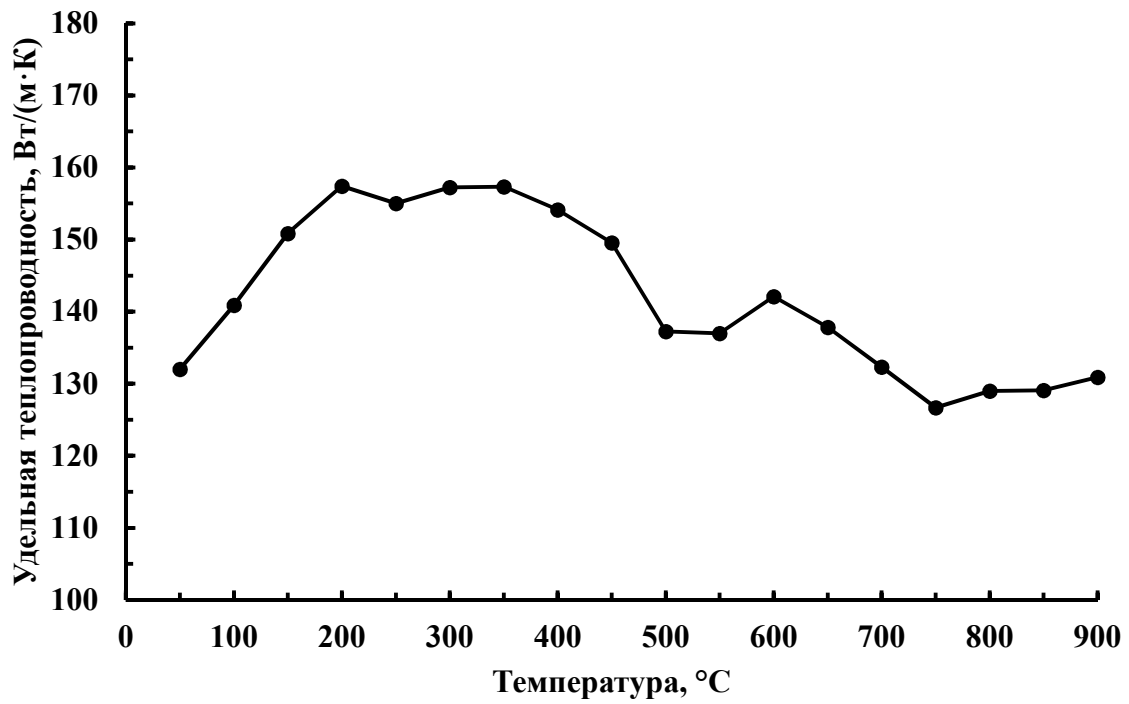


Рисунок 3.30 – Изменение удельной теплопроводности сплава от температуры

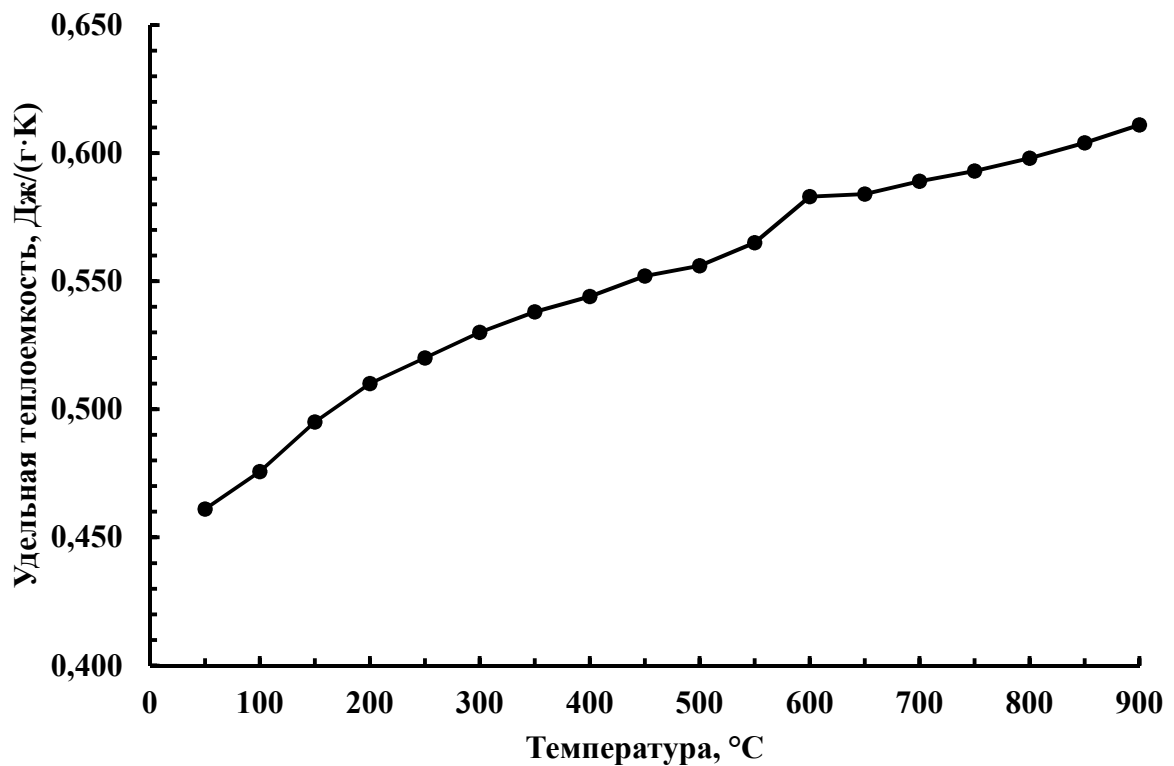


Рисунок 3.31 – Изменение удельной теплоемкости сплава от температуры

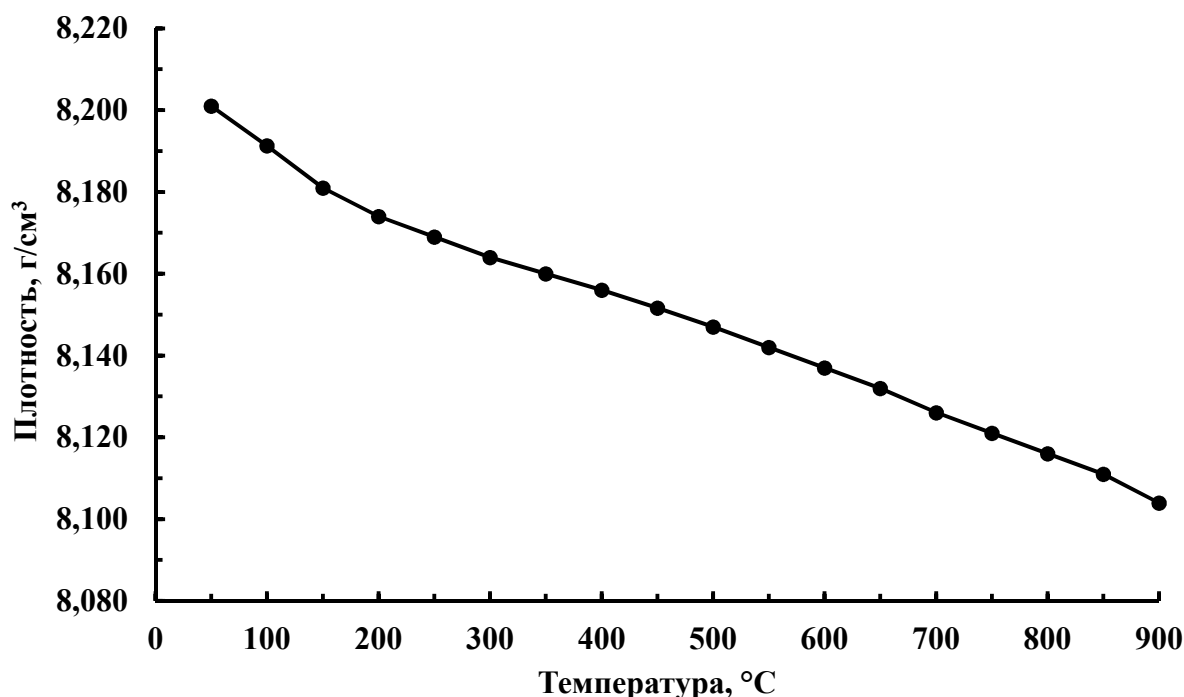


Рисунок 3.32 – Изменение плотности образца сплава при нагревании

Из рисунка 3.30 видно, что удельная теплопроводность сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в указанном температурном диапазоне изменяется в интервале 126,68...157,43 Вт/(м·К).

Поскольку теплопроводность зависит от количественного соотношения фаз в структуре сплава [136], то наблюдается немонотонное изменение теплопроводности. Ее повышение в диапазоне температур 50...200 °C вероятно связано с превращениями, которые претерпевает β' -фаза в этом диапазоне температур [115]. При температурах от 200 до 400 °C теплопроводность практически не изменяется. В диапазоне температур 400...650 °C наблюдается снижение теплопроводности, что связано с разупорядочением β' -фазы. Выше температуры 650 °C теплопроводность практически не изменяется, фазовый состав матрицы сплава характеризуется наличием только β -фазы. Удельная теплоемкость сплава с повышением температуры увеличивается с 0,461 до 0,611 Дж/(г·К) (рисунок 3.31). Плотность сплава снижается с 8,201 до 8,104 г/см³ в температурном диапазоне 50...900 °C (рисунок 3.32).

3.6 Выводы по главе 3

1. Анализ свойств сплавов, применяемых для изготовления деталей, работающих в условиях износа и высоких удельных нагрузок, показал, что необходимый комплекс механических и эксплуатационных свойств обеспечивается структурой сплава: соотношением α - и β -фаз, объемной долей интерметаллидов, а также их размером и морфологией. Кроме того, сплавы должны быть технологичными на всех переделах. Предложенная конструкторами сложнолегированная латунь, в отличие от ранее используемых износостойких сплавов, содержит легкоокисляющийся хром.
2. Установлено, что степень усвоения хрома зависит от температуры расплава меди, времени выдержки и размера кусков хрома. При размере кусков хрома 20...30 мм в течение 30...40 минут усваивается 80...90 % хрома. Для обработки экспериментальных данных использована методика полного факторного эксперимента. Получено уравнение регрессии, проверена его адекватность. Эксперименты показали, что легирование меди чистым хромом целесообразно с технологической точки зрения.
3. Экспериментально установлено, что на степень усвоения хрома расплавом латуни ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 оказывает влияние способ легирования. При использовании чистого хрома в структуре латуни обнаружены скопления частиц нерастворившегося хрома. Ввиду высокого содержания цинка в составе латуни нагрев расплава выше температуры 1200 °С и продолжительная выдержка при высоких температурах невозможны из-за интенсивной пульсации расплава и испарения цинка, а также потерь легирующих элементов в результате угара. Анализ микроструктуры латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленной с использованием лигатур CuCr10 и CuSi17Cr10, показал, что в структуре отсутствуют частицы нерастворившегося хрома.
4. Металлографический анализ структуры латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленной с использованием лигатур

CuCr10 и CuSi17Cr10, показал, что в структуре присутствуют интерметаллиды различной морфологии и состава. Кроме интерметаллидов стержневидной формы, присутствуют интерметаллиды округлой формы: центральная область интерметаллида обогащена хромом и кремнием, а периферийная область обогащена марганцем и кремнием.

5. Анализ микроструктуры слитков латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 с различным содержанием хрома показал, что при увеличении содержания хрома значительно изменяется морфология и размер интерметаллидных включений. В структуре сплава, не содержащего в своем составе хром, наблюдаются интерметаллиды стержневидной формы, длина которых достигает 30...40 мкм, ширина не превышает 1...1,5 мкм. При этом интерметаллиды распределены неравномерно и расположены в основном по границам зерен. При увеличении содержания хрома в сплаве от 0,05 до 0,33 мас.% наряду со стержневидными интерметаллидами появляются округлые интерметаллиды. Длина стержневидного интерметаллида уменьшается до 15 мкм, а ширина увеличивается до 3,5 мкм.
6. Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что оболочка интерметаллида округлой формы представляет собой соединение силицид марганца со стехиометрической формулой Mn_5Si_3 и химическим составом 26,69 % Si и 62,04 % Mn. Сердцевина такого интерметаллида имеет химический состав 16,60 % Si и 77,06 % Cr, стехиометрическая формула такого соединения – Cr_3Si .
7. С помощью метода стереометрической металлографии проведен подсчет количества интерметаллидов округлой формы в объеме 1 мм³. Установлено, что с повышением содержания хрома в сплаве количество таких интерметаллидов увеличивается. Определено содержание хрома в сплаве (0,17...0,23 мас.%), которое обеспечивает высокую твердость 291,12...298,80 НВ и минимальную интенсивность изнашивания $I_h=4,2...5,5$. По результатам исследования подана заявка на патент «Сплав на основе меди».

8. С применением дифференциального термического анализа определены критические температуры сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2. Температура ликвидус составляет 930 °С, температура солидус – 900 °С, это позволяет отнести сплав к группе узкоинтервальных сплавов. Установлено, что в твердом состоянии латунь претерпевает два фазовых превращения. Начало первого превращения отмечено при температуре 750 °С, начало второго – при температуре 515 °С. Описан предполагаемый механизм фазовых превращений, протекающих в латуни при кристаллизации и последующем охлаждении. Полученные данные позволили рекомендовать технологические параметры плавки и литья слитков.
9. Определены теплофизические свойства сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 (удельная теплопроводность, удельная теплоемкость, плотность) в интервале температур 50...900 °С.

4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПЛАВКИ И ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА МАРКИ ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

4.1 Выбор и обоснование технологического регламента плавки и литья сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

Основным технологическим параметром, определяющим качество непрерывнолитого слитка, является скорость литья. При увеличении скорости литья слитков выше предельного значения происходит разрыв сформировавшейся тонкой корочки и прорыв жидкого металла. Кроме того, высоколегированные сплавы на основе меди склонны к образованию внутренних дефектов. Известно [137], что "склонность к осевым горячим трещинам резко снижает скорость литья по сравнению с уровнем, ограниченным прорывами металла". Проведенное Кацем А.М и Шадеком Е.Г. исследование процесса формирования лунки жидкого металла при литье слитков латуни показало, что формирующаяся лунка имеет некоторое смещение относительно своей оси, а толщина корочки по периметру слитка неравномерна. Такой эффект объясняется несоосностью слитка и кристаллизатора, что приводит к переменной величине зазора между слитком и кристаллизатором, а значит и разной величине теплоотвода. Разная величина теплоотвода в радиальном направлении по периметру слитка приводит к формированию неравномерной толщины корочки непрерывнолитого слитка. При выходе лунки жидкого металла в зону интенсивного вторичного охлаждения возникают значительные термические напряжения, что приводит к возникновению трещин. Таким образом, для назначения скорости литья необходимо определить глубину лунки, формирующейся в процессе литья.

При помощи эмпирической зависимости (4.1), установленной Добаткиными В.И [79, 138, 139], определяющей зависимость глубины лунки от различных теплофизических свойств сплава и технологических параметров литья, была определена глубина лунки при разных скоростях литья.

$$h_{\text{л}} = \frac{\rho \cdot v_{\text{л}} \cdot R_{\text{сл}}^2 \cdot (L + 1/2 \cdot c \cdot (T_{\text{кр}} - T_{\text{п}}))}{4 \cdot \lambda \cdot (T_{\text{кр}} - T_{\text{п}})}, \quad (4.1)$$

где ρ – плотность твердой фазы, кг/м³;

$v_{\text{л}}$ – скорость литья слитка, м/с;

$R_{\text{сл}}$ – радиус слитка, м;

L – удельная теплота кристаллизации, Дж/кг;

c – теплоемкость твердой фазы, Дж/(кг·К);

$T_{\text{кр}}$ – температура кристаллизации сплава, °С;

$T_{\text{п}}$ – температура поверхности слитка при выходе из кристаллизатора, °С;

λ – коэффициент теплопроводности сплава, Вт/(м·К).

Для расчета принимались следующие параметры: $L = 105040$ Дж/кг, $R = 0,107$ м, $T_{\text{кр}} = 900$ °С. В параграфе 3.5 методом ДТА определена температура солидус сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 900 °С. Температура поверхности слитка при выходе из кристаллизатора принята 861 °С исходя из опыта полунепрерывного литья сложнолегированных латуней. Для расчета принимались средние значения плотности, теплопроводности и теплоемкости сплава в диапазоне температур 861...900 °С, а именно: $\rho = 8108$ кг/м³, $\lambda = 130$ Вт/(м·К), $c = 608$ Дж/(кг·К). Поддержание постоянной температуры поверхности слитка обеспечивается режимом первичного охлаждения в кристаллизаторе. Результаты расчета глубины лунки при различных скоростях литья показаны на рисунке 4.1.



Рисунок 4.1 – Зависимость глубины лунки жидкого металла при литье латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 от скорости литья

Анализ полученной зависимости показал, что скорость литья 3 м/ч является предельной. При превышении этой скорости лунка жидкого металла будет выходить за пределы кристаллизатора и попадать в зону интенсивного вторичного охлаждения, т.к. отверстия спрейера рассредоточенного вторичного охлаждения располагаются на высоте 455 мм. Уменьшение скорости литья ниже 2,5 м/ч является экономически нецелесообразным, поскольку увеличивается угар легирующих элементов и интенсифицируется процесс шлакообразования в результате более длительного времени нахождения расплава в разливочном миксере, снижается производительность установки. Результаты теоретического расчета и данные, полученные при изучении теплофизических свойств сплава, позволили рекомендовать технологические параметры литья слитков из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2. Кроме того, сформулированы рекомендации по способу выплавки сплава.

Выплавка сплава производится в индукционной канальной печи ИЛК-1,6С2. Разливка сплава осуществляется при помощи литейной машины конструкции ИЗТМ из миксера ИЛКМ-2,5С3. Плавку шихтовых материалов проводят под слоем флюса, состоящего из технической поваренной соли по ТУ 18-11-3-85 [140], криолита искусственного технического по ГОСТ 10561-80 [141] и калия хлористого по ГОСТ 4568-95 [142]. Также возможно использование флюса марки «Redox». Данный флюс предназначен для очистки расплава от неметаллических включений, защиты поверхности расплава от окисления. Кроме того, благодаря образованию шлака с низким содержанием металла, достигается существенное снижение потерь на угар, а также уменьшение интенсивности образования шлаковых наростов на стенках печи. Способ применения флюса следующий: на «болото» в печи вносится 3/5 части от необходимого количества флюса. После расплавления шихтовых

материалов на зеркало расплава вносится оставшаяся часть флюса. По достижении температуры разливки расплав выдерживается не менее 7 мин.

Необходимо обеспечить следующий порядок загрузки шихты в плавильную печь: на «болото» загружают медные катоды и отходы меди; затем загружаются отходы собственного производства; после расплавления меди загружают никель, марганец, кремний, алюминий, цинк, лигатуру CuSi17Cr10 присаживают в миксер непосредственно перед разливкой.

Перед вводом лигатуры поверхность расплава в миксере покрывают флюсом. Лигатуру вводят под зеркало металла. После ввода лигатуры производят интенсивное перемешивание расплава до полного растворения лигатуры.

В период расплавления и доводки расплава по химическому составу не допускают зависания шихты, перегрева металла, нарушений сплошности флюсового покрова на поверхности расплава. После полного расплавления всех шихтовых материалов и тщательного перемешивания расплава производят отбор пробы для срочного анализа химического состава сплава. После получения результата срочного анализа химического состава сплава температуру расплава доводят до 1130...1160 °С.

Проведение промышленных экспериментов по отливке слитков сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 осуществлялось с учетом промышленного опыта полунепрерывного литья сложнолегированных латуней. Использовались кристаллизаторы, оснащенные «глухими» гильзами и спрейерами вторичного рассредоточенного охлаждения, для исключения возникновения трещин на слитках при литье. В начале литья после заполнения кристаллизатора металлом на высоту 100...150 мм на поверхность расплава насыпается слой прокаленной сажи толщиной 10...15 мм и по мере уменьшения толщины слоя добавляется саж в течение всего процесса литья. Температура разливки назначена 1130...1160 °С с учетом перегрева 200...230 °С над температурой ликвидус

сплава. Давление охлаждающей воды в кристаллизаторе назначено 40...80 кПа с учетом производственного опыта полунепрерывного литья слитков. Скорость литья 2,5...3,0 м/ч назначена из результатов, полученных при определении глубины лунки жидкого металла при литье латуни.

4.2 Изучение структуры и свойств сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом и прессованном состоянии при легировании сплава лигатурой CuCr10

В условиях Ревдинского завода по обработке цветных металлов на установке полунепрерывного литья были отлиты слитки сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 диаметром 214 мм с использованием при плавке лигатуры CuCr10. Полученные слитки разрезались на мерные заготовки длиной 455 мм, из которых изготавливались трубы методом горячего прессования на прессе усилием 15 МН. От слитка отбирались образцы для определения химического состава сплава, изучения микроструктуры и механических свойств.

Поскольку сложнолегированная латунь представляет собой неоднородный по структуре материал, для определения равномерности распределения элементов по сечению и высоте слитка был выполнен анализ химического состава разных участков темплетов. Результаты химического анализа приведены в таблице 4.1. Участки, в которых определялся химический состав сплава, показаны на рисунке 4.2.

Таблица 4.1 – Химический состав образцов слитков, выплавленных с использованием лигатуры CuCr10

Образец	Химический состав, мас.%							
	Cu	Si	Cr	Mn	Al	Ni	Zn	Fe
21	62,00	0,94	0,16	3,10	3,02	0,36	ост.	0,15
22	61,91	0,97	0,21	3,11	2,99	0,36	ост.	0,15
23	62,00	0,95	0,11	3,09	2,99	0,36	ост.	0,13
24	61,98	0,97	0,12	3,12	2,97	0,36	ост.	0,14
25	62,00	0,94	0,11	3,11	2,98	0,36	ост.	0,14
26	61,91	0,93	0,12	3,11	2,98	0,36	ост.	0,13
27	61,94	0,93	0,09	3,11	2,97	0,36	ост.	0,13
28	61,90	1,01	0,38	3,19	2,98	0,36	ост.	0,21
29	61,97	0,94	0,12	3,12	2,98	0,36	ост.	0,14
30	61,91	0,92	0,11	3,10	2,92	0,36	ост.	0,13
31	61,97	0,93	0,11	3,12	2,93	0,36	ост.	0,13
32	61,92	0,88	0,11	3,08	2,92	0,36	ост.	0,13
33	61,95	0,88	0,09	3,09	2,91	0,36	ост.	0,12
34	62,00	0,91	0,13	3,05	3,03	0,36	ост.	0,14
35	62,00	0,90	0,11	3,09	2,99	0,36	ост.	0,13
36	62,00	0,93	0,10	3,12	2,98	0,36	ост.	0,13
37	61,97	0,88	0,12	3,05	2,93	0,36	ост.	0,14
38	61,97	0,93	0,15	3,13	2,99	0,36	ост.	0,14
39	62,00	0,92	0,13	3,07	2,98	0,36	ост.	0,14
40	62,00	0,93	0,12	3,10	2,98	0,36	ост.	0,14
111	61,95	0,88	0,10	3,10	3,00	0,36	ост.	0,13
112	61,90	1,00	0,31	3,18	2,98	0,36	ост.	0,20
113	61,98	0,89	0,12	3,05	3,01	0,36	ост.	0,14
114	62,00	0,94	0,11	3,10	2,95	0,36	ост.	0,13
115	61,90	0,93	0,14	3,13	2,98	0,36	ост.	0,15
116	61,99	0,92	0,11	3,10	2,98	0,36	ост.	0,13
117	61,90	1,00	0,74	3,29	2,97	0,36	ост.	0,28
118	61,94	0,96	0,13	3,14	3,00	0,36	ост.	0,14
119	62,00	0,94	0,12	3,09	2,97	0,36	ост.	0,14
120	62,00	0,91	0,13	3,05	3,00	0,36	ост.	0,14
121	61,98	0,94	0,11	3,09	2,98	0,36	ост.	0,13
122	61,92	0,90	0,09	3,09	2,98	0,36	ост.	0,13
123	62,00	0,92	0,11	3,07	3,00	0,36	ост.	0,13
124	61,98	0,91	0,11	3,09	2,99	0,36	ост.	0,13
125	61,93	0,95	0,12	3,17	2,97	0,36	ост.	0,14
126	62,00	0,89	0,10	3,10	2,97	0,36	ост.	0,13
127	61,90	0,94	0,16	3,11	3,00	0,36	ост.	0,15
153-1	61,90	1,15	0,51	3,23	2,97	0,36	ост.	0,26

* Содержание Pb и Sn менее 0,05 мас. %.

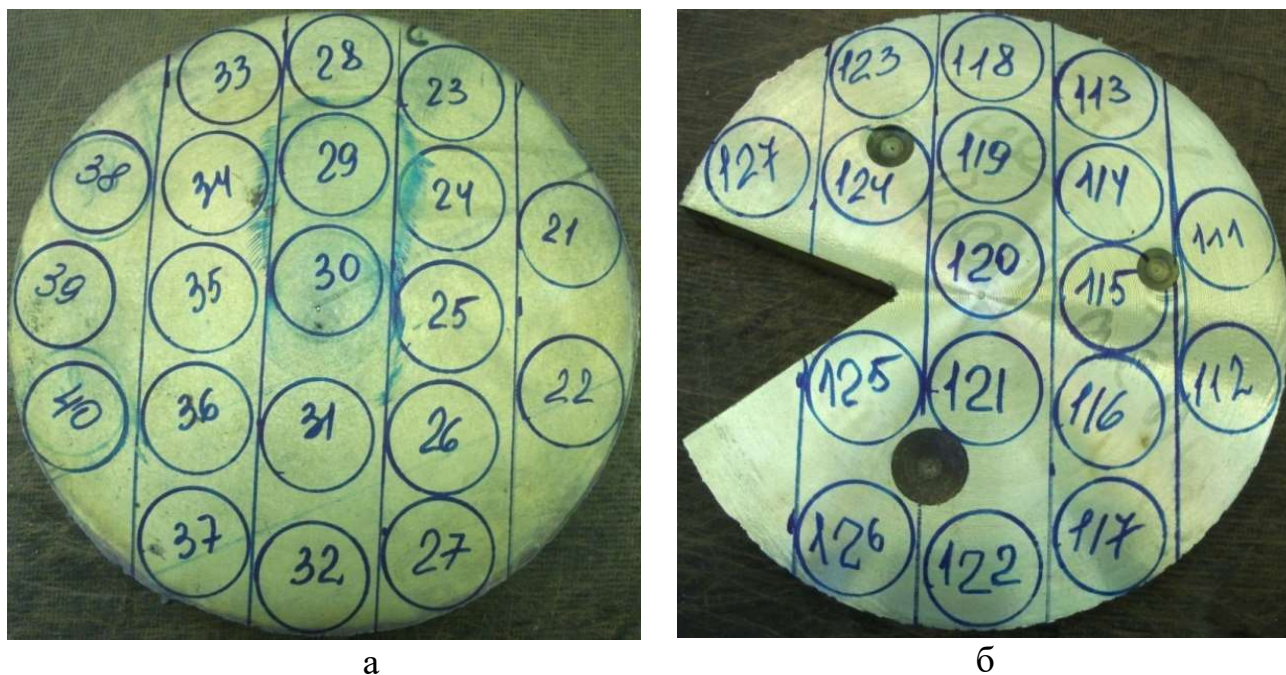


Рисунок 4.2 – Места отбора образцов для определения химического состава
(а – донная часть слитка, б – литниковая часть слитка)

Определение химического состава проводили при помощи рентгенофлуоресцентного спектрометра S8 Tiger. Образец, обозначенный индексом 153-1 в таблице 4.1, соответствует месту выреза на темплете. Из приведенных данных видно, что хром распределен неравномерно по сечению и высоте слитка. Для выяснения причин неравномерного распределения хрома по сечению и высоте слитка были проведены исследования на электронном микроскопе.

На рисунке 4.3 показана структура сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuCr10. Изображение получено в отраженных и вторичных электронах. Химический состав участков, обозначенных на рисунке 4.3, указан в таблице 4.2.

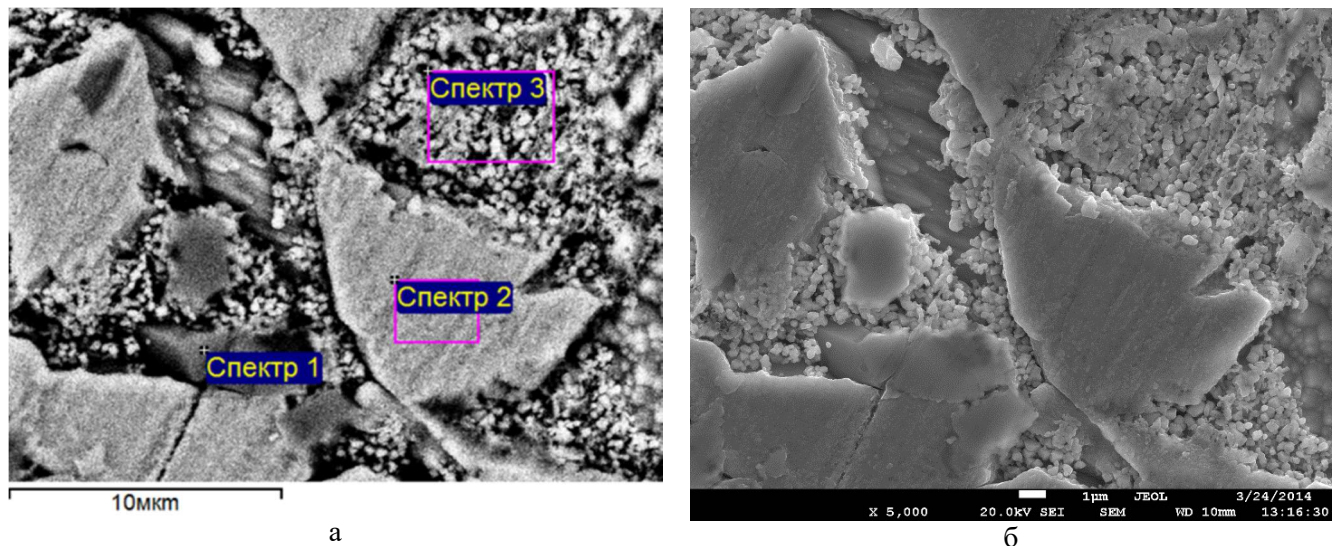


Рисунок 4.3 – Структура сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 на участке $\frac{1}{2}$ радиуса слитка
(а – в отраженных электронах; б – во вторичных электронах)

Таблица 4.2 – Химический состав фазовых составляющих сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом состоянии

Участок	Химический состав, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
Спектр 1	0,02	26,69	0,7	62,04	2,37	6,43	1,76
Спектр 2	0,63	0,25	-	0,97	0,40	80,64	17,17
Спектр 3	1,64	0,34	-	1,11	0,33	68,51	28,11

Из рисунка 4.3 видно, что микроструктура сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом состоянии состоит из трех фаз: интерметаллиды, α -фаза и β' -фаза. В таблице 4.2 указан химический состав каждой из приведенных структурных составляющих. Спектр 1 соответствует химическому составу интерметаллидного соединения, в составе которого в значительном количестве присутствуют марганец и кремний. Содержание остальных элементов незначительно и, с учетом ранее выполненных работ [16, 24, 28, 45], можно предположить, что интерметаллидное соединение имеет стехиометрический состав, соответствующий соединению Mn_5Si_3 . Интерметаллид такого состава характерен для структуры сложнолегированных латуней марок ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 и ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1. Спектр 2 описывает

химический состав α -фазы. Спектр 3 соответствует химическому составу β' -фазы, которая более легирована алюминием, чем α -фаза.

Результаты поэлементного картирования (рисунок 4.4) позволяют однозначно определить на электронном изображении расположение силицидов и элементный состав этих интерметаллидных включений. Интерметаллиды располагаются как внутри α -фазы, так и внутри β' -фазы. Также видно, что такие легирующие элементы, как никель и хром, равномерно распределены в α - и β' -фазе.

В разных частях темплета были обнаружены скопления включений. Изображения включений, полученных в отраженных и вторичных электронах, приведены на рисунке 4.5. Обнаруженные включения располагаются внутри зерен литого металла, имеют различный размер и морфологию.

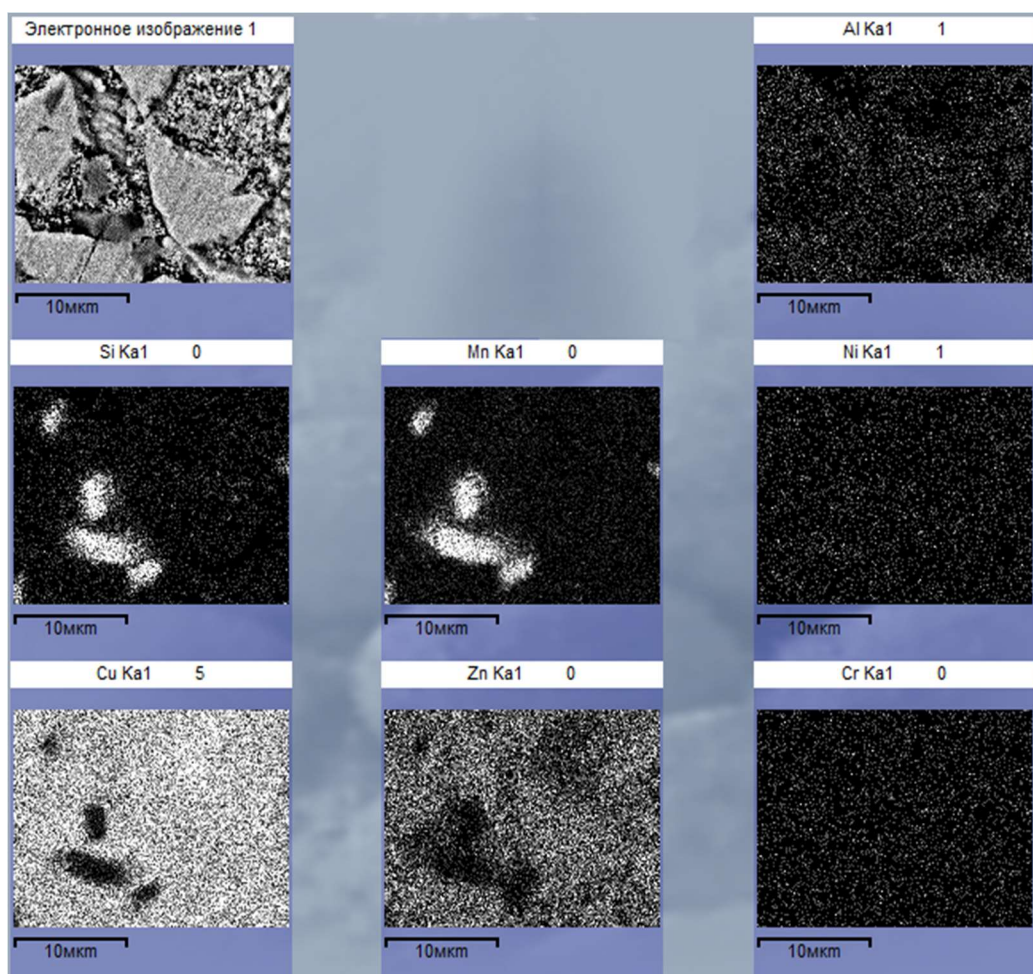
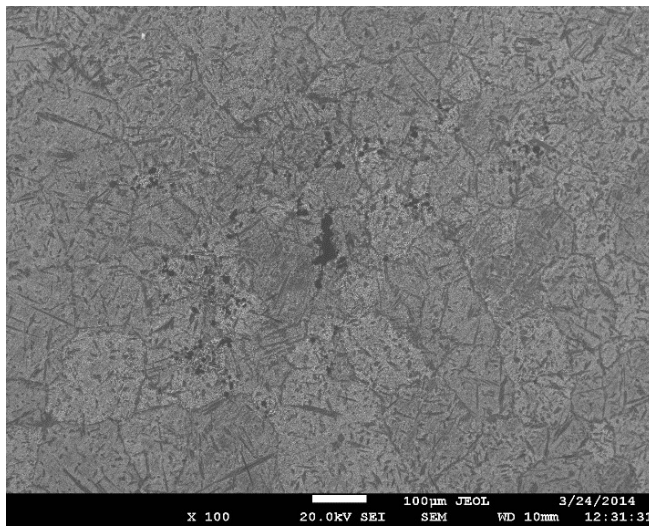
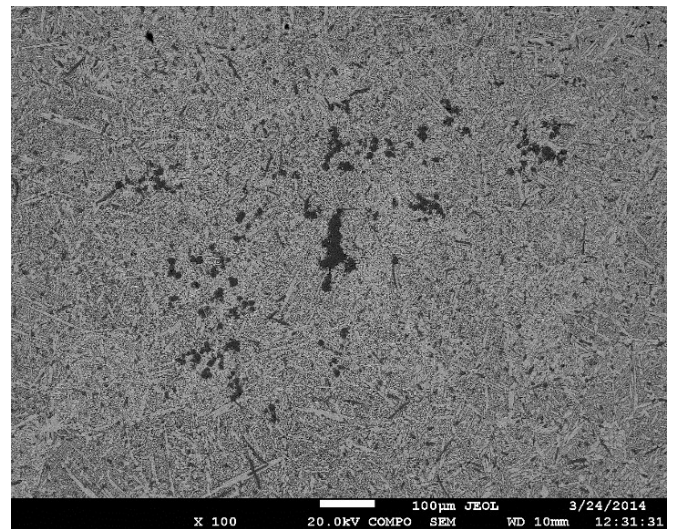


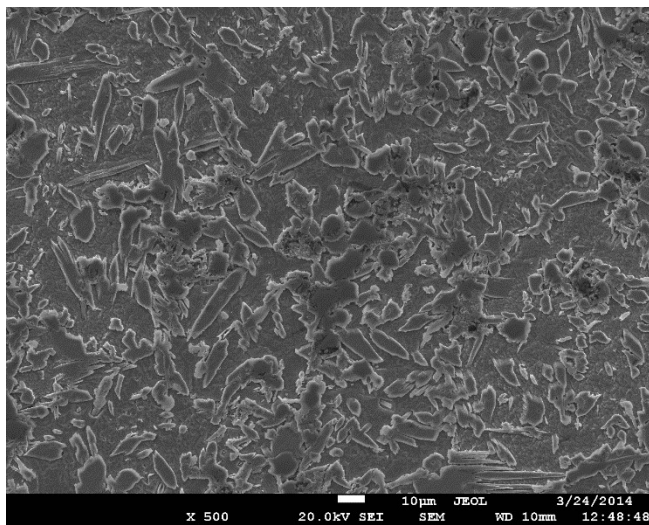
Рисунок 4.4 – Карты распределения элементов на участке шлифа литого образца сплава марки ЛМЦАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2



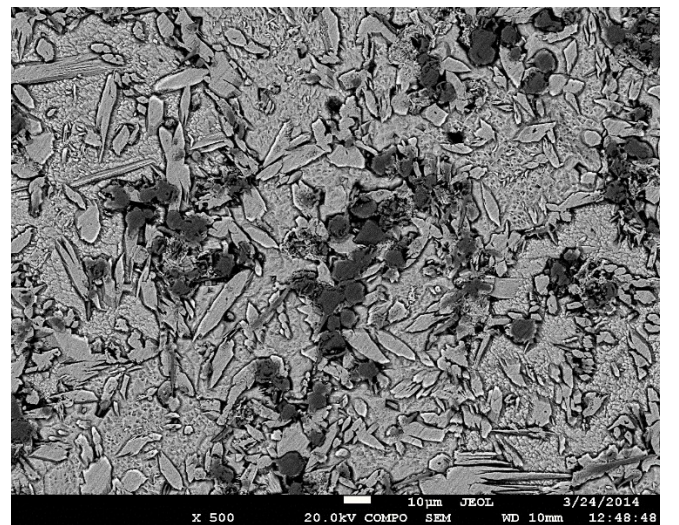
а



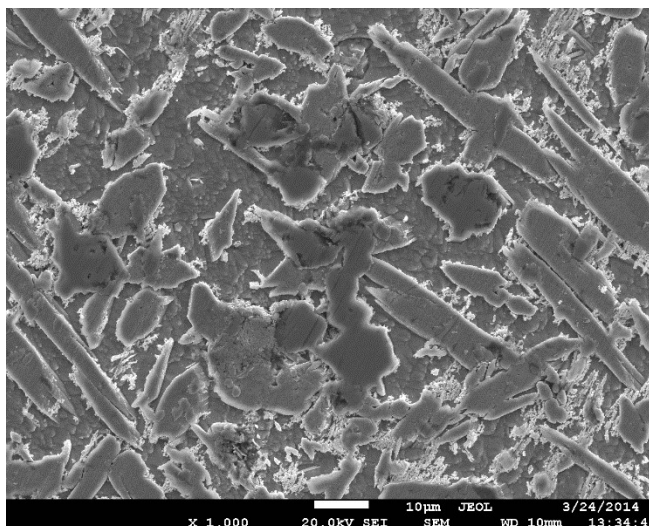
б



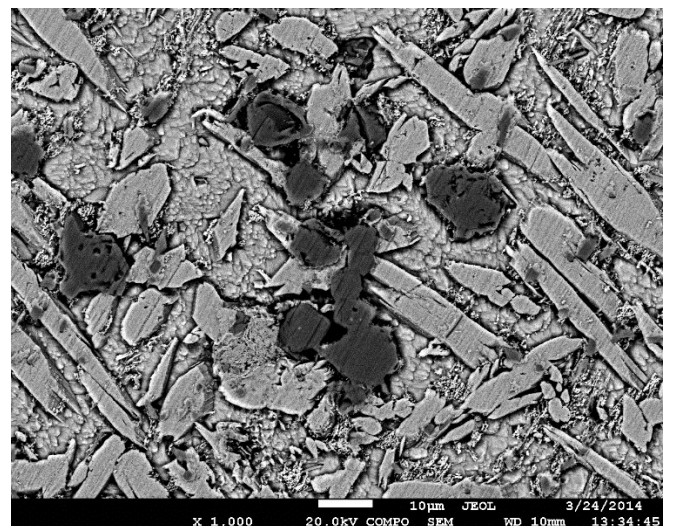
в



г



д



е

Рисунок 4.5 – Изображения включений, наблюдаемых в отраженных (а, в, д) и вторичных (б, г, е) электронах

На рисунке 4.6 приведено одно из таких крупных включений, обнаруженное в структуре сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuCr10. Проведенный анализ показал, что химический состав включения (мас.%) следующий: Cr 94,43, Mn 4,32, Si 1,25, что свидетельствует о том, что это частицы нерастворившегося хрома. На рисунках 4.7, 4.8 приведены результаты поэлементного картирования участков с включениями. Для сравнения на рисунке 4.9 показана карта распределения элементов на участке, не содержащем частиц нерастворенного хрома.

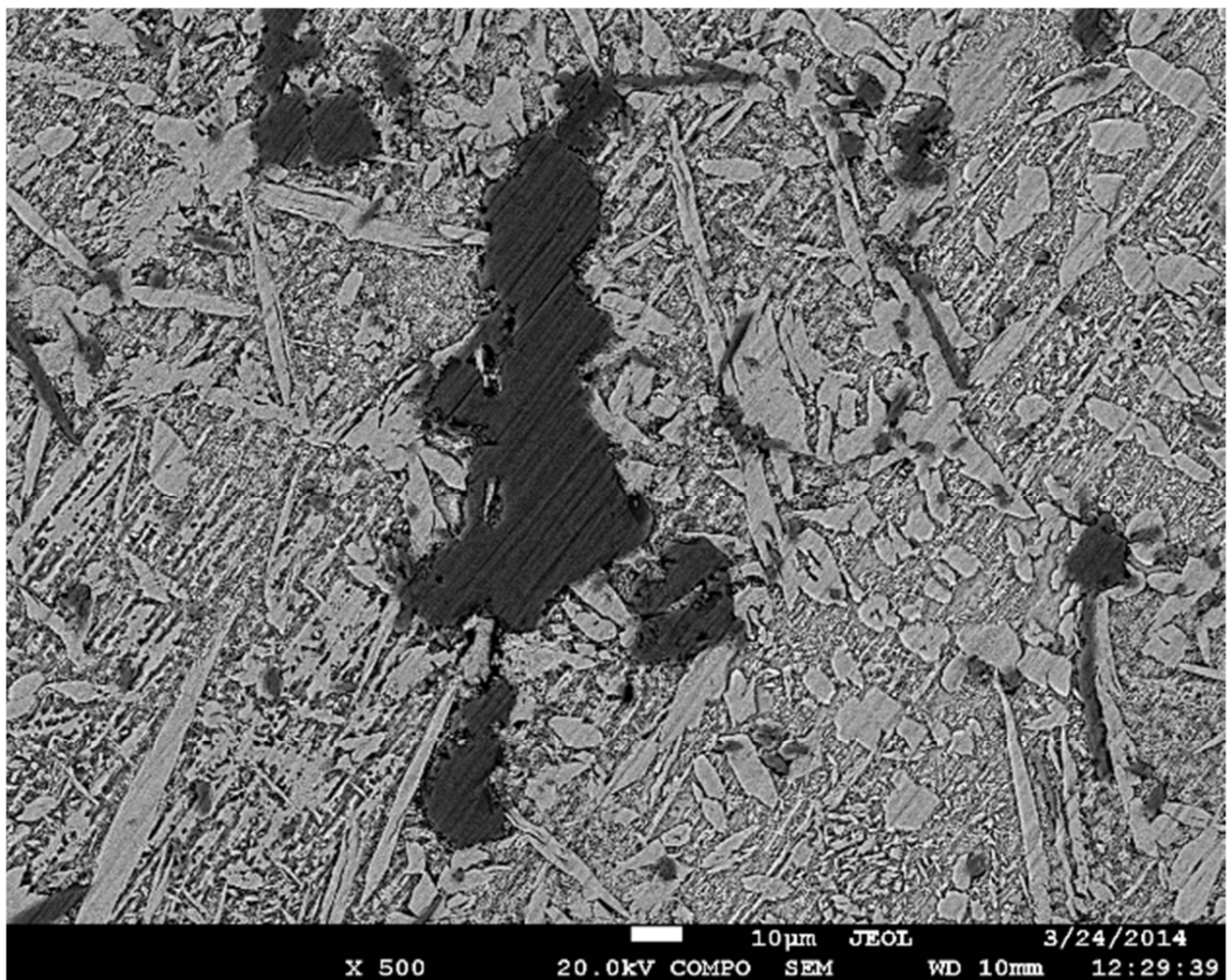
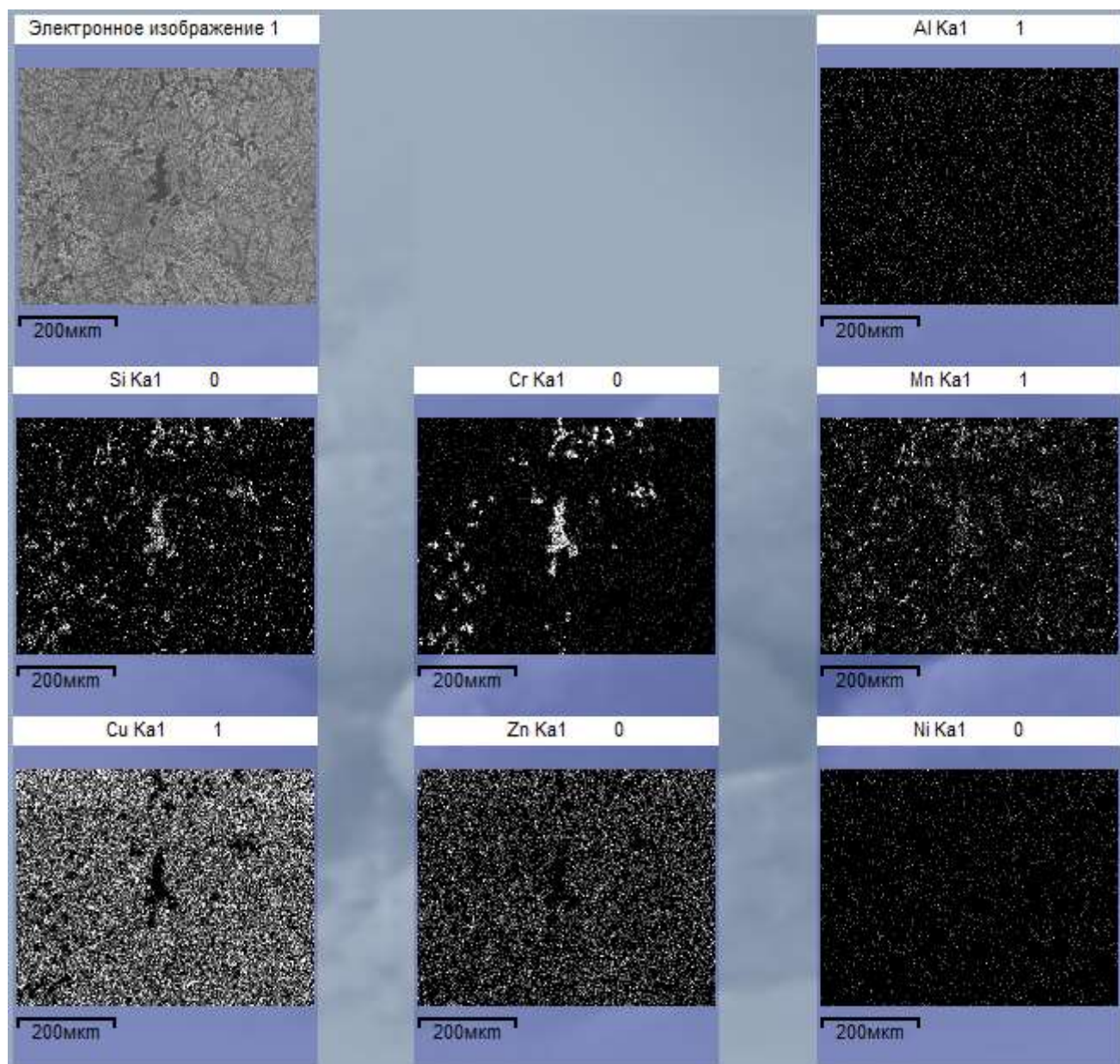
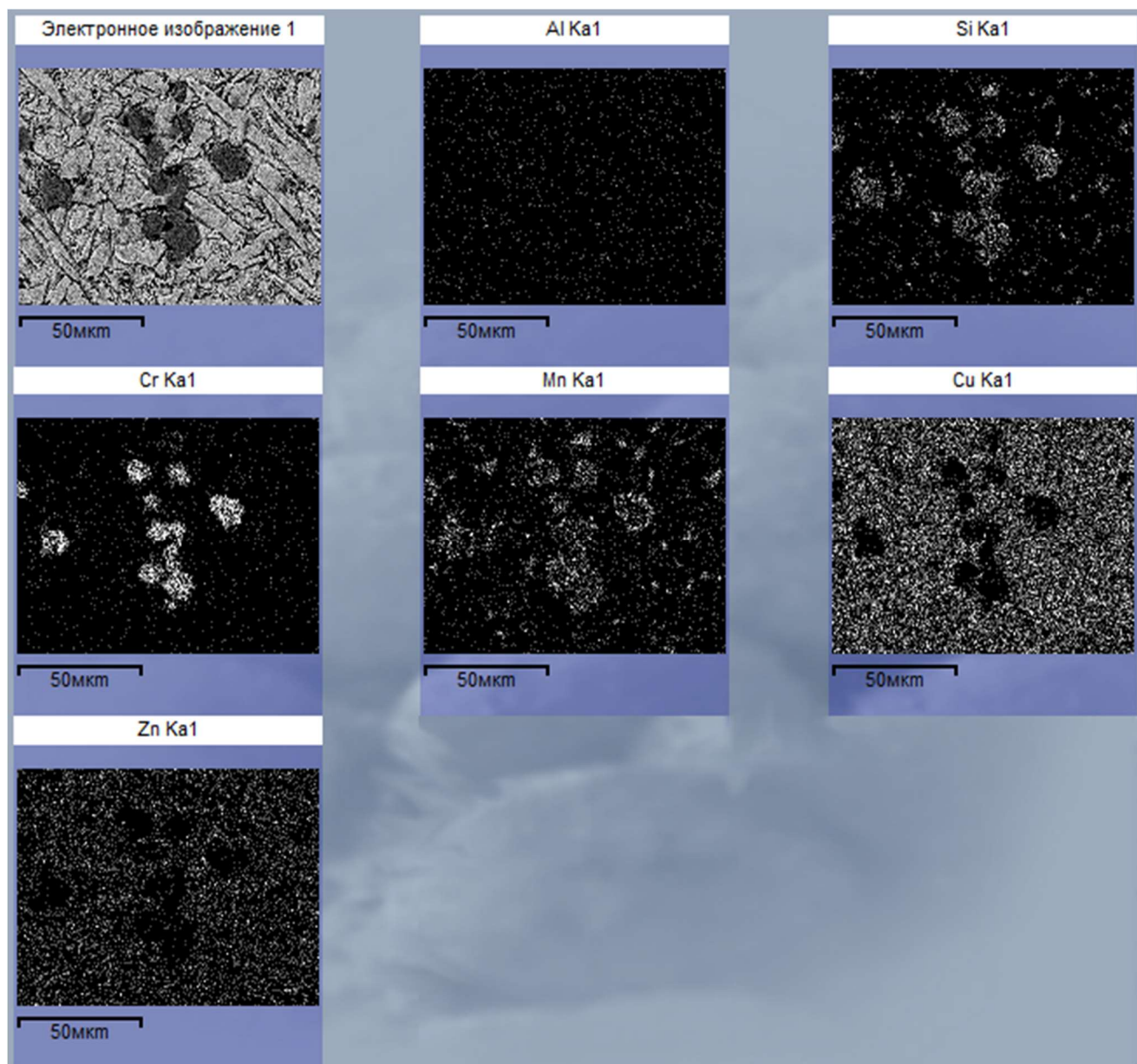


Рисунок 4.6 – Изображение включения в структуре сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, полученное в отраженных электронах



Химический состав, мас.%						
Cu	Al	Si	Mn	Cr	Ni	Zn
60,97	1,81	2,64	4,21	0,67	0,37	29,33

Рисунок 4.7 – Карты распределения элементов на участке, расположенном в поверхностной зоне слитка, и химический состав участка



Химический состав, мас.%						
Cu	Al	Si	Mn	Cr	Ni	Zn
60,91	1,75	2,72	4,56	0,33	0,42	29,31

Рисунок 4.8 – Карты распределения элементов на участке, расположенном на $\frac{1}{2}$ радиуса слитка, и химический состав участка

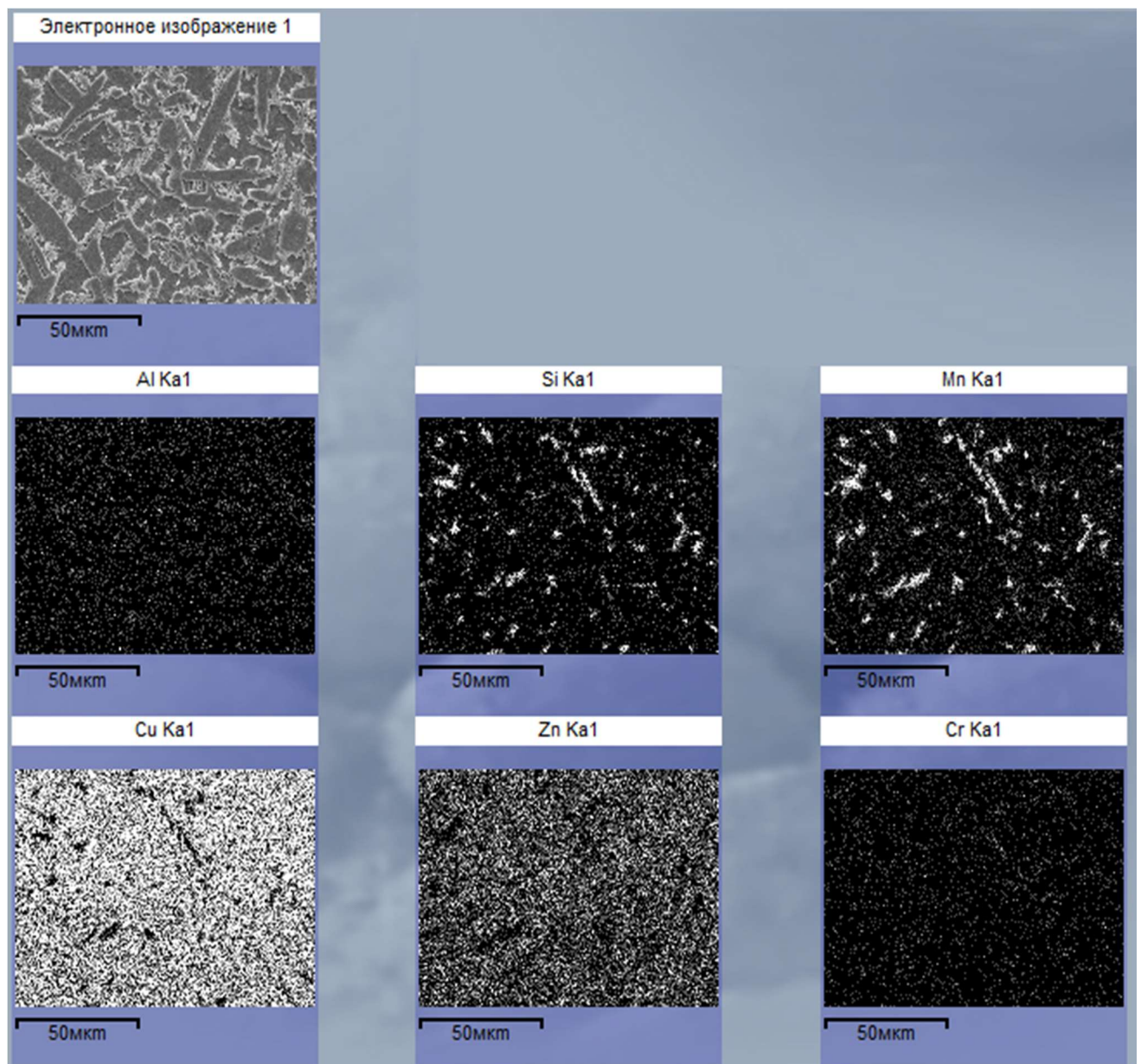
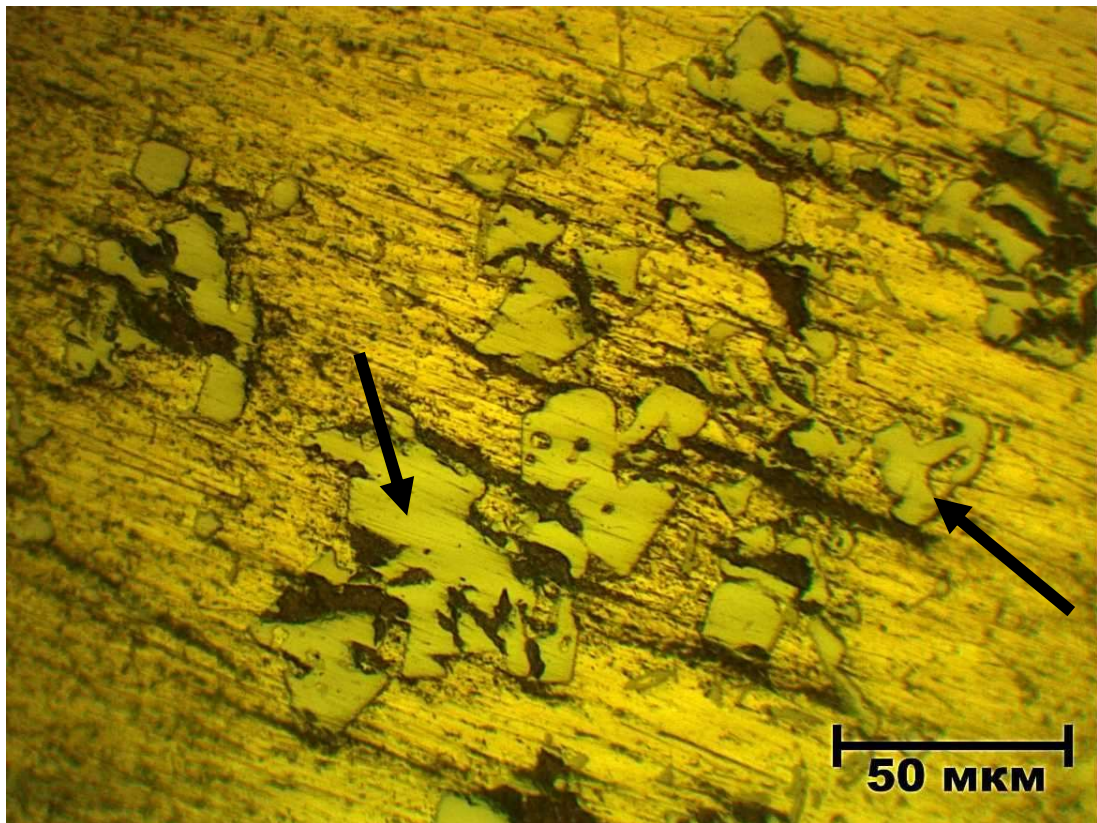


Рисунок 4.9 – Карты распределения элементов на участке, не содержащем частиц нерастворенного хрома

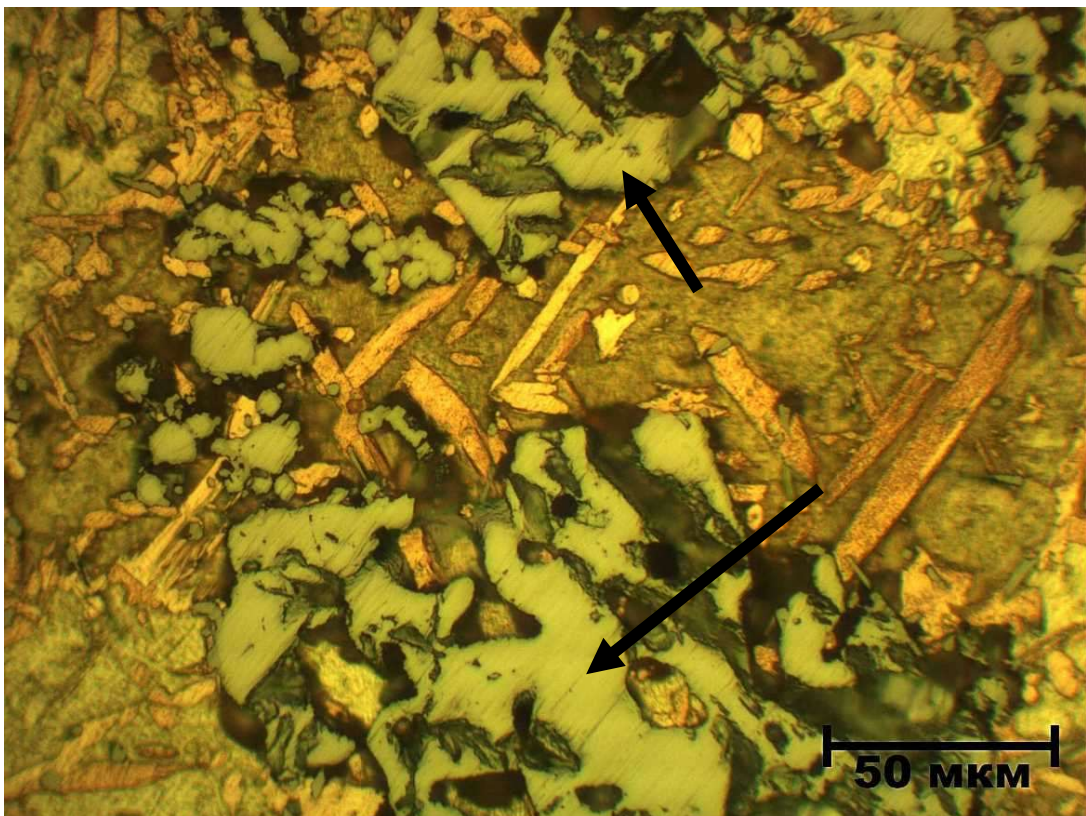
Из рисунков видно, что алюминий и никель распределены равномерно, присутствуют скопления частиц нерастворившегося хрома. Анализ химического состава участков с частицами хрома показал повышенное в сравнении с марочным составом сплава содержание хрома. Скопления частиц расположены неравномерно, в отличие от включений стержневидной формы, в которых обнаружены кремний и марганец. Включения нерастворившегося хрома (указаны стрелками) представлены на рисунке 4.10.

Таким образом, результаты поэлементного картирования свидетельствуют о том, что в структуре сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuCr10, присутствуют скопления включений и крупные включения нерастворившегося хрома. Для оценки механических характеристик сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом состоянии определялась твердость по Бринеллю (индентор – стальной шарик Ø 10 мм) по сечению слитка. Измерения проводились при помощи универсального твердомера УТ 5011. В результате измерения были получены следующие значения твердости: в периферийной зоне слитка – 226,9 НВ, на $\frac{1}{2}$ радиуса – 221,1 НВ, в центральной зоне слитка – 196,3 НВ. Видно, что по сечению слитка наблюдается неравномерность твердости с уменьшением её значений к центру слитка.

Опытные слитки были подвергнуты прессованию с получением труб размером 74×63,5 мм. С целью установления влияния включений нерастворившегося хрома на структуру прессованных труб были отобраны образцы. На лабораторном прессе образцы разламывались в продольном направлении для фрактографического исследования. При исследовании изломов образцов труб обнаружена слоистость излома (рисунок 4.11). Как видно из рисунка, слоистость располагается вдоль оси прессования трубы. Слоистость возникает при прессовании структурно неоднородного металла, в данном случае из-за скоплений нерастворившегося хрома, введенного в расплав с лигатурой CuCr10. Кроме того, по крупным включениям хрома происходит локальное расслоение и разрушение трубы (рисунок 4.12). Подобные включения в изломе трубы видны невооруженным глазом, имеют серебристо-белый цвет и характеризуются металлическим блеском (рисунок 4.13).



а



б

Рисунок 4.10 – Включения хрома в сплаве ЛМЦАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2
(а – нетравлено, б – травлено)

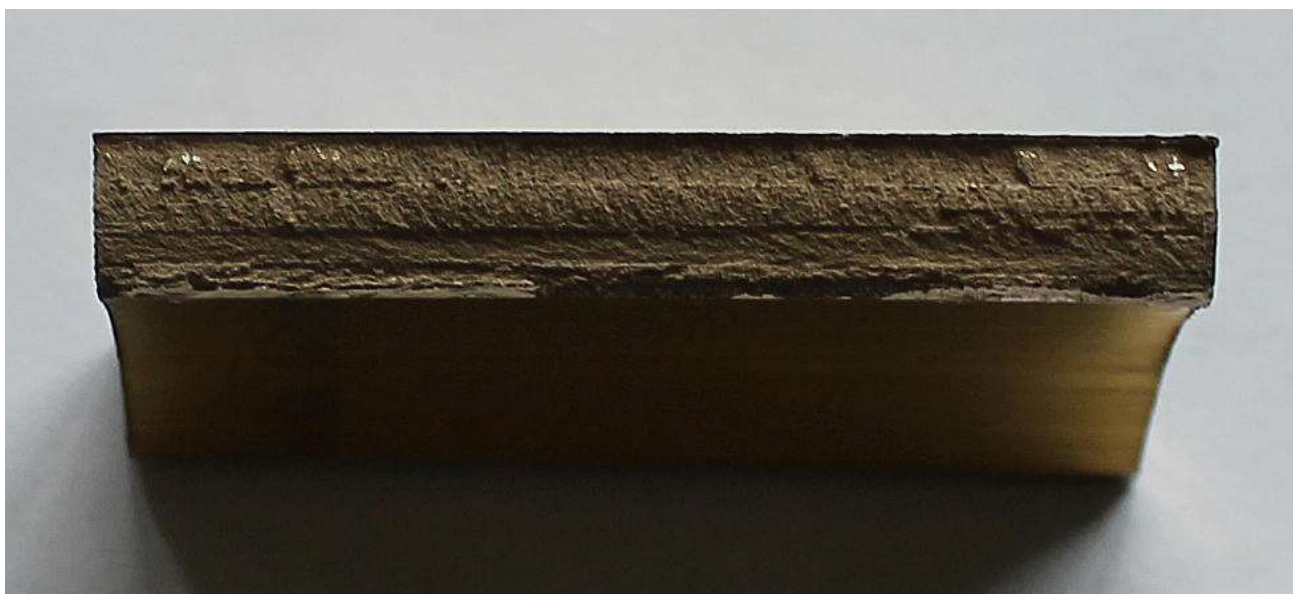
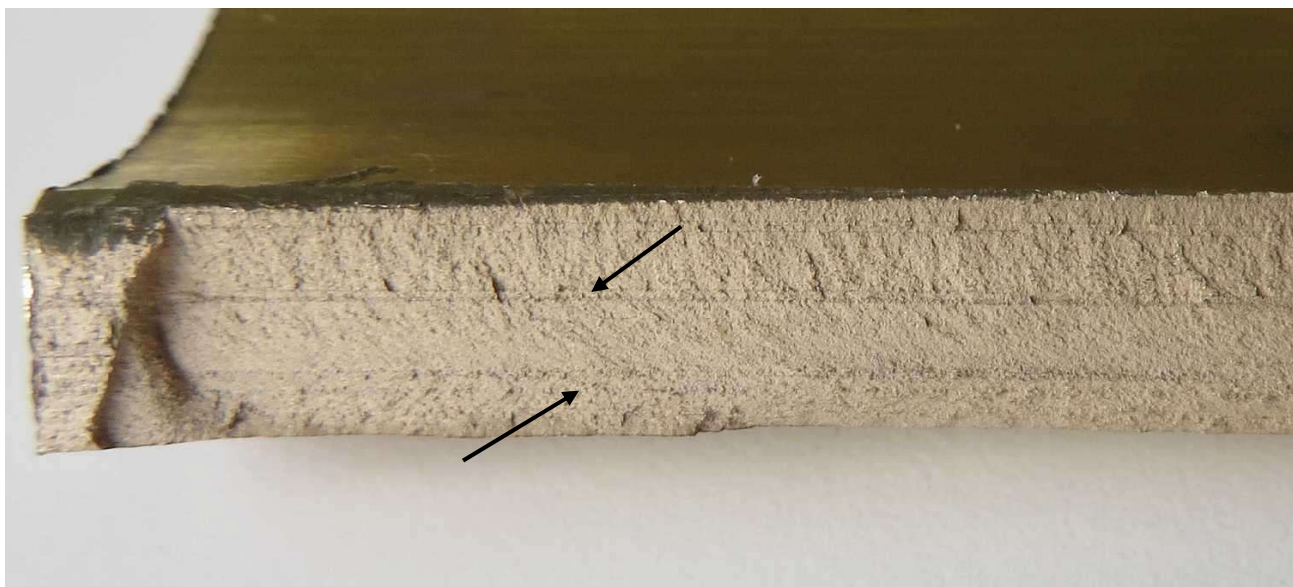
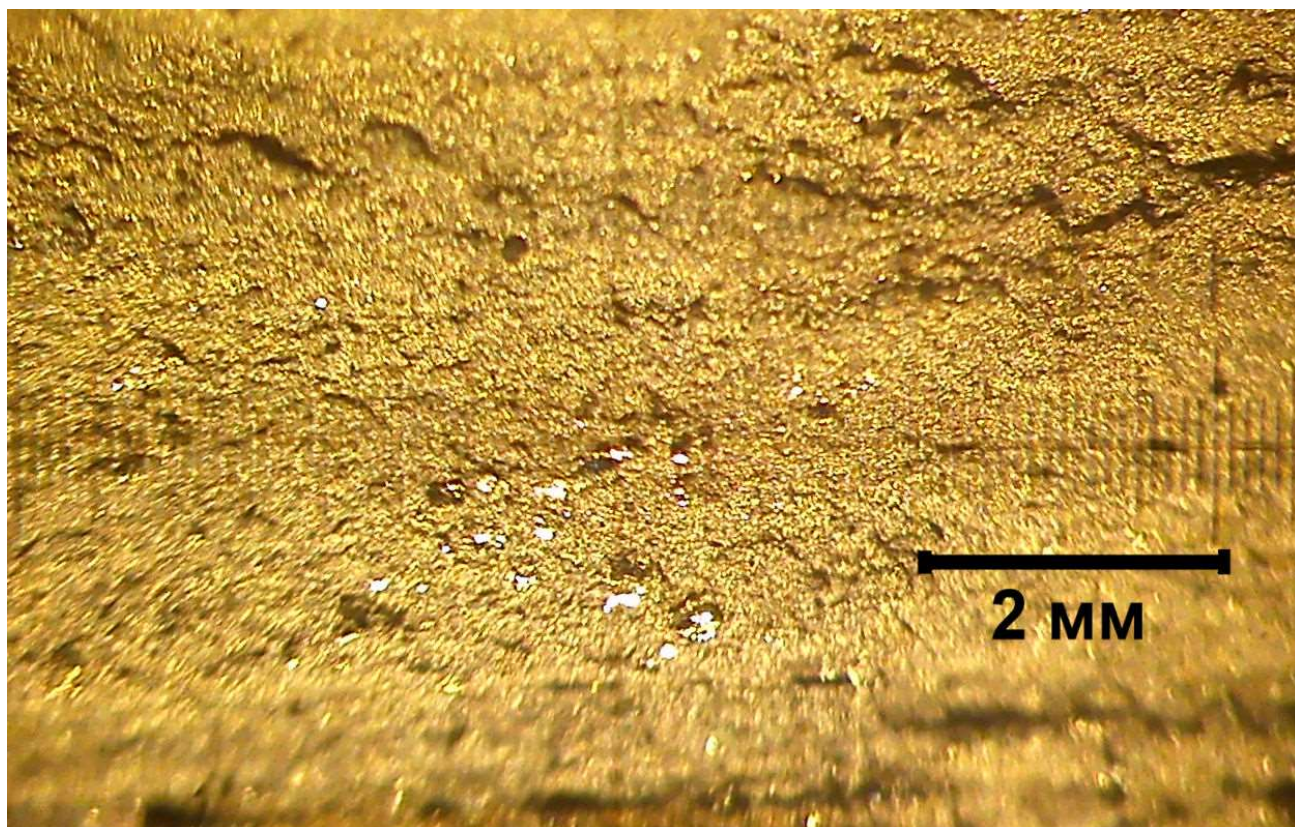


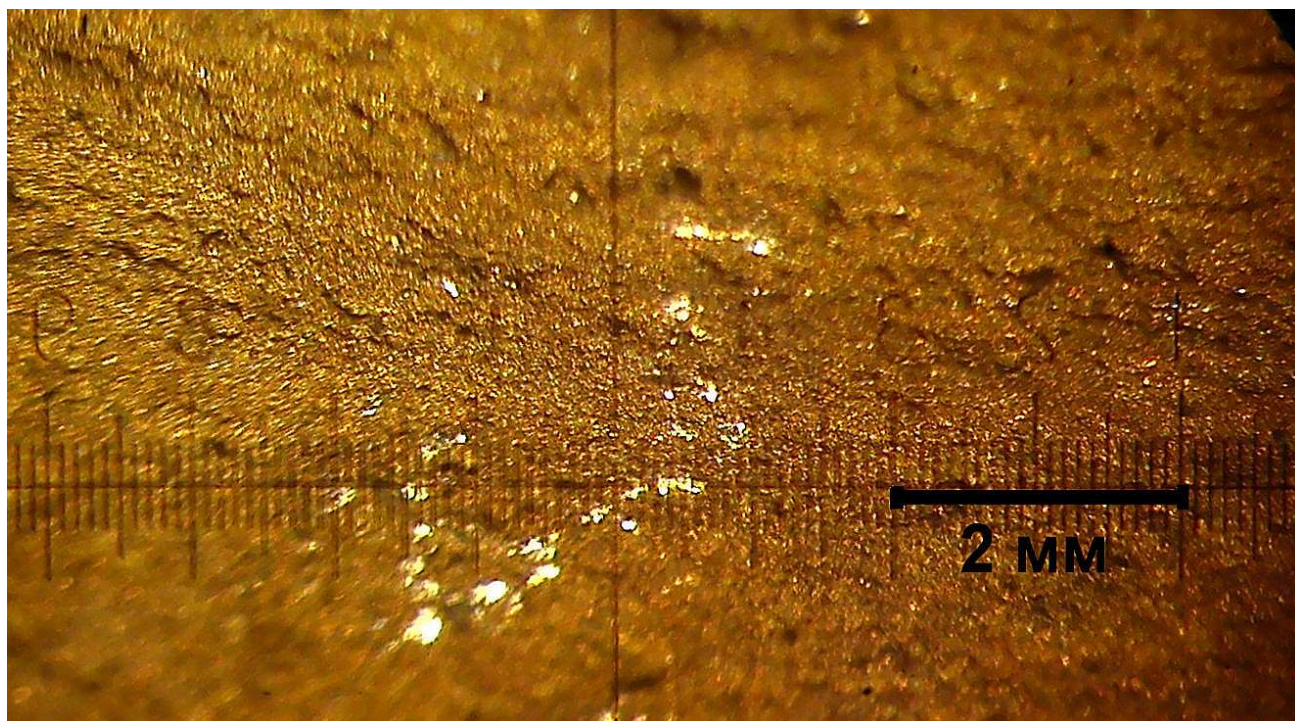
Рисунок 4.11 – Слоистость излома образцов труб из сплава
ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2



Рисунок 4.12 – Локальное расслоение трубы по включению хрома и её разрушение



а



б

Рисунок 4.13 – Включения хрома (светлые) в изломе трубы
(а – передний конец трубы; б – середина трубы)

Согласно классификации видов изломов металлов [143] на трубах имеет место волокнисто-полосчатый излом, образование которого связано со структурной неоднородностью деформированного металла. Кроме того, наблюдается шиферность в изломе, что также свидетельствует о структурной неоднородности деформированного металла [144].

Таким образом установлено, что частицы нерастворившегося хрома являются причиной брака готовых труб. Появление включений хрома в слитках и трубах из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 объясняется недостаточной температурой перегрева расплава при выплавке. При выплавке сплава в индукционной канальной печи в процессе расплавления лигатуры CuCr10 происходит всплытие частиц хрома и при достижении поверхности расплава их окисление. При периодическом включении печи для поддержания температуры расплава за счет конвективных потоков происходит увлечение частиц хрома в разливочную камеру, а затем в слиток при разливке. Кроме того, в лигатуре CuCr10 могут присутствовать окисленные частицы хрома, которые не усваиваются расплавом.

Таким образом, при использовании лигатуры CuCr10 при выплавке сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 отмечается неравномерностью распределения хрома по сечению и высоте слитка, а также скопление частиц нерастворившегося хрома.

4.3 Исследование структуры и свойств сплава марки

ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом и прессованном состоянии при легировании сплава лигатурой CuSi17Cr10

С целью изучения структуры и свойств сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 на промышленной установке были отлиты слитки с использованием при выплавке сплава лигатуры CuSi17Cr10. Технологические параметры литья оставались такими же, как при использовании лигатуры CuCr10. Акт промышленных испытаний технологии полунепрерывного литья слитков

приведен в приложении 2. Полученные слитки разрезались на мерные заготовки длиной 455 мм. Из мерных литых заготовок методом горячего прессования на прессе усилием 15 МН были отпрессованы трубы размером 74×63,5. От слитка отбирались образцы для определения химического состава сплава, изучения микроструктуры и механических свойств.

С целью оценки равномерности распределения элементов по сечению и высоте слитка выполнен анализ химического состава разных участков темплетов, отобранных от слитков. Определение химического состава осуществляли при помощи рентгенофлуоресцентного спектрометра S8 Tiger. Темплеты отбирались от донной и литниковой частей слитка. На рисунке 4.14 показана разметка и нумерация участков темплетов, в которых определялся химический состав сплава. Результаты химического анализа приведены в таблице 4.3. Образец, обозначенный индексом 152-1, соответствует месту выреза на темплете, отобранном от донной части слитка. Образец, обозначенный индексом 152-2, соответствует месту выреза на темплете, отобранном от литниковой части слитка.

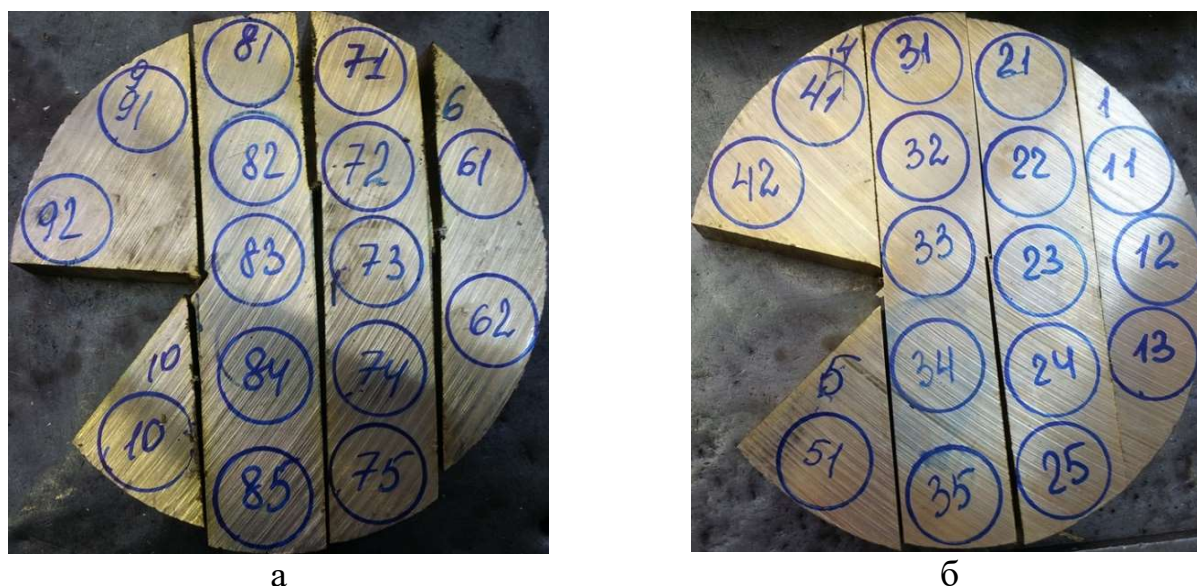


Рисунок 4.14 – Места отбора образцов для определения химического состава сплава
(а – донная часть слитка, б – литниковая часть слитка)

Таблица 4.3 – Химический состав образцов слитков, выплавленных с использованием лигатуры CuSi17Cr10

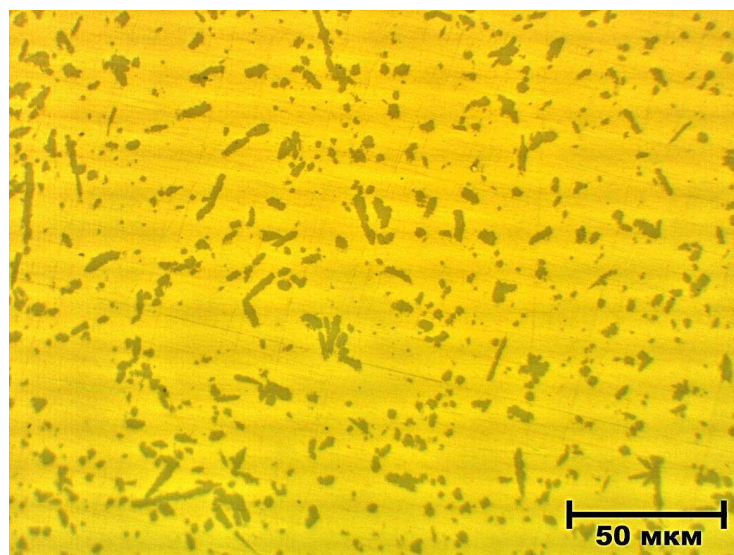
Образец	Химический состав, мас.%							
	Cu	Si	Cr	Mn	Al	Ni	Zn	Fe
11	61,85	0,95	0,11	3,84	2,78	0,36	ост.	0,18
12	61,80	0,94	0,11	3,83	2,77	0,36	ост.	0,18
13	61,80	0,93	0,12	3,84	2,78	0,35	ост.	0,18
21	61,87	0,93	0,11	3,82	2,78	0,35	ост.	0,18
22	61,88	0,93	0,11	3,81	2,78	0,35	ост.	0,17
23	61,92	0,93	0,12	3,78	2,77	0,36	ост.	0,17
24	61,83	0,90	0,12	3,80	2,78	0,35	ост.	0,18
25	61,80	0,96	0,11	3,84	2,78	0,36	ост.	0,18
31	61,83	0,94	0,11	3,84	2,76	0,36	ост.	0,18
32	61,87	0,92	0,12	3,78	2,77	0,35	ост.	0,17
33	61,85	0,92	0,15	3,72	2,77	0,35	ост.	0,18
34	61,85	0,92	0,12	3,80	2,78	0,36	ост.	0,17
35	61,81	0,97	0,11	3,84	2,76	0,36	ост.	0,18
41	61,85	0,95	0,11	3,85	2,78	0,36	ост.	0,18
42	61,85	0,93	0,11	3,84	2,78	0,36	ост.	0,18
51	61,84	0,94	0,12	3,84	2,78	0,36	ост.	0,18
152-1	61,80	1,00	0,11	3,83	2,77	0,36	ост.	0,17
10	61,83	0,93	0,11	3,80	2,77	0,35	ост.	0,17
61	61,90	0,97	0,10	3,79	2,77	0,35	ост.	0,17
62	61,85	0,95	0,11	3,80	2,77	0,35	ост.	0,17
71	61,80	0,95	0,12	3,82	2,78	0,35	ост.	0,18
72	61,91	0,93	0,10	3,80	2,77	0,35	ост.	0,17
73	61,88	0,91	0,11	3,79	2,77	0,35	ост.	0,17
74	61,89	0,95	0,10	3,82	2,76	0,35	ост.	0,17
75	61,80	1,00	0,12	3,84	2,77	0,35	ост.	0,18
81	61,88	0,97	0,11	3,85	2,76	0,36	ост.	0,17
82	61,85	0,95	0,11	3,82	2,78	0,35	ост.	0,17
83	61,85	0,99	0,13	3,73	2,77	0,35	ост.	0,18
84	61,85	0,95	0,11	3,80	2,77	0,35	ост.	0,17
85	61,90	0,97	0,11	3,79	2,77	0,35	ост.	0,17
91	61,79	0,96	0,10	3,83	2,77	0,35	ост.	0,17
92	61,85	0,96	0,11	3,82	2,77	0,35	ост.	0,18
152-2	61,80	1,00	0,11	3,84	2,77	0,36	ост.	0,18

* Содержание Pb и Sn менее 0,05 мас. %.

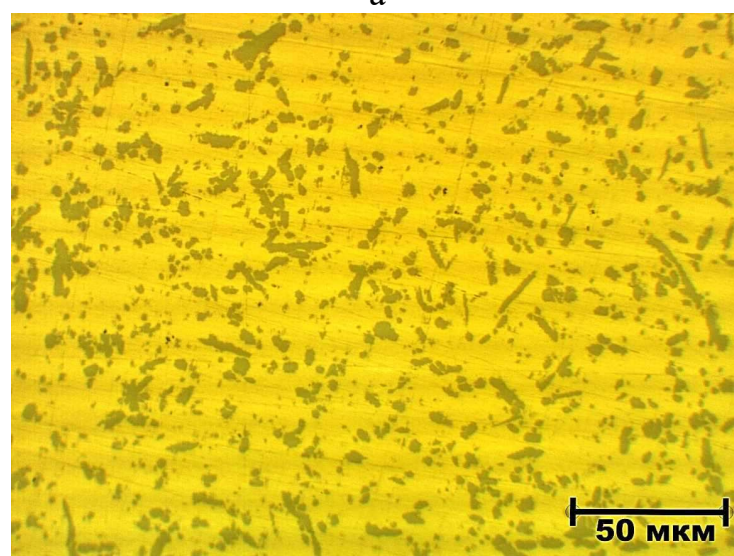
Видно, что хром распределяется по сечению слитка равномерно, произошло его полное усвоение. Косвенно это подтверждают исследования твердости слитка по сечению. Оценка твердости осуществлялась по методу Бринелля (индентор – стальной шарик Ø 10 мм). Использовался универсальный твердомер УТ 5011. В результате измерения твердости были получены следующие результаты: в периферийной зоне слитка – 222,1 НВ, на $\frac{1}{2}$ радиуса – 228,8 НВ, в центральной зоне слитка – 221,1 НВ. Видно, что значения твердости по сечению слитка имеют меньший разброс, чем в случае использования для выплавки сплава лигатуры CuCr10.

От темплетов отбирались образцы для изучения микроструктуры. Микроструктура слитка представлена на рисунке 4.15. Видно, что интерметаллиды распределены равномерно, в структуре отсутствуют включения нерастворившегося хрома. В микроструктуре наблюдается большое количество интерметаллидов стержневидной формы длиной порядка 15...20 мкм и шириной порядка 3...4 мкм. В незначительном количестве присутствуют интерметаллиды округлой формы.

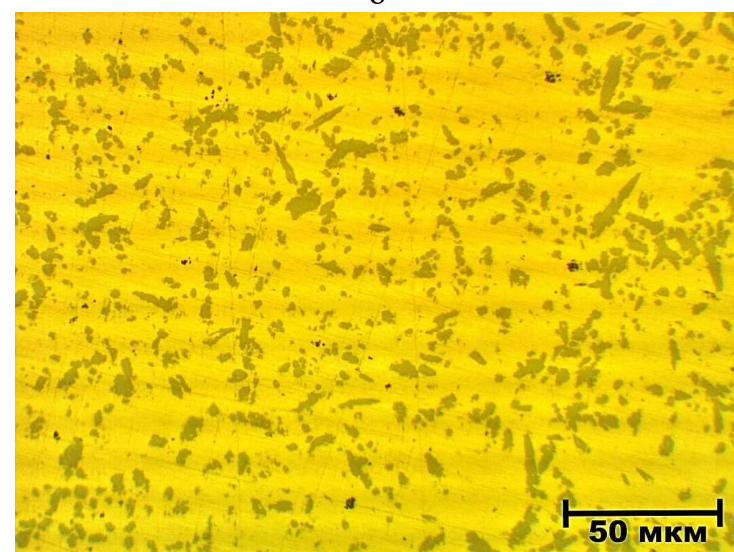
На рисунке 4.16 показана микроструктура сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 и распределение элементов по структурным составляющим вдоль линии сканирования зондом. Видно, что матрица сплава состоит из меди и цинка, а интерметаллид представляет собой силицид хрома. Повышение содержания марганца на границе интерметаллид-матрица может свидетельствовать о том, что силицид хрома покрыт тонкой оболочкой из силицида марганца.



а



б



в

Рисунок 4.15 – Микроструктура слитка сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuSi17Cr10 (а – периферийная зона слитка, б – $\frac{1}{2}$ радиуса, в – центральная зона слитка)

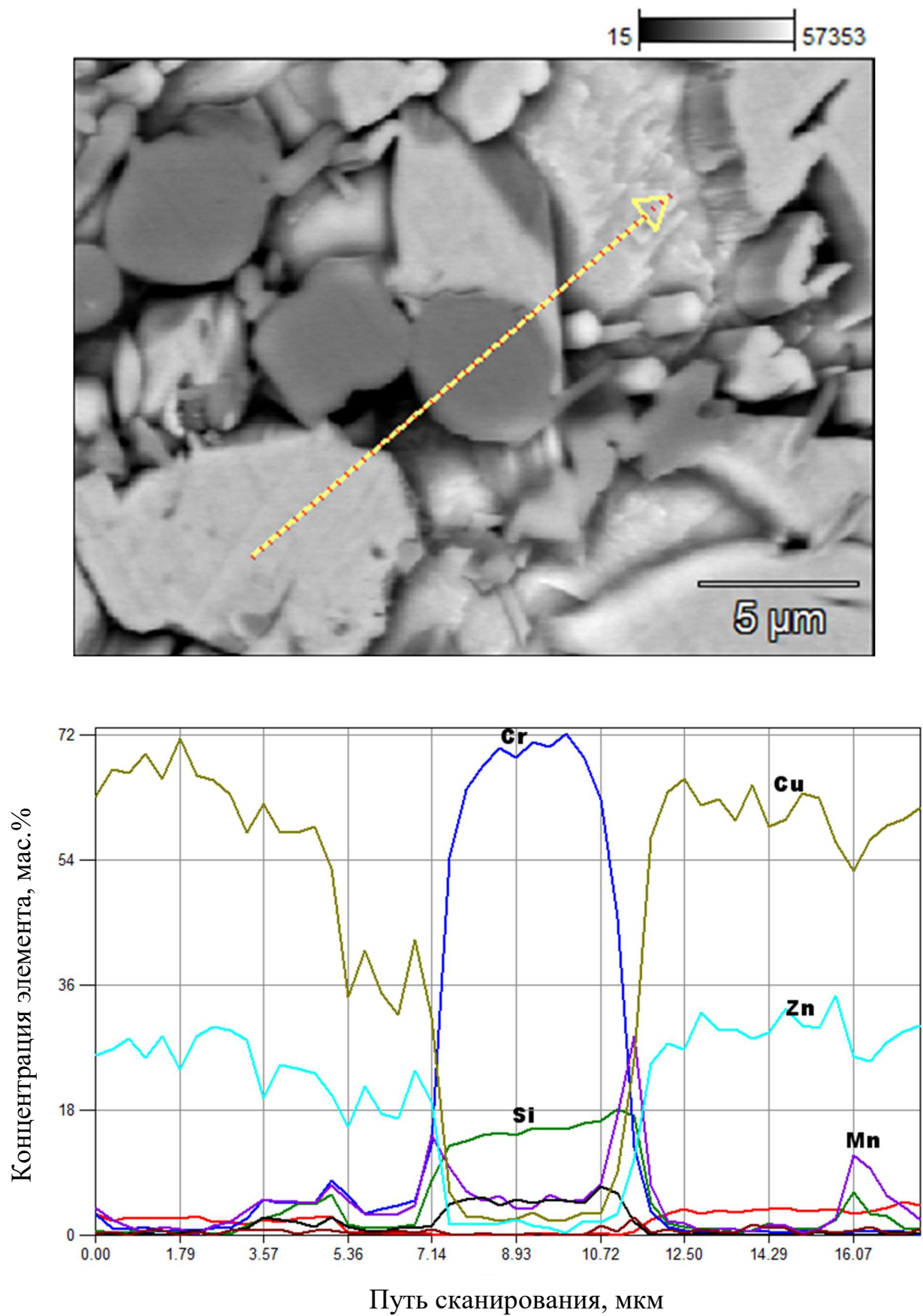


Рисунок 4.16 – Микроструктура сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 и распределение элементов по структурным составляющим

Опытные слитки были отпрессованы на трубу размером 74×63,5 мм. Из середины трубы отбирались образцы для изучения микроструктуры. Образцы вырезались из труб перпендикулярно и параллельно оси прессования (рисунок 4.17). В качестве травителя использовался реактив состава: $K_2Cr_2O_7$ – 20 г., H_2SO_4 – 44 мл, $NaCl$ – 40 г., H_2O – 1000 мл. Микроструктура сплава в прессованном состоянии характеризуется наличием трех структурных составляющих: α -фазы, которая присутствует в виде округлых зерен; β' -фазы, которая распределена равномерно по всей плоскости шлифа, и интерметаллидов различной морфологии (округлых и стержневидных). Интерметаллиды ориентированы однонаправленно вдоль оси прессования и распределены равномерно. Объемная доля α -фазы составляет 39 %, интерметаллидов – 12 %.

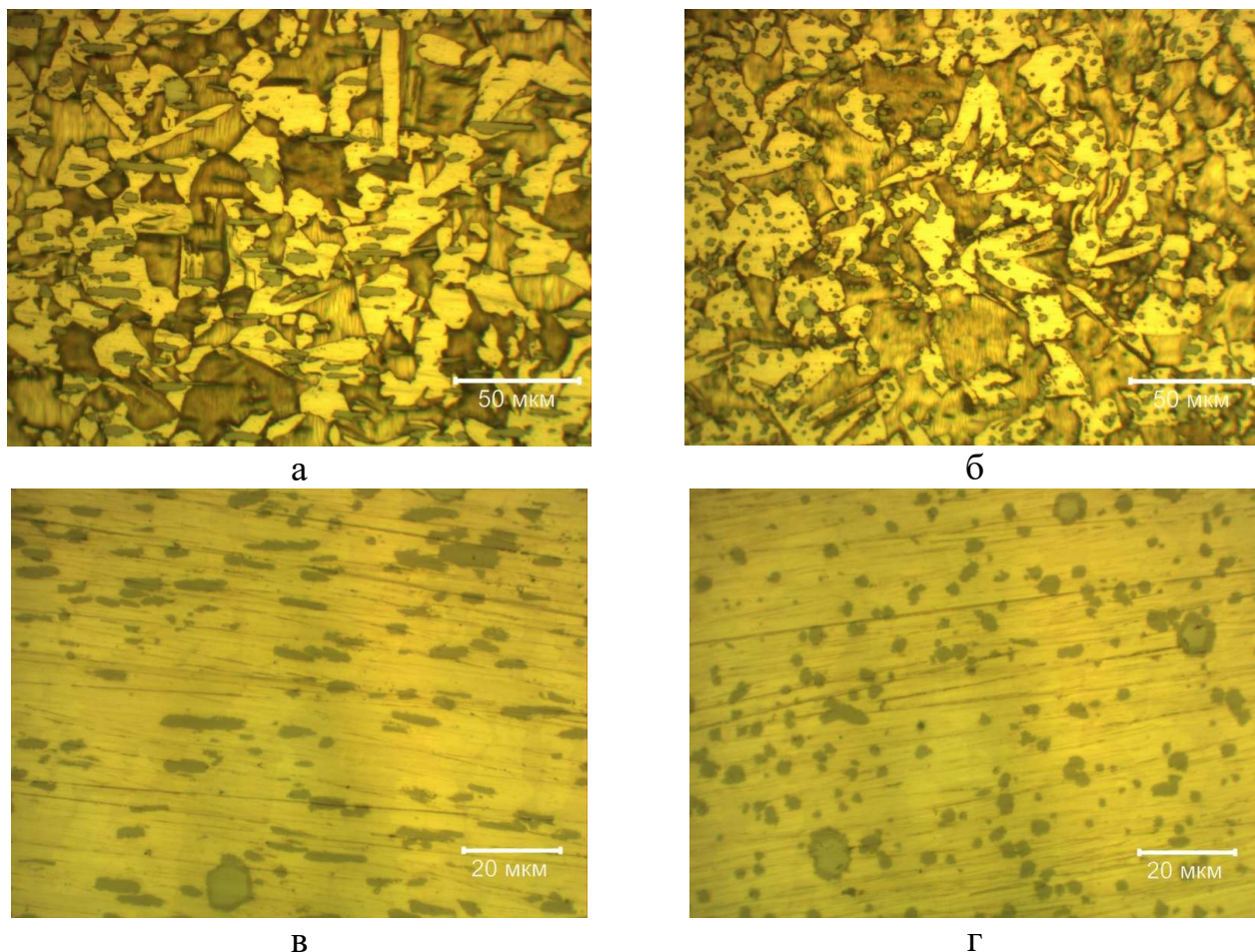


Рисунок 4.17 – Микроструктура прессованной трубы из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

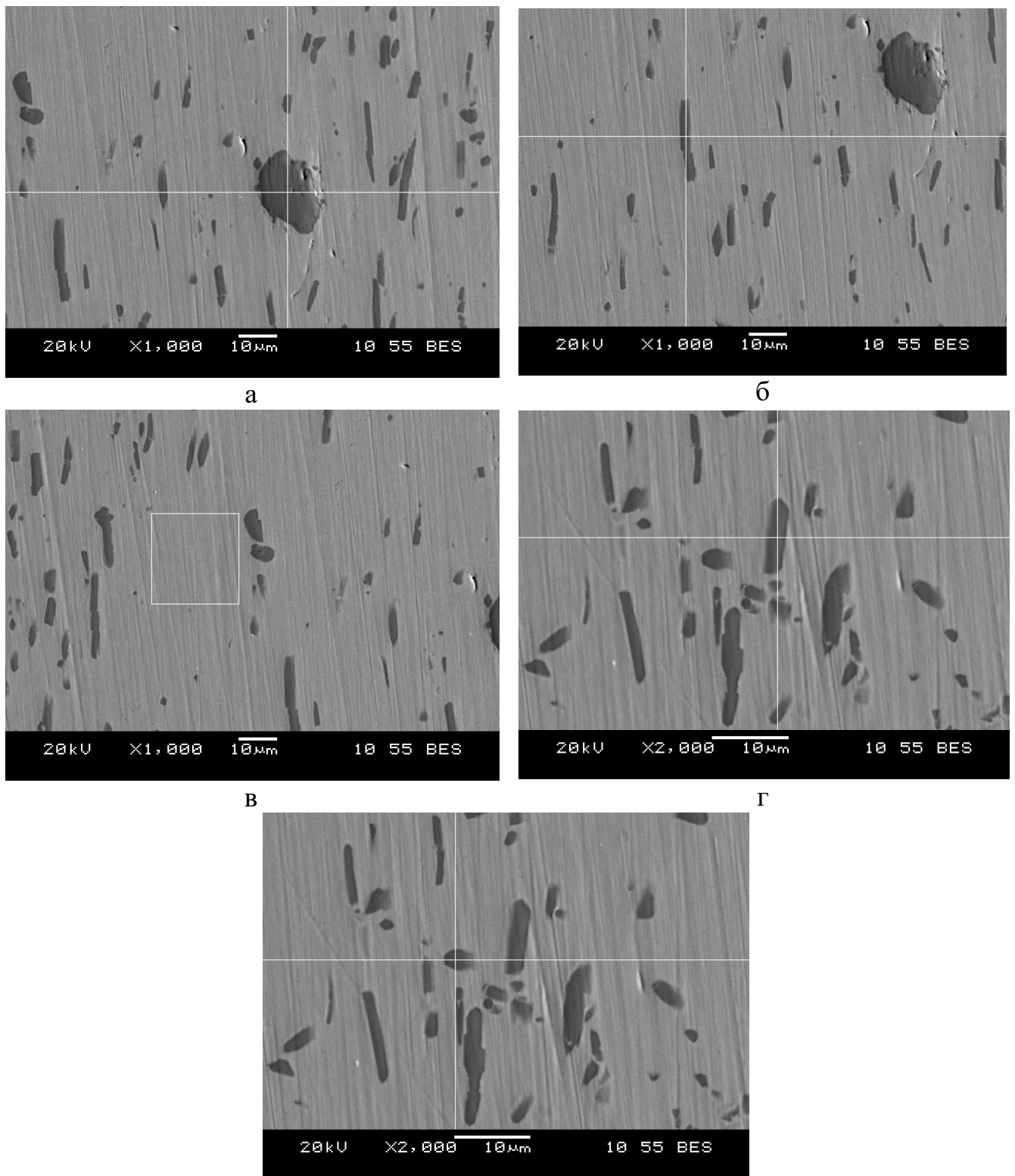
(а, в – продольное сечение; б, г – поперечное сечение;
а, б – травлено; в, г – нетравлено)

С целью изучения тонкой структуры отбирались образцы для изучения на электронном сканирующем микроскопе. Исследование микроструктуры проводилось на электронном микроскопе JEOL JSM-6460. Шлиф образца сделан вдоль оси прессования трубы. Результаты исследования представлены в таблице 4.4, на рисунке 4.18 и в приложении 3.

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о том, что хром связан в интерметаллидных соединениях. При этом большое количество хрома содержится в крупных интерметаллидах округлой формы, состав которых описывается стехиометрической формулой Cr_3Si . Состав интерметаллидов стержневидной формы характеризуется наличием значительных количеств марганца и кремния и описывается стехиометрической формулой Mn_5Si_3 . Кроме того, определялась микротвердость интерметаллидов разной морфологии и размера (рисунок 4.19) при помощи микротвердомера модели HNV-G21DT Shimadzu. Установлено, что микротвердость центральной части округлых интерметаллидов находится в диапазоне 1500...1600 HV. Микротвердость мелких и крупных стержневидных интерметаллидов находится в диапазоне 600...900 HV.

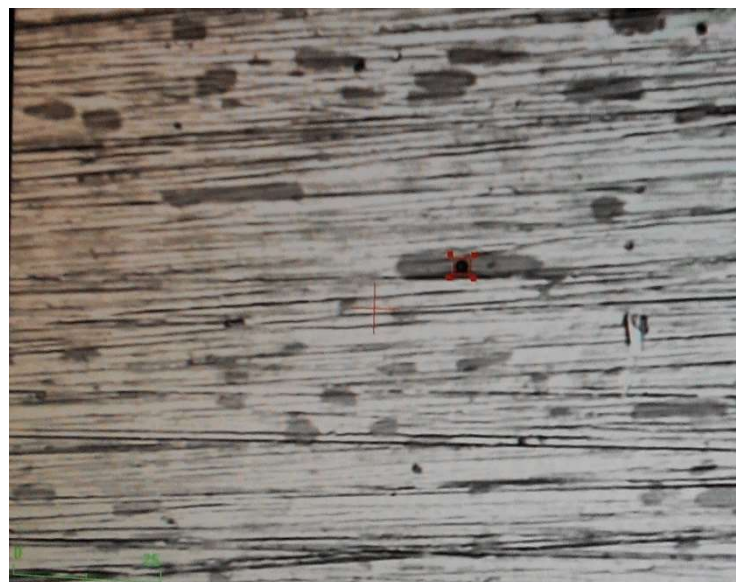
Таблица 4.4 – Химический состав структурных составляющих сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с применением лигатуры CuSi17Cr10

Участок исследования	Химический состав фаз, мас.%							
	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn
Рисунок 4.18 а	-	19,33	64,34	9,20	5,30	-	1,83	-
Рисунок 4.18 б	-	25,74	-	71,14	-	1,99	0,73	0,40
Рисунок 4.18 в	3,81	-	-	0,70	-	0,41	61,96	33,12
Рисунок 4.18 г	-	26,91	3,38	52,55	7,39	1,25	6,17	2,36
Рисунок 4.18 д	-	27,01	10,51	46,67	8,04	1,05	4,27	2,45

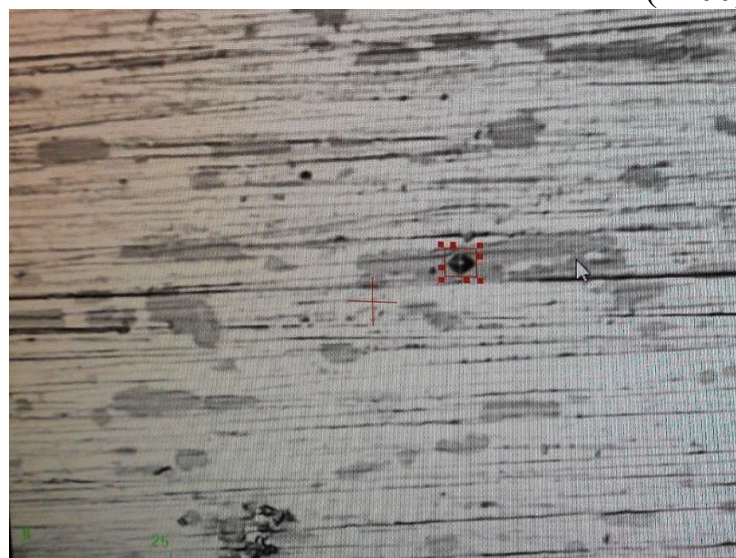


д

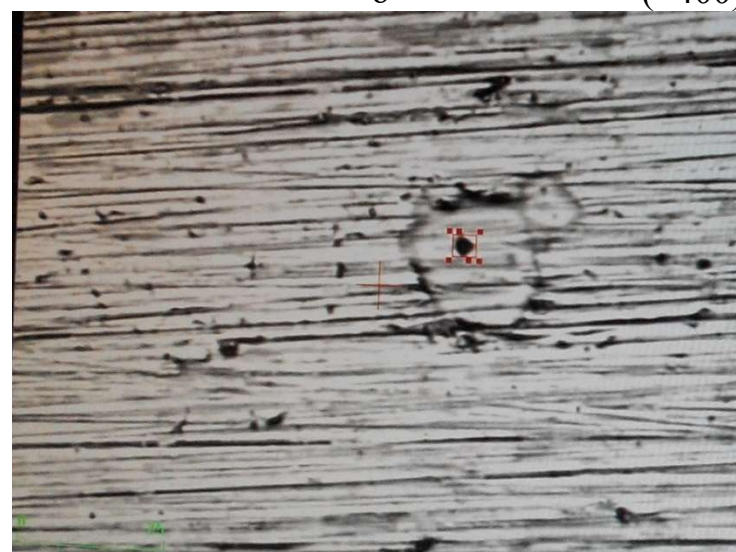
Рисунок 4.18 – Микроструктура образца трубы из сплава
ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с применением лигатуры
CuSi17Cr10



а (×400)



б (×400)



в (×400)

Рисунок 4.19 – Интерметаллиды в структуре сплава
ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2
(а – мелкий стержневидный; б – крупный стержневидный; в – округлый)

Проанализировав химический состав участка образца, указанного на рисунке 4.18 в (матрица сплава), и учитывая результаты химического анализа других составляющих сплава, можно сделать вывод, что алюминий полностью растворен в матрице сплава. Весь кремний связан в силициды, тогда как марганец частично растворен в матрице сплава и частично связан в силициды. Никель частично растворен в матрице сплава и частично входит в состав интерметаллидов. Хром и железо связаны в интерметаллидных соединениях.

Таким образом, при выплавке сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 с использованием лигатуры CuSi17Cr10 обеспечивается равномерность распределения хрома по сечению и высоте слитка, частиц нерастворившегося хрома в структуре не обнаружено.

Для оценки износостойкости сплава из труб были вырезаны образцы для испытаний. Методика проведения испытаний описана в параграфе 3.4. Для сравнения использовался образец, отобранный от трубы из сплава марки ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1. Установлено, что интенсивность изнашивания I_h образца из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 составляет 5,7, что на 30 % меньше интенсивности изнашивания образца из сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 ($I_h = 8,15$).

Опытная партия труб из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 была отправлена на ОАО «АвтоВАЗ». Оценка количества α -, β' -фаз в структуре осуществлялась при помощи рентгеновских дифрактограмм [145], полученных в излучении $\text{Co}(\alpha 1)$, на дифрактометре URD-63. Результаты сверялись с данными, полученными при использовании программного комплекса анализа изображений SIAMS 700. Дифрактограмма, снятая с трубной заготовки, представлена на рисунке 4.20.

Металлографический анализ и анализ дифрактограммы показал, что сплав в прессованном состоянии имеет следующий фазовый состав: α -фаза, β' -фаза, интерметаллиды. На рисунке 4.21 изображена микроструктура трубной заготовки. Травление осуществлялось смесью азотной и уксусной кислот в соотношении 1:1.

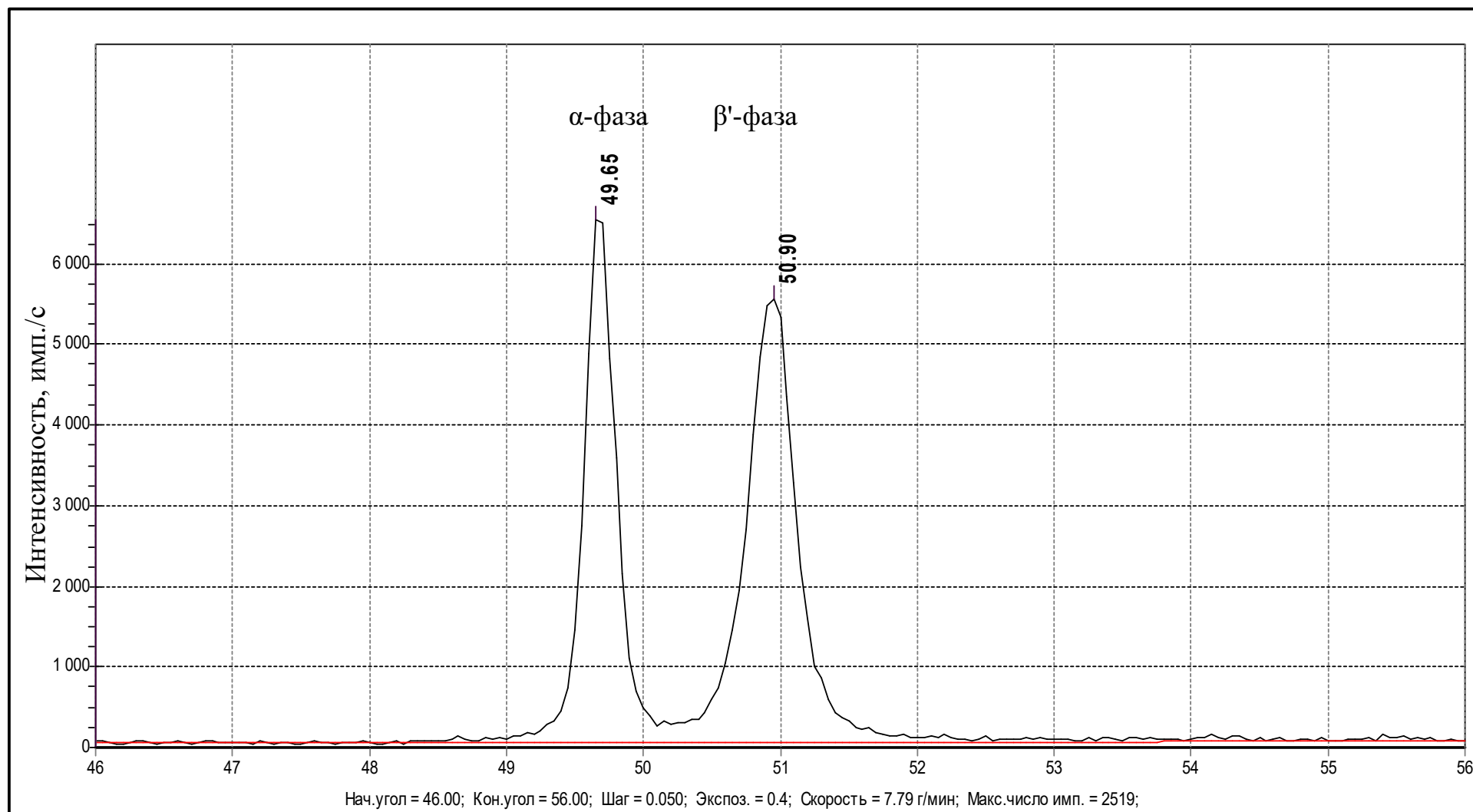


Рисунок 4.20 – Дифрактограмма, полученная при исследовании трубной заготовки

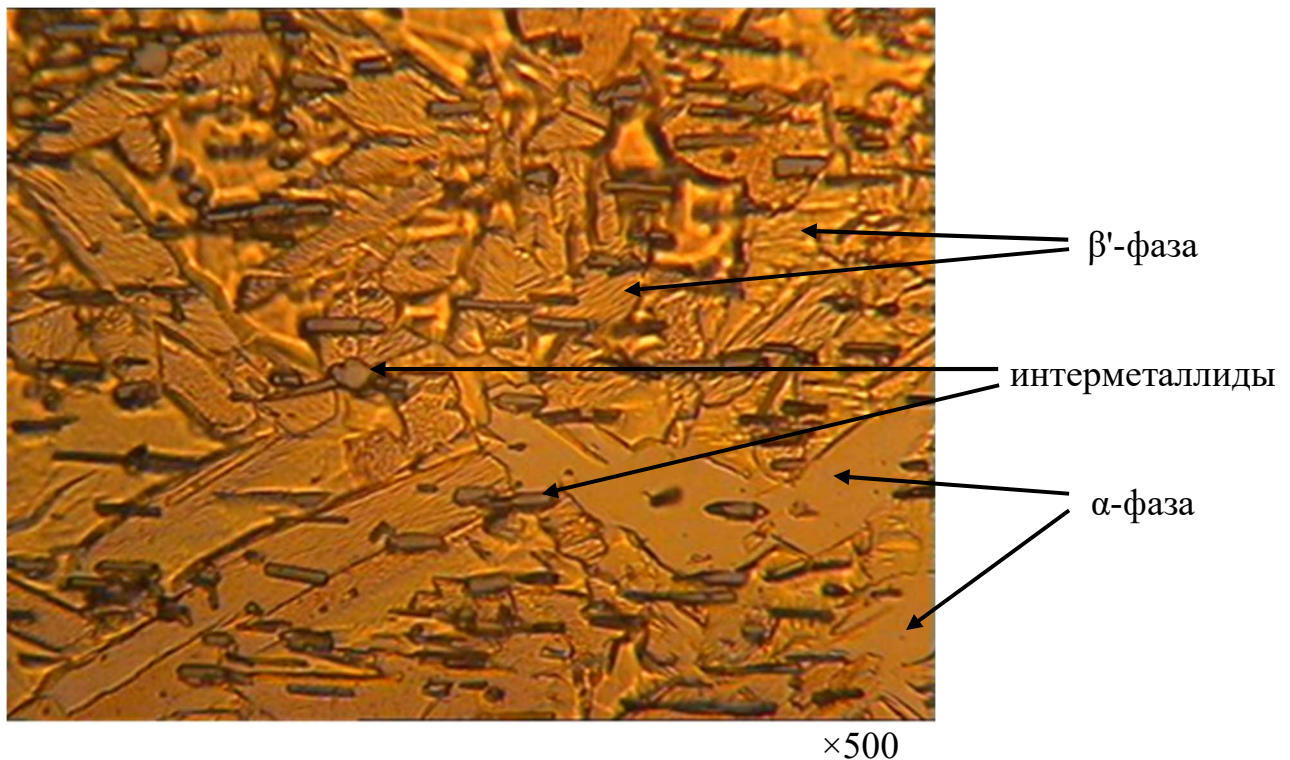


Рисунок 4.21 – Микроструктура трубной заготовки из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

Выполнен количественный анализ микроструктуры сплава. Установлено, что объемная доля интерметаллидов составляет 12 %, они имеют различную морфологию и размер. В структуре присутствуют мелкие округлые интерметаллиды размером 2...4 мкм, стержневидные интерметаллиды длиной 12...30 мкм. Объемная доля α -фазы составляет 39 %, β' -фазы – 49 %. Средний размер зерна 62...88 мкм. Твердость трубной заготовки составила 97 HRB. Такая структура и твердость полностью соответствует требованиям, предъявляемым конструкторами ОАО «АвтоВАЗ»

По установленным технологическим режимам были изготовлены опытные образцы колец синхронизаторов из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2. Нагрев трубной заготовки осуществлялся в электрической карусельной печи до температуры 780 °С в течение 12 минут. Далее производилась штамповка за 2 хода пуансона на прессе усилием 2,5 МН. Заготовка после штамповки показана на рисунке 4.22.

После штамповки с заготовки был удален облой на кривошипном прессе усилием 1 МН. Затем осуществлялась коническая обточка и торцовка наружной

стороны зубьев на лобовом двухшпиндельном токарном станке «Weiser». Трещин на штампованных кольцах не выявлено.

Низкотемпературный отжиг готовых колец (рисунок 4.23) был осуществлен по режиму: 320 °С, 4 часа. Твердость колец после такого режима термообработки составила 211 НВ. Объемная доля α -фазы составила 25 %. Полученные кольца признаны годными.



Рисунок 4.22 – Заготовка из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 после штамповки



Рисунок 4.23 – Готовое кольцо синхронизатора из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

Результаты проведенных экспериментов показали, что предложенный технологический регламент плавки и полунепрерывного литья сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 позволяет получить литые заготовки со структурой и свойствами, обеспечивающими необходимый уровень механических и эксплуатационных свойств готовых деталей ответственного назначения.

4.4 Выводы по главе 4

1. Определена глубина лунки жидкого металла при литье латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в зависимости от скорости литья. Установлена предельная скорость полунепрерывного литья слитков.
2. Анализ химического состава слитков из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuCr10, показал, что хром распределен неравномерно по сечению и высоте слитка. Результаты поэлементного картирования свидетельствуют о том, что в структуре сплава присутствуют скопления включений и крупные включения нерастворившегося хрома состава (мас.%): Cr 94,43, Mn 4,32, Si 1,25. По сечению слитка наблюдается неравномерность твердости: в периферийной зоне слитка – 226,9 НВ, на $\frac{1}{2}$ радиуса – 221,1 НВ, в центральной зоне слитка – 196,3 НВ.
3. Исследование изломов образцов прессованных труб из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 показало, что локальное расслоение и разрушение трубы происходят по крупным включениям хрома, введенного в расплав с лигатурой CuCr10. Слоистость излома располагается вдоль оси прессования трубы и вызвана структурной неоднородностью металла.
4. Анализ химического состава слитков из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuSi17Cr10, показал, что хром равномерно распределен по сечению и высоте слитка. Твердость сплава в периферийной зоне слитка составляет

222,1 НВ, на $\frac{1}{2}$ радиуса – 228,8 НВ, в центральной зоне слитка – 221,1 НВ. Металлографическим анализом установлено, что интерметаллиды распределены равномерно, в структуре отсутствуют включения нерастворившегося хрома. В микроструктуре наблюдается большое количество интерметаллидов стержневидной формы длиной порядка 15...20 мкм и шириной порядка 3...4 мкм. В незначительном количестве присутствуют интерметаллиды округлой формы.

5. Анализ микроструктуры прессованной трубы из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 показал, что она характеризуется наличием трех структурных составляющих: α -фазы, которая присутствует в виде округлых зерен; β' -фазы, которая распределена равномерно по всей плоскости шлифа, и равномерно распределенных интерметаллидов стержневидной и округлой формы. Объемная доля α -фазы составляет 39 %, интерметаллидов 12 %. Определена микротвердость интерметаллидов разной морфологии и размера. Установлено, что микротвердость центральной части округлых интерметаллидов составляет 1500...1600 НВ, микротвердость мелких и крупных стержневидных интерметаллидов – 600...900 НВ.
6. Проведена сравнительная оценка интенсивности изнашивания образца, отобранного от трубы из сплава марки ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 и образца, отобранного от трубы из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2. Установлено, что интенсивность изнашивания I_h образца из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 составляет 5,7, что на 30 % меньше интенсивности изнашивания образца из сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 ($I_h=8,15$).
7. Разработан технологический регламент плавки и литья сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, согласно которому выплавку сплава необходимо производить с использованием лигатуры CuSi17Cr10. Отливка слитков должна осуществляться в кристаллизаторы, оснащенные «глухими» гильзами и спрейерами вторичного рассредоточенного

охлаждения. Температура разлики сплава должна составлять 1130...1160 °С, давление воды в кристаллизаторе 40...80 кПа, скорость литья 2,5...3,0 м/ч.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Анализ свойств сплавов, применяемых для изготовления деталей, работающих в условиях износа и высоких удельных нагрузок, показал, что необходимый комплекс механических и эксплуатационных свойств обеспечивается структурой сплава: соотношением α - и β -фаз, объемной долей интерметаллидов, а также их размером и морфологией.

2. Установлено, что степень усвоения хрома зависит от температуры расплава меди, времени выдержки и размера кусков хрома. При размере кусков хрома 20...30 мм в течение 30...40 минут усваивается 80...90 % хрома. Для обработки экспериментальных данных использована методика полного факторного эксперимента. Получено уравнение регрессии, проверена его адекватность.

3. Экспериментально установлено, что на степень усвоения хрома расплавом латуни ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 оказывает влияние способ легирования. При использовании чистого хрома в структуре латуни обнаружены скопления частиц нерастворившегося хрома. Ввиду высокого содержания цинка в составе латуни нагрев расплава выше температуры 1200 °С и продолжительная выдержка при высоких температурах невозможны из-за интенсивной пульсации расплава и испарения цинка, а также потерь легирующих элементов в результате угара.

4. Металлографический анализ структуры латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленной с использованием лигатур CuCr10 и CuSi17Cr10, показал, что в структуре присутствуют интерметаллиды различной морфологии и состава. Кроме интерметаллидов стержневидной формы, присутствуют интерметаллиды округлой формы: центральная область интерметаллида обогащена хромом и кремнием, а периферийная область обогащена марганцем и кремнием.

5. Анализ микроструктуры слитков латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 с различным содержанием хрома показал, что при увеличении содержания хрома значительно изменяется морфология и размер интерметаллидных включений. В структуре сплава, не содержащего в своем

составе хром, наблюдаются интерметаллиды стержневидной формы, длина которых достигает 30...40 мкм, ширина не превышает 1...1,5 мкм. При этом интерметаллиды распределены неравномерно и расположены в основном по границам зерен. При увеличении содержания хрома в сплаве от 0,05 до 0,33 мас.% наряду со стержневидными интерметаллидами появляются округлые интерметаллиды. Длина стержневидного интерметаллида уменьшается до 15 мкм, а ширина увеличивается до 3,5 мкм.

6. Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что оболочка интерметаллида округлой формы представляет собой соединение силицид марганца со стехиометрической формулой Mn_5Si_3 и химическим составом 26,69 % Si и 62,04 % Mn. Сердцевина такого интерметаллида имеет химический состав 16,60 % Si и 77,06 % Cr, стехиометрическая формула такого соединения – Cr_3Si .

7. Установлено, что с повышением содержания хрома в сплаве количество интерметаллидов округлой формы увеличивается. Определено содержание хрома в сплаве (0,17...0,23 мас.%), которое обеспечивает высокую твердость 291,12...298,80 НВ и минимальную интенсивность изнашивания $I_n=4,2...5,5$. По результатам исследования подана заявка на патент «Сплав на основе меди».

8. С применением дифференциального термического анализа определены критические температуры сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2. Температура ликвидус составляет 930 °С, температура солидус – 900 °С, это позволяет отнести сплав к группе узкоинтервальных сплавов. Установлено, что в твердом состоянии латунь претерпевает два фазовых превращения. Начало первого превращения отмечено при температуре 750 °С, начало второго – при температуре 515 °С. Описан предполагаемый механизм фазовых превращений, протекающих в латуни при кристаллизации и последующем охлаждении. Полученные данные позволили рекомендовать технологические параметры плавки и литья слитков.

9. Изучены теплофизические свойства сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 (удельная теплопроводность, удельная теплоемкость, плотность) в интервале температур 50...900 °С. Полученные

результаты использованы для расчета глубины лунки жидкого металла при литье латуни в зависимости от скорости литья.

10. Анализ химического состава слитков из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuCr10, показал, что хром распределен неравномерно по сечению и высоте слитка. Результаты поэлементного картирования свидетельствуют о том, что в структуре сплава присутствуют скопления включений и крупные включения нерастворившегося хрома состава (мас.%): Cr 94,43, Mn 4,32, Si 1,25. По сечению слитка наблюдается неравномерность твердости: в периферийной зоне слитка – 226,9 НВ, на $\frac{1}{2}$ радиуса – 221,1 НВ, в центральной зоне слитка – 196,3 НВ.

11. Анализ химического состава слитков из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuSi17Cr10, показал, что хром равномерно распределен по сечению и высоте слитка. Твердость сплава в периферийной зоне слитка составляет 222,1 НВ, на $\frac{1}{2}$ радиуса – 228,8 НВ, в центральной зоне слитка – 221,1 НВ. Металлографическим анализом установлено, что интерметаллиды распределены равномерно, в структуре отсутствуют включения нерастворившегося хрома. В микроструктуре наблюдается большое количество интерметаллидов стержневидной формы длиной порядка 15...20 мкм и шириной порядка 3...4 мкм. В незначительном количестве присутствуют интерметаллиды округлой формы.

12. Анализ микроструктуры прессованной трубы из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 показал, что она характеризуется наличием трех структурных составляющих: α -фазы, которая присутствует в виде округлых зерен; β' -фазы, которая распределена равномерно по всей плоскости шлифа, и равномерно распределенных интерметаллидов стержневидной и округлой формы. Объемная доля α -фазы составляет 39 %, интерметаллидов 12 %. Определена микротвердость интерметаллидов разной морфологии и размера. Установлено, что микротвердость центральной части округлых интерметаллидов составляет 1500...1600 НВ, микротвердость мелких и крупных стержневидных интерметаллидов – 600...900 НВ.

13. Проведена сравнительная оценка интенсивности изнашивания образца, отобранного от трубы из сплава марки ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 и образца, отобранного от трубы из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2. Установлено, что интенсивность изнашивания I_h образца из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 составляет 5,7, что на 30 % меньше интенсивности изнашивания образца из сплава ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 ($I_h=8,15$).

14. Разработан технологический регламент плавки и литья сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, согласно которому выплавку сплава необходимо производить с использованием лигатуры CuSi17Cr10. Отливка слитков должна осуществляться в кристаллизаторы, оснащенные «глухими» гильзами и спрейерами вторичного рассредоточенного охлаждения. Температура разливки сплава должна составлять 1130...1160 °С, давление воды в кристаллизаторе 40...80 кПа, скорость литья 2,5...3,0 м/ч.

Перспективы дальнейшей разработки темы исследования

Дальнейшую работу по тематике диссертации возможно продолжить в следующих направлениях:

1. Изучить особенности формирования структуры сложнолегированной латуни, содержащей тугоплавкие легкоокисляющиеся компоненты, в зависимости от условий первичного и вторичного охлаждения при полунепрерывном литье.
2. Применение внешних воздействий на кристаллизующийся расплав с целью получения заданных структуры и свойств сложнолегированной латуни.
3. Разработка состава флюсов для плавки и полунепрерывного литья, позволяющих снизить потери легкоокисляющихся компонентов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Panagopoulos C.N. Lubricated wear behavior of leaded $\alpha+\beta$ brass / C. N. Panagopoulos, E. P. Georgiou, K. Simeonidis // Tribol. Int. – 2012. – Т. 50. – С. 1–5.
2. Metals Handbook. Properties and selection: nonferrous alloys and pure metals. 9th ed. // Met. Handbook. Prop. Sel. non-ferrous Alloy. pure Met. 9th ed. – 1979.
3. Осинцев О.Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник / О. Е. Осинцев, В. Н. Федоров. – М.: Машиностроение, 2004. – 336 с.
4. Vilarinho C. Influence of the chemical composition on the machinability of brasses / C. Vilarinho, J. P. Davim, D. Soares, F. Castro, J. Barbosa // J. Mater. Process. Technol. – 2005. – Т. 170. – С. 441–447.
5. Логинов Ю.Н. Сравнительный анализ свойств двойных и оловянных латуней / Ю. Н. Логинов, Н. А. Смирнов // Цветные металлы. – 2006. – № 3. – С. 55–56.
6. Курбаткин И.И. Влияние состава на структуру и свойства сложных латуней, применяемых в автомобильной промышленности / И. И. Курбаткин, И. Ф. Пружинин, А. А. Тишков // Цветные металлы. – 1994. – № 3. – С. 44–46.
7. Пугачева Н.Б. Пути совершенствования технологии изготовления труб из сложнолегированной латуни ЛМцАЖН / Н. Б. Пугачева, А. В. Лебедь, А. С. Овчинников // Инновации в материаловедении и металлургии. Материалы II междунар. интерактив. науч.-практ. конф., г. Екатеринбург. – 2012. – С. 209–211.
8. Тропотов А.В. Оптимизация химического состава и свойств специальных латуней для изготовления блокирующих колец синхронизаторов коробки передач / А. В. Тропотов, Л. М. Жукова, Ю. В. Рязанцев, М. Д. Копыл, И. В. Котляров // Материалы II международной научно-практической

- конференции “Материалы в автомобилестроении”, г. Тольятти. – 2004. – С. 389–394.
9. Sundberg M. Metallographic aspects on wear of special brass. / M. Sundberg, R. Sundberg, S. Hogmark, R. Otterberg, B. Lehtinen // *Wear*. – 1987. – Т. 115 – № 1–2. – С. 151–165.
 10. Goto H. Friction and wear of brass during fretting corrosion under various environmental conditions / H. Goto, M. Ashida // *Tribol. Int.* – 1988. – Т. 21. – № 4. – С. 183–190.
 11. Elleuch K. Sliding wear transition for the CW614 brass alloy / K. Elleuch, R. Elleuch, R. Mnif, V. Fridrici, P. Kapsa // *Tribol. Int.* – 2006. – Т. 39. – № 4. – С. 290–296.
 12. Mindivan H. Microstructures and wear properties of brass synchroniser rings / H. Mindivan, H. Cimenoglu, S. E. Kayali // *Wear*. – 2003. – Т. 254. – С. 532–537.
 13. Hassan A.M. Improvement in the wear resistance of brass components by the ball burnishing process / A. M. Hassan // *J. Mater. Process. Technol.* – 1999. – С. 73–80.
 14. Мясникова М.В. Моделирование поврежденности силицидов в латуни при пластической деформации / М. В. Мясникова, С. В. Смирнов, Н. Б. Пугачева // *Фундаментальные исследования*. – 2012. – № 9–3. – С. 667–671.
 15. Kondracki M. Role of the intermetallic phases in technological process of fixture brasses / M. Kondracki, J. Gawroński, J. Szajnar // *J. Mater. Process. Technol.* – 2005. – Т. 162–163. – С. 332–335.
 16. Котов Д.А. Изучение влияния кремния на микроструктуру сложнолегированной латуни ЛМцАЖКС 70-7-5,5-2-2-1 / Д. А. Котов, Р. К. Мысик, С. В. Брусницын, А. А. Еремин, О. С. Кузьмин // *Литейщик России*. – 2004. – № 3. – С. 22–24.
 17. Panagopoulos C.N. Abrasive wear of zinc in various environments / C. N. Panagopoulos, V. D. Papachristos, A. El Amoush // *Surf. Coatings Technol.* – 1997. – Т. 89. – № 1–2. – С. 151–157.

18. Panagopoulos C.N. Corrosion and wear of 6082 aluminum alloy / C. N. Panagopoulos, E. P. Georgiou, A. G. Gavras // Tribol. Int. – 2009. – Т. 42. – № 6. – С. 886–889.
19. Karpagavalli R. Development of novel brasses to resist dezincification / R. Karpagavalli, R. Balasubramaniam // Corros. Sci. – 2007. – Т. 49. – № 3. – С. 963–979.
20. Potgieter J.H. Influence of nickel additions on the corrosion behaviour of low nitrogen 22% Cr series duplex stainless steels / J. H. Potgieter, P. A. Olubabambi, L. Cornish, C. N. Machio // Corros. Sci. – 2008. – Т. 50. – С. 2572–2579.
21. Prakash B. The lubricity of oxides revised based on a polarisability approach / B. Prakash, J. P. Celis // Tribol. Lett. – 2007. – Т. 27. – № 1. – С. 105–112.
22. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. Справочник / М. В. Мальцев. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.
23. 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.
24. Козлов В.В. Влияние кремния и интерметаллида Mn_5Si_3 на структуру и механические свойства кремнисто-марганцовистых латуней / В. В. Козлов, А. А. Тишков, В. Н. Федоров // Тематический сборник научных трудов “Оптимизация свойств и рациональное применение латуней и алюминиевых бронз”. – 1988.
25. 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.
26. Котов Д.А. Комплексное воздействие на структуру литых заготовок из сложнолегированных латуней: дис. ... канд. тех. наук: 05.16.04 / Котов, Дмитрий Анатольевич. – Екатеринбург, 2005. – 169 с.
27. Кузьмин О.С. Разработка технологии полунепрерывного литья кремнемарганцевых износостойких латуней, применяемых в

- автомобилестроении: дис. ... канд. тех. наук: 05.16.04 / Кузьмин, Олег Сергеевич. – Екатеринбург, 1999. – 174 с.
28. Пугачева Н.Б. Влияние содержания железа в легированной латуни ЛМцАЖКС на состав и морфологию силицидов $(\text{Fe}, \text{Mn})_5\text{Si}_3$. / Н. Б. Пугачева, А. В. Тропотов, С. В. Смирнов, О. С. Кузьмин // Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 89. – № 1. – С. 62–69.
 29. Mindivan H. The Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Wear Properties of Some High Strength Brasses Istanbul: Institute of Science and Technology, 2001.
 30. Пугачева Н.Б. Разработка способов повышения технологических и эксплуатационных свойств сплавов и покрытий с В2 структурами: автореф. дис. ... доктора тех. наук. / Пугачева, Наталия Борисовна. – Томск, 2008. – 32 с.
 31. A. Waheed Microstructure and wear of some high-tensile brasses / A. Waheed, N. Ridley // J. Mater. Sci. – 1994. – Т. 29. – № 6. – С. 1692–1699.
 32. Гершман Г.Б. Применение антифрикционных кремниймарганцовистых латуней взамен бронз / Г. Б. Гершман, В. В. Котов, В. А. Ткаченко // Цветные металлы. – 1985. – Т. 11. – С. 64–66.
 33. Котляров И.В. Влияние химического и фазового состава специальных латуней на их твердость и износостойкость: дис. ... канд. тех. наук: 05.16.01 / Котляров, Игорь Викторович. – Тольятти, ТГУ, 2009. – 156 с.
 34. Котов Д.А. Прогнозирование фазового состава сложнолегированных латуней / Д. А. Котов, Р. К. Мысик, А. А. Еремин, М. И. Волков, Л. М. Жукова // Литейщик России. – 2005. – № 9. – С. 17–21.
 35. Варли К.В. Структура и свойства латуни ЛМцСКА 58-2-2-1-1 после упрочняющей термической обработки / К. В. Варли, Н. В. Еднерал, А. И. Лейкин // МиТОМ. – 1978. – № 6. – С. 34–37.
 36. Титарев Н.Я. Структура и механические свойства латуни типа ЛМцСК после упрочняющей термической обработки / Н. Я. Титарев, В. Я. Мороз, А. Г. Мелах // МиТОМ. – 1986. – № 11. – С. 41–44.

37. Титарев Н.Я. Получение прессованных полуфабрикатов из литейной латуни ЛМцСК и их свойства / Н. Я. Титарев // Цветная металлургия. – 1987. – № 3. – С. 72–75.
38. Курбаткин И.И. Влияние химического состава и режимов обработки на механические и эксплуатационные свойства кремнисто-марганцовистых латуней / И. И. Курбаткин, И. Ф. Пружинин, В. И. Фалкон, и др. // Цветные металлы. – 1996. – № 9. – С. 60–63.
39. Hiromichi N. Износостойкий медный сплав / N. Hiromichi, N. Masaaki. – 1976.
40. Fernside T.E. Special Pb–Si–Mn brass / T. E. Fernside. – 1968.
41. Варли К.В. Структурные изменения в сложнолегированной латуни ЛАНКМц в результате комбинированной обработки / К. В. Варли, В. Р. Даржаев, Н. Рашков, и др. // Известия ВУЗов. Цветная металлургия. – 1986. – № 3. – С. 97–100.
42. Пугачева Н.Б. Исследование влияния количества α -фазы в латуни ЛМцАЖН на электросопротивление / Н. Б. Пугачева, Н. С. Мичуров // Инновации в материаловедении и металлургии: материалы I междунар. интерактив. науч.-практ. конф., г. Екатеринбург. – 2012. – С. 357–361.
43. Святкин А.В. Принципы корректировки требований по химическому составу сложнолегированных латуней / А. В. Святкин // “Проблемы и перспективы развития авиации, наземного транспорта и энергетики” V Всероссийская научно-техническая конференция, г. Казань. – 2009. – С. 283–288.
44. Пугачева Н.Б. Структура промышленных $\alpha+\beta$ -латуней / Н. Б. Пугачева // МиТОМ. – 2007. – № 2. – С. 23–29.
45. Брусницын С.В. Полунепрерывное литье сложнолегированных износостойких латуней / С. В. Брусницын, Р. К. Мысик, А. В. Сулицин. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2009. – 265 с.
46. 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.

47. Ухов В.Ф. Межчастичное взаимодействие в жидких металлах / В. Ф. Ухов, Н. А. Ватолин, Б.Р. Гальчинский. – М.: Наука, 1974. – 192 с.
48. Гаврилин И.В. Что дают исследования строения жидких сплавов для практики литья? / И. В. Гаврилин // Литейное производство. – 1988. – № 9. – С. 3–4.
49. Крушенко Г.Г. Повышение свойств алюминиево-кремниевых сплавов путем их обработки в жидком состоянии / Г. Г. Крушенко // Свойства расплавленных металлов. Труды XVI совещания по теории литейных процессов. – 1974. – С. 53–56.
50. Pantazopoulos G. Lead Brass Rods C 38500 for Automatic Machining Operations: A Technical Report / G. Pantazopoulos // J. Mater. Eng. Perform. – 2002. – Т. 4. – С. 402–407.
51. Wu J.X. Surface Composition of Machined Lead Brass / J. X. Wu, M. R. Ji, M. Galeotti, A. M. Giusti, G. Rovida // Surf, Interface Anal. – 1994. – Т. 22. – С. 323–326.
52. Chen X. Study on the properties of Sn-9Zn-xCr lead-free solder / X. Chen, A. Hu, M. Li, D. Mao // J. Alloys Compd. – 2008. – Т. 460. – С. 478–484.
53. Kuyucak S. A Review of the Machinability of Copper-Base Alloys / S. Kuyucak, M. Sahoo // Can. Metall. Q. – Т. 35. – № 1996. – С. 1–15.
54. Whiting L. V. Casting characteristics of red brass containing bismuth and selenium / L. V Whiting, P. D. Newcombe, M. Sahoo // Trans. Am. Foundrymen's Soc. – 1995. – Т. 103. – С. 683–691.
55. Fontaine A. La Compositional distributions in classical and lead-free brasses / A. La Fontaine, V. J. Keast // Mater. Charact. – 2006. – Т. 56. – С. 424–429.
56. Imai H. Development of Lead-free Machinable Brass with Bismuth and Graphite Particles by Powder Metallurgy Process / H. Imai, Y. Kosaka, A. Kojima, S. Li, K. Kondoh, J. Umeda, H. Atsumi // Mater. Trans. – 2010. – Т. 51. – С. 855–859.
57. Atsumi H. High-strength, lead-free machinable α - β duplex phase brass Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi alloys / H. Atsumi, H. Imai, S. Li, K. Kondoh, Y. Kousaka, A. Kojima // Mater. Sci. Eng. A. – 2011. – Т. 529. – С. 275–281.

58. Plewes J.T. Free-Cutting Copper Alloys Contain No Lead / J. T. Plewes, D. N. Loiacono // *Adv. Mater. Process.* – 1991. – Т. 140. – № 4. – С. 23.
59. Варли К.В. Распад пересыщенного твердого раствора в латуни ЛАНКМц / К. В. Варли, В. Р. Даржаев, З. М. Иедлинская, и др. // *Известия ВУЗов. Цветная металлургия.* – 1976. – № 5. – С. 101–104.
60. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, В. И. Елагин. – М.: Металлургия, 1981. – 416 с.
61. Пастухова Ж.П. Пружинные сплавы меди / Ж. П. Пастухова, А. Г. Рахштадт. – М.: Металлургия, 1979. – 335 с.
62. Розенберг В.М. Разработка технологии производства труб из сплава камелин в условиях ЭЗКС с оформлением постоянно действующих технических условий на их поставку. Москва, Гипроцветметобработка, 1977. – 87 с.
63. Пикунов М.В. Металловедение / М. В. Пикунов, А. И. Десипри. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.
64. Баранов А.А. О влиянии кремния на структуру и свойства вторичной латуни ЛС / А. А. Баранов, Э. И. Мироненко, Н. Я. Титарев // *Известия ВУЗов. Цветная металлургия.* – 1977. – № 1. – С. 121–124.
65. Ефремов Б.Н. Новая марка латуни для производства шариковых пишущих узлов. / Б. Н. Ефремов, М. И. Лавреньев, И. Н. Чупеева, Н. П. Гаврилов, Л. Г. Лемперт, В. С. Токарь, В. И. Свинин // *Цветные металлы.* – 1995. – № 8. – С. 58–61.
66. Lauf P.R. Brass alloy / P. R. Lauf, L. H. Neumarkt. – 1987. – 8 с.
67. 王勇 High-strength wear-resistant complex brass for automotive synchronizing ring. / 王勇, 王宏, 赵祥伟. – 2010.
68. Lee K.S. High strength and wear resistance copper alloys / K. S. Lee, D. K. Park. – 1989.
69. Kaneko Y. Copper base alloy having wear resistance at high temperatures / Y. Kaneko, Y. Komiyama, S. Maeda, I. Niimi, Y. Takeda, Y. Uchiyama. – 1973.

70. Akutsu H. High wear resistance / H. Akutsu. – 1991.
71. Tabei K. B-phase matrix with fine-grained silicides: resistant to intercrystalline cracking and thermal cycling / K. Tabei. – 1988.
72. Barbezart G. Aluminium- and cobalt-containing copper alloys with high wear resistance / G. Barbezart. – 1981.
73. Специальные способы литья // Справочник. Под общей редакцией академика АН УССР В.А. Ефимова. – 1991. – 734 с.
74. Чурсин В.М. Технология цветного литья / В. М. Чурсин, П. Н. Бибуля. – М.: Металлургия, 1967. – 252 с.
75. Горшков Е.И. Литье слитков цветных металлов и сплавов / Е. И. Горшков. – М.: Металлургия, 1952. – 416 с.
76. Евтеев Д.П. Непрерывное литье стали / Д. П. Евтеев, И. А. Колыбалов. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
77. Рутес В.С. Теория непрерывной разливки / В. С. Рутес, В. И. Аскольдов, Д. П. Евтеев. – М.: Металлургия, 1971. – 295 с.
78. Пугачева Н.Б. Анализ дефектов промышленных заготовок из латуней / Н. Б. Пугачева, А. С. Овчинников, А. В. Лебедь // Цветные металлы. – 2014. – № 10. – С. 71–77.
79. Добаткин В.И. Непрерывное литье и литейные свойства сплавов / В. И. Добаткин. – Оборонгиз, 1948. – 154 с.
80. Кукаренко В.А. Субмикроскопическая структура и ее роль в формировании физико-механических свойств дисперсионно-упрочненных материалов на никелевой и железной основах: дис. ... доктора физ.-мат. наук. / Кукаренко, Владимир Аркадьевич. – Минск, 2004. – 471 с.
81. Киндяков П.С. Химия и технология редких и рассеянных элементов. Ч. III. Под ред. К.А. Большакова. Учеб. пособие для вузов. Изд. 2-е, перераб. и доп. / П. С. Киндяков, Б. Г. Коршунов, П. И. Федоров, И. П. Кисляков. – М.: Высшая школа, 1976. – 320 с.

82. Мысик Р.К. Способы легирования хромовых и хромциркониевых бронз / Р. К. Мысик, Ю. Ю. Юрьев, И. А. Вайс, С. В. Брусницын // Процессы литья. – 2002. – № 1. – С. 89–94.
83. Ловшенко Ф.Г. Литые хромсодержащие бронзы, получаемые с применением механически легированных лигатур / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко // Литье и металлургия. – 2012. – Т. 67. – № 3. – С. 131–135.
84. Николаев А.К. Сплавы для электродов контактной сварки / А. К. Николаев, В. М. Розенберг. – М.: Металлургия, 1978. – 96 с.
85. Аксенов А.А. Структура и свойства композиционных материалов на основе системы Cu-Cr, полученных методом механического легирования / А. А. Аксенов, А. С. Просвиряков, Д. В. Кудашев, И. С. Гершман // Известия ВУЗов. Цветная металлургия. – 2004. – № 6. – С. 39–46.
86. Николаев А.К. Нанотехнологии в металлургии / А. К. Николаев, Ю. Н. Райков, Г. В. Ашихмин, Н. И. Ревина. – М.: ОАО “Институт Цветметобработка,” 2007. – 112 с.
87. Витязь П.А. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. – Минск: Беларус. навука, 1998. – 351 с.
88. Николаев А.К. Хромовые бронзы / А. К. Николаев, А. И. Новиков, В. М. Розенберг. – М.: Металлургия, 1983. – 177 с.
89. Шурыгин П.М. Диффузия металлов в жидкой меди / П. М. Шурыгин, В. Д. Шантарин // Физика металлов и металловедение. – 1963. – Т. 16. – № 5. – С. 731–736.
90. Курдюмов А.В. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин, Е.Л. Бибииков. – Москва: МИСиС, 1996. – 504 с.
91. Гофеншефер Л.И. Получение сплава меди, содержащего до 25% хрома, методом открытой индукционной плавки / Л. И. Гофеншефер, В. М. Чурсин, В. И. Рыжов, М. П. Леонов, Н. Р. Бочвар // Цветные металлы. – 1981. – № 9. – С. 90–91.

92. Quan-Hua Y. Обзор сплавов Cu-Cr-Zr с высокими прочностью и проводимостью. / Y. Quan-Hua, L. Ping, L. Yong, T. Bao-Hong // ВИНТИ. – 2006. – Т. 07.02-15.
93. Мирошников А.А. Способы легирования меди легкоокисляющимися элементами / А. А. Мирошников // Металлообработка. – 2008. – № 1. – С. 48–49.
94. Мирошников А.А. Авторское свидетельство на изобретение СССР № 661912 кл.С22с 9/00 / А. А. Мирошников, В. М. Чурсин. – 1979.
95. Мирошников А.А. Лигатура. Авторское свидетельство на изобретение СССР №877969 кл.С22с 35/00 / А. А. Мирошников, В. М. Чурсин, В. Е. Марченко. – 1981.
96. Мирошников А.А. Способ получения сплавов Cu-Zr. Авторское свидетельство на изобретение СССР № 565069 / А. А. Мирошников, А. А. Кардаш, С. И. Цукерман. – 1977.
97. Коновалов А.Н. Исследование особенностей плавки и раскисления меди с целью получения литых электродов из хромовых бронз: дис. ... канд. тех. наук: 05.16.04 / Коновалов, Алексей Николаевич. – Москва, МИСиС, 2011. – 109 с.
98. ГОСТ 859–2001. Медь. Марки. Введен с 01.03.2002 взамен ГОСТ 859–78 – Минск: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации. – 2008. – 6 с.
99. ГОСТ 849–2008. Никель первичный. Технические условия. Введен с 30.06.2009 взамен ГОСТ 849-97. – М.: Стандартиформ. – 2011. – 8 с.
100. ГОСТ 3640–94. Цинк. Технические условия. Введен с 01.01.1997 взамен ГОСТ 3640–79. – М.: Стандартиформ. – 2011. – 8 с.
101. ГОСТ 6008–90. Марганец металлический и марганец азотированный. Технические условия. Введен с 30.06.1991 взамен ГОСТ 6008-82. – М.: Издательство стандартов. – 2002. – 5 с.
102. ГОСТ 2169–69. Кремний технический. Технические условия. Введен с 30.06.1970 взамен ГОСТ 2169-43 – М.: Издательство стандартов. – 2001. – 5 с.

103. ГОСТ 11069–2001. Алюминий первичный. Марки. Введен с 01.01.2003 взамен ГОСТ 11069–74. – Минск: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации. – 2008. – 5 с.
104. Адлер Ю.П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Е. В. Маркова, Ю. В. Грановский. – М.: Наука, 1976. – 279 с.
105. Жигитова С.Б. Применение растровой электронной микроскопии для исследования структуры материалов / Жигитова С.Б. // Методическое указание для студентов, магистров технических и технологических специальностей. – 2011. – С. 18.
106. Matucha H. Verbesserte Werkstoffe für Synchronzinge / H. Matucha // ATZ Automobitechnische Zeitschrift. – 1981. – № 5. – С. 227–230.
107. Макаров В.В. Разработка и освоение производства тянутых труб из латуни ЛМЦА 58-2-1 для блокирующих колец синхронизаторов: отчет по НИР 08.07.16.00.00 / В. В. Макаров, И. И. Курбаткин. – Тольятти, ОАО “АВТОВАЗ,” 1995. – 50 с.
108. Антипов В.В. Исследование фазового состава и повышение эксплуатационных характеристик латуни ЛМЦАЖН, используемой в автомобильной промышленности. Сб. докладов II международной научно-практической конференции «Материалы в автомобилестроении» Тольятти, ОАО “АВТОВАЗ,” 2004. – 221–222 с.
109. Антипов В.В. Влияние Al, Ni, Si на фазовый состав и механические свойства марганцевых латуней. / В. В. Антипов, И. И. Курбаткин, П. Б. Покровский // Сб. докладов II международной научно-практической конференции «Материалы в автомобилестроении», Тольятти: ОАО “АВТОВАЗ”. – 2004. – С. 223–228.
110. Зрунек М. Противокоррозионная защита металлических конструкций / М. Зрунек. – М.: Машиностроение, 1984. – 136 с.
111. Солошенко А.Н. Разработка метода моделирования напряженно-деформированного состояния при обработке давлением структурно-

- неоднородных материалов: дис. ... канд. тех. наук: 05.16.05 / Солошенко, Алексей Николаевич. – Екатеринбург, 2000. – 258 с.
112. Круг Г.К. Статистические методы в инженерных исследованиях / Г. К. Круг. – М.: Высшая школа, 1983. – 216 с.
 113. Адлер Ю.П. Введение в планирование эксперимента / Ю. П. Адлер. – М.: Металлургия, 1968. – 155 с.
 114. Маслов Г.Г. Оптимизация параметров и режимов работы машин методами планирования эксперимента / Г. Г. Маслов, О. Н. Дидманидзе, В. В. Цибулевский. – М.: УМЦ “Триада,” 2007. – 292 с.
 115. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: в 3 т.: Т. 2 / Н. П. Лякишев. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
 116. Головешко В.Ф. Влияние условий плавки на растворение хрома в жидкой меди / В. Ф. Головешко, Л. Н. Сергеев // Цветные металлы. – 1972. – № 10. – С. 63–65.
 117. Yu Y. Thermodynamics and kinetics in liquid immiscible Cu-Cr-Si ternary system / Y. Yu, C. Wang, X. Liu, R. Kainuma, K. Ishida // Mater. Chem. Phys. – 2011. – Т. 127. – С. 28–39.
 118. Пугачева Н.Б. Структура и свойства деформируемых легированных латуней / Н. Б. Пугачева. – Институт машиноведения УрО РАН, 2012. – 186 с.
 119. Дриц М.Е. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. Академия наук СССР им. Байкова / М. Е. Дриц, Н. Р. Бочвар, Л. С. Гузей, Е. В. Лысова. – М.: Наука, 1979. – 375 с.
 120. Ивкин М.О. Влияние хрома на микроструктуру и механические свойства многокомпонентной латуни. / М. О. Ивкин, С. В. Брусницын, Р. К. Мысик, А. В. Сулицин // Инновации в материаловедении и металлургии. Материалы IV Международной интерактивной научно–практической конференции. – 2015. – С. 255–258.

121. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография (стереология металлических материалов) / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
122. Фудзи Т. Механика разрушения композиционных материалов: Перевод с японского / Т. Фудзи, М. Дзако. – М.: Мир, 1982. – 232 с.
123. Трефилов В.И. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский, И. Д. Горная, А. Д. Васильев. – Киев: Наук. думка, 1989. – 256 с.
124. Рябко П.В. Особенности пластической деформации и хрупкого разрушения гетерогенных систем / П. В. Рябко, К. П. Рябошапка // Металлофизика. – 1972. – Т. 43 – С. 3-25.
125. Иванов Д.А. Дисперсноупрочненные волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы / Д. А. Иванов, А. И. Ситников, С. Д. Шляпнин. – М.: МГИУ, 2010. – 230 с.
126. Лахтин Ю.М. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
127. Седакова Е.Б. Физические модели и уравнения износа полимерных композиционных материалов: автореф. дис. ... доктора тех. наук. / Седакова, Елена Борисовна. – Санкт-Петербург, 2013. – 40 с.
128. Серебряков А.В. Исследования, разработка технологии и освоение производства прецизионных труб из коррозионностойкой стали: дис. ... канд. тех. наук: 05.16.05 / Серебряков, Андрей Васильевич. – Екатеринбург, 2007. – 160 с.
129. Kerridge M. The Stages in a Process of Severe Metallic Wear / M. Kerridge, J. K. Lancaster // Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci. – 1956. – Т. 236. – № 1205. – С. 250–264.
130. Крагельский И.В. Трение и износ / И. В. Крагельский. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.

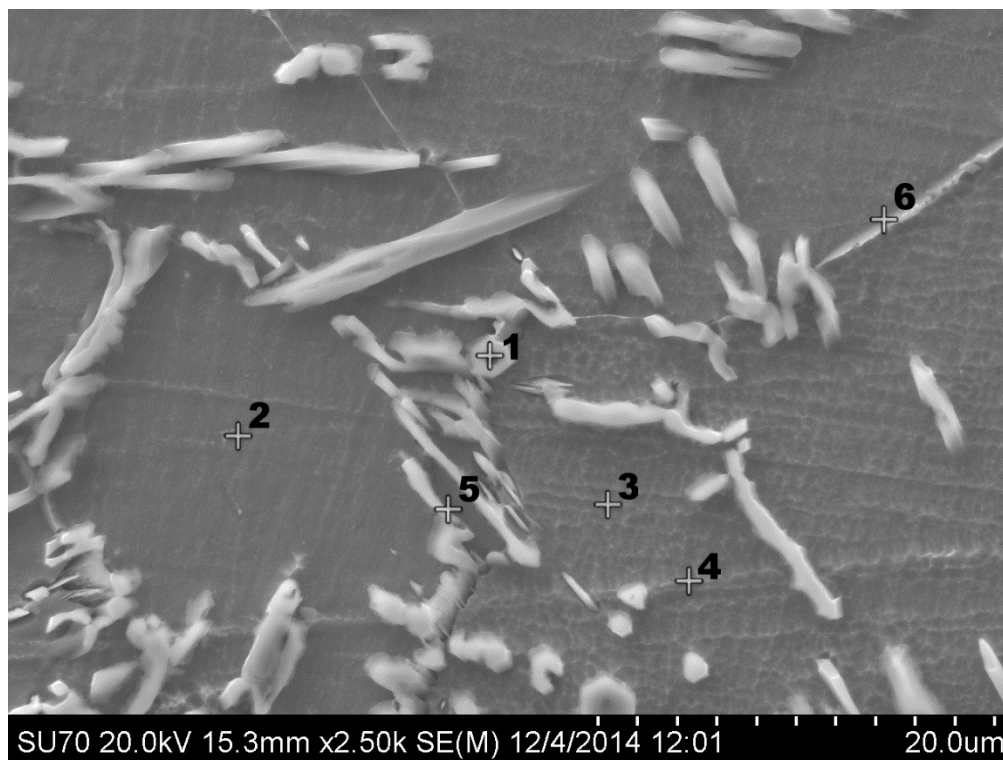
131. Крагельский И.В. Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
132. Радчик А.С. О деформировании поверхностных слоев при трении скольжения / А. С. Радчик, В. С. Радчик // ДАН СССР. – 1958. – Т. 119. – № 5. – С. 933–935.
133. Филиппов М.А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении. в 2 т. Т.1. / М. А. Филиппов, В. Р. Бараз, М. А. Гервасьев, М. М. Розенбаум. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. – 232 с.
134. Иванов В.Н. Словарь-справочник по литейному производству / В. Н. Иванов. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
135. Быков А.С. Дифференциальный термический анализ плавления сложнолегированной латуни / А. С. Быков, Р. И. Гуляева, Н. В. Корчемкина, М. О. Ивкин // Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов. Труды XIV Российской конференции. – Екатеринбург: УрО РАН – 2015. – С. 144–145.
136. Микрюков В.Е. Теплопроводность и электропроводность металлов и сплавов / В. Е. Микрюков. – М.: Госнаучтехиздат по черной и цветной металлургии, 1959. – 260 с.
137. Кац А.М. Теплофизические основы непрерывного литья слитков цветных металлов и сплавов / А. М. Кац, Е. Г. Шадек. – М.: Металлургия, 1983. – 203 с.
138. Хныкин А.В. Разработка системы сканирования лунки слитка / А. В. Хныкин, В. И. Башлыков // Оптимизация режимов работы электротехнических систем: межвуз. сб. науч. тр. – Красноярск: ИПЦ КГТУ. – 2006. – С. 106–109.
139. Хныкин А.В. Система контроля геометрических параметров лунки в процессе непрерывного литья алюминиевых сплавов: дис. ... канд. тех. наук: 05.11.13 / Хныкин, Антон Владимирович. – Красноярск, 2006. – 132 с.
140. ТУ 18-11-3-85 Натрий хлористый для промышленного потребления.

141. ГОСТ 10561–80 Криолит искусственный технический. Технические условия. Введен с 01.01.1982 взамен ГОСТ 10561-73. – М.: Издательство стандартов. – 1981. –33 с.
142. ГОСТ 4568–95 Калий хлористый. Технические условия. Введен с 01.07.1997 взамен ГОСТ 4568-83. – Минск: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации. –1996. –16 с.
143. РД 50-672-88. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов. Методические указания. М.: Издательство стандартов, – 1989. –21с.
144. Богомолова Н.А. Практическая металлография / Н. А. Богомолова. – М.: Высшая школа, 1987. – 240 с.
145. Горелик С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – М.: МИСиС, 1994. – 328 с.

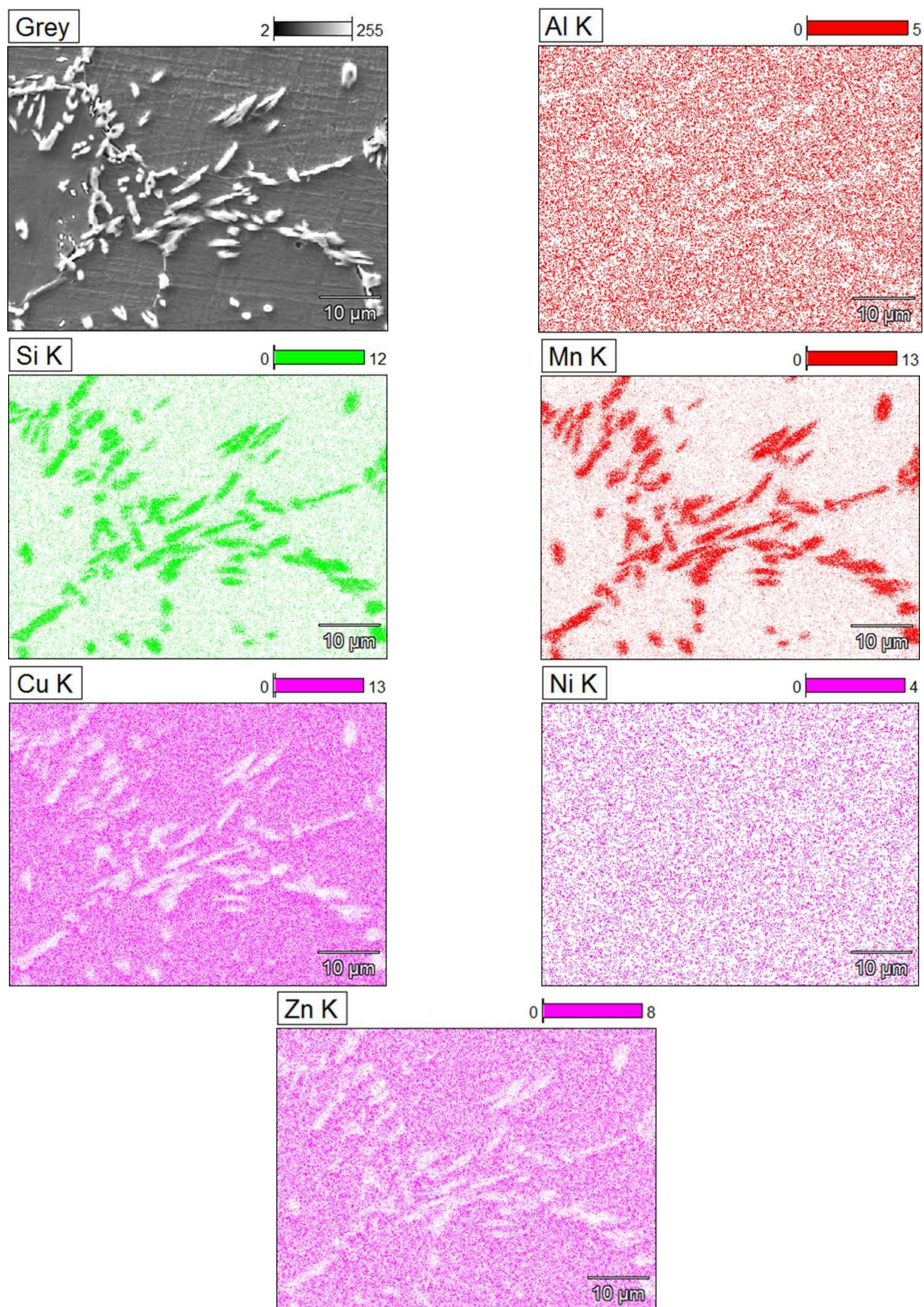
ПРИЛОЖЕНИЯ

ПРИЛОЖЕНИЕ 1. Микроструктура, химический состав и карты распределения элементов образцов с различным содержанием хрома

Микроструктура слитка № 1 и химический состав фаз



Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
№ 1	0,48	17,02	—	55,22	2,13	16,83	8,32
№ 2	1,11	3,62	—	5,75	0,54	60,54	28,43
№ 3	2,87	0,95	—	0,70	0,40	65,07	30,01
№ 4	2,75	1,03	—	0,61	0,39	65,64	29,58
№ 5	0,32	20,41	—	67,25	0,72	7,72	3,58
№ 6	0,21	19,03	—	61,94	—	12,57	6,25

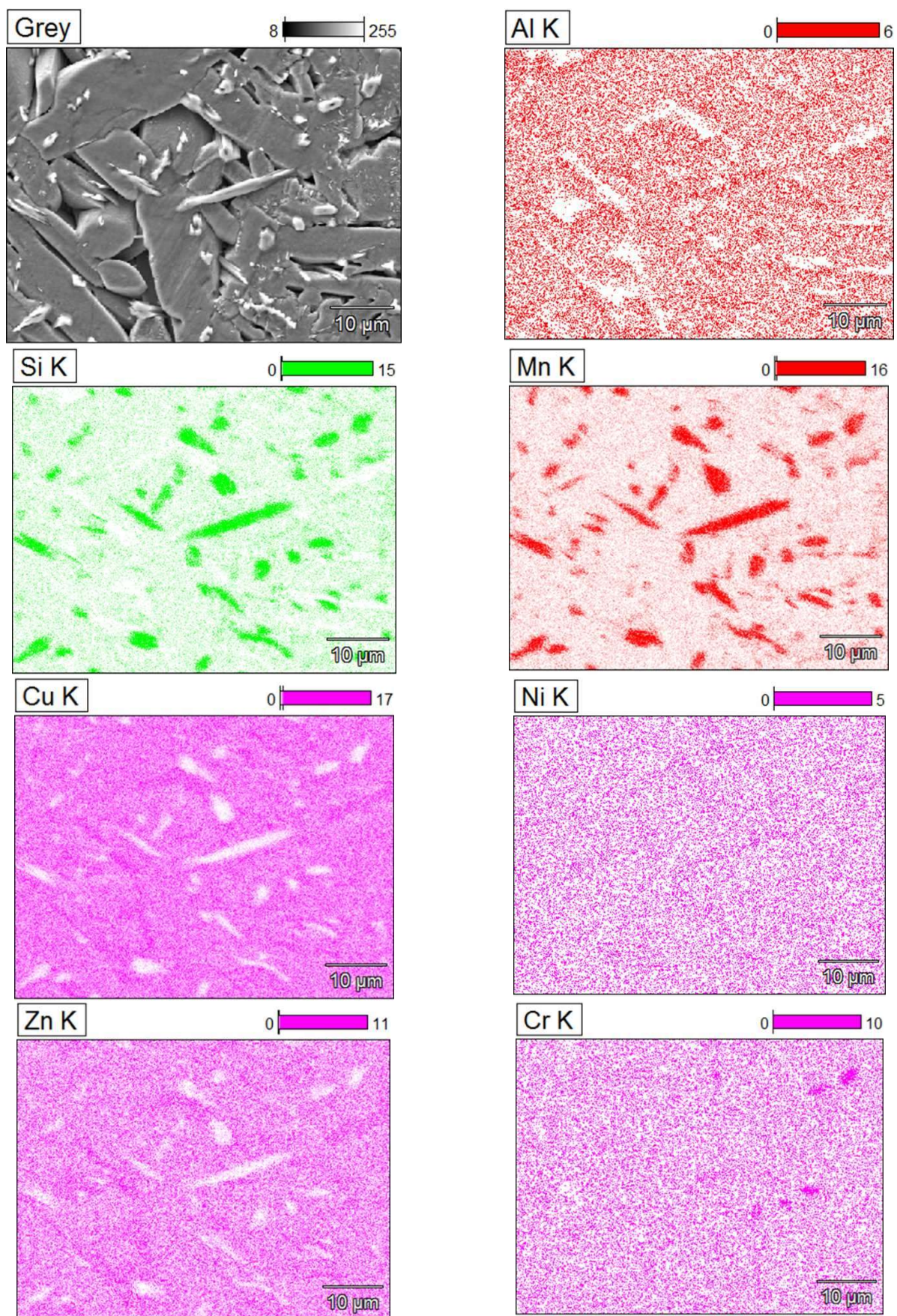


Карты распределения элементов на участке шлифа слитка № 1

Микроструктура слитка № 2 и химический состав фаз

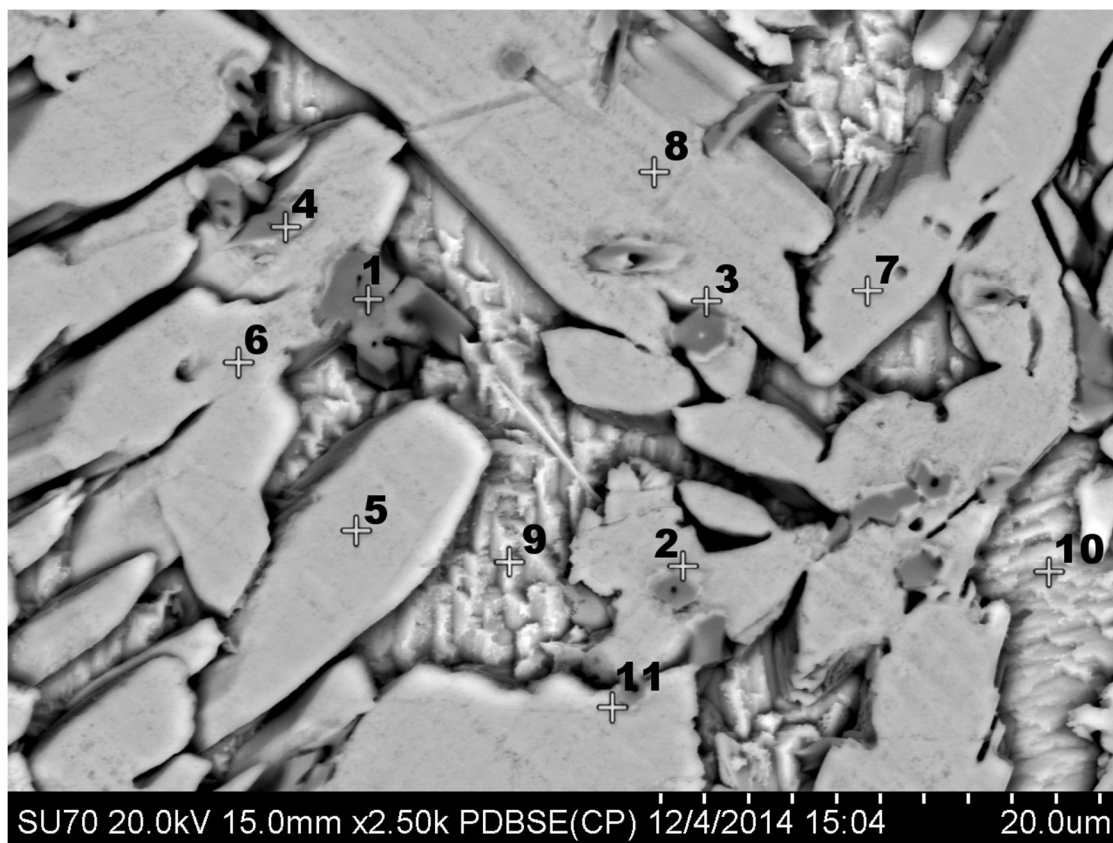


Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
№ 1	1,22	0,63	–	2,17	0,40	67,85	27,73
№ 2	1,38	0,72	–	2,17	0,43	67,65	27,65
№ 3	1,13	0,79	–	2,31	0,39	67,83	27,56
№ 4	0,48	23,03	0,17	69,49	2,20	3,82	0,81
№ 5	0,88	24,33	0,41	70,95	0,84	2,09	0,50
№ 6	0,96	1,29	–	2,80	0,67	66,45	27,82
№ 7	0,44	1,86	–	4,26	0,52	64,73	28,19
№ 8	0,12	1,23	–	4,25	0,78	65,56	28,06
№ 9	1,14	0,63	–	1,69	0,36	67,19	28,99

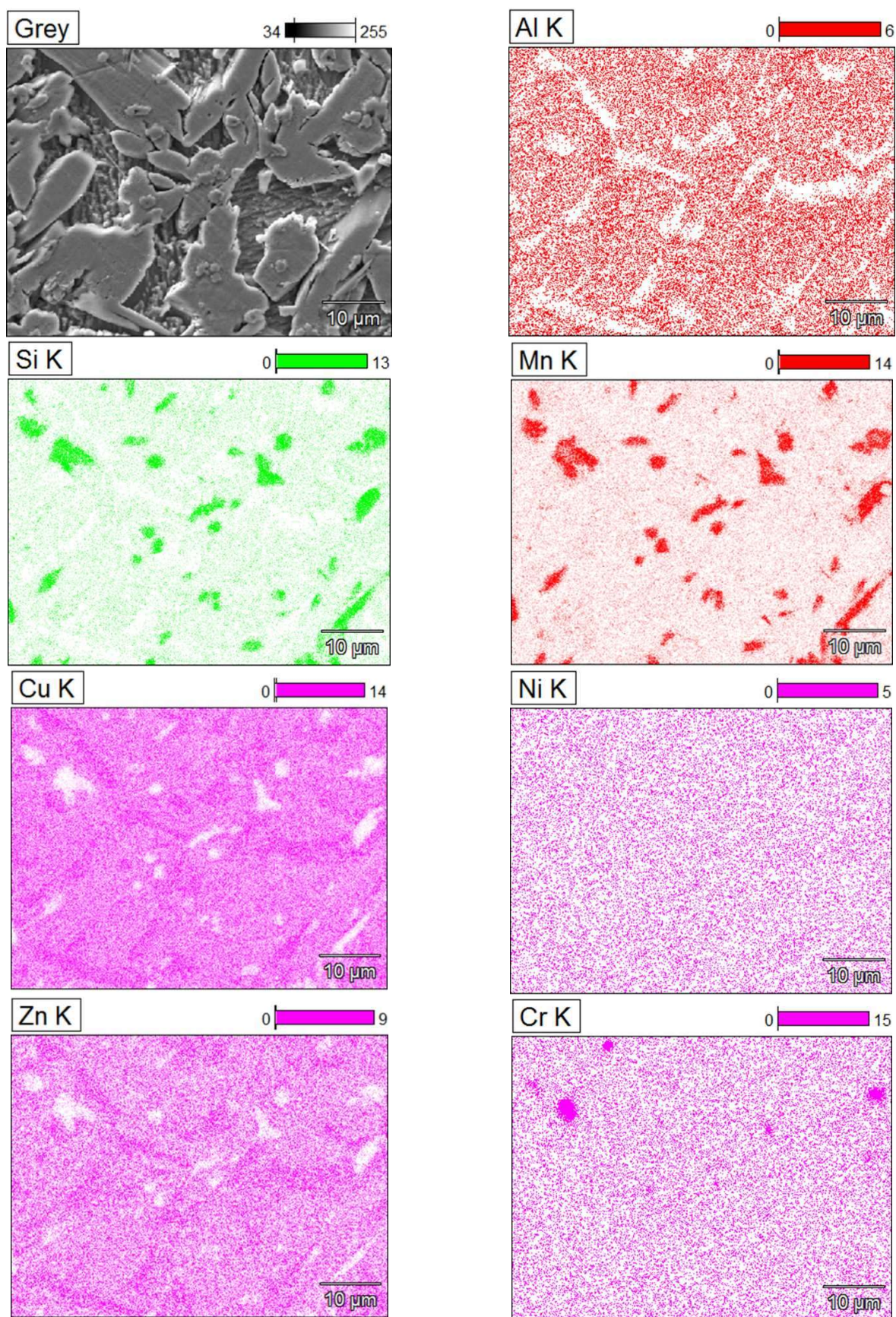


Карты распределения элементов на участке шлифа слитка № 2

Микроструктура слитка № 3 и химический состав фаз

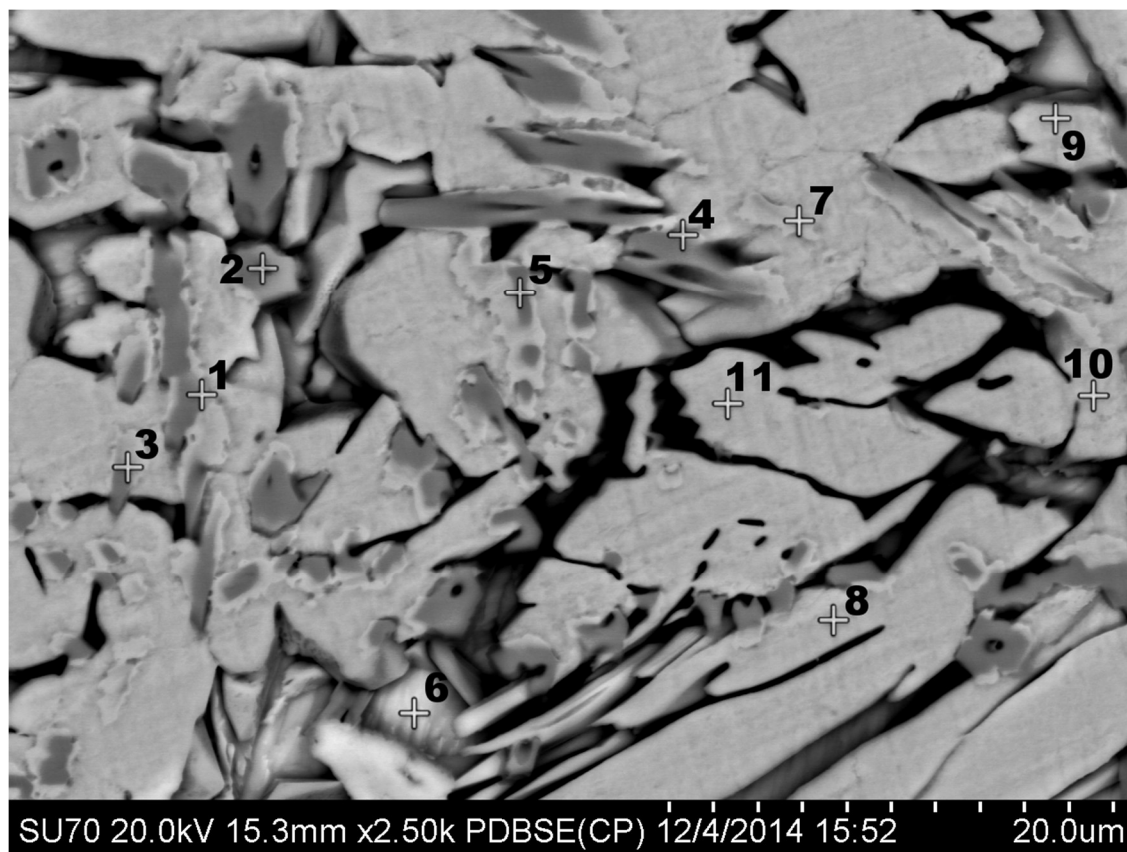


Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
№ 1	0,17	21,56	64,41	13,11	—	0,75	—
№ 2	1,56	1,88	—	8,26	0,86	58,74	28,69
№ 3	0,80	20,56	0,17	69,23	1,57	1,62	1,05
№ 4	1,83	0,64	—	7,90	0,95	59,73	28,94
№ 5	2,62	0,82	—	7,34	0,51	61,24	27,47
№ 6	2,68	0,38	—	1,53	0,38	68,69	26,34
№ 7	2,57	—	—	1,36	—	69,02	27,06
№ 8	2,42	0,38	—	1,49	0,46	68,63	26,62
№ 9	2,67	—	—	1,20	—	68,41	27,72
№ 10	0,30	0,23	—	1,69	0,47	65,55	31,76
№ 11	2,66	—	—	1,23	0,21	68,45	27,45

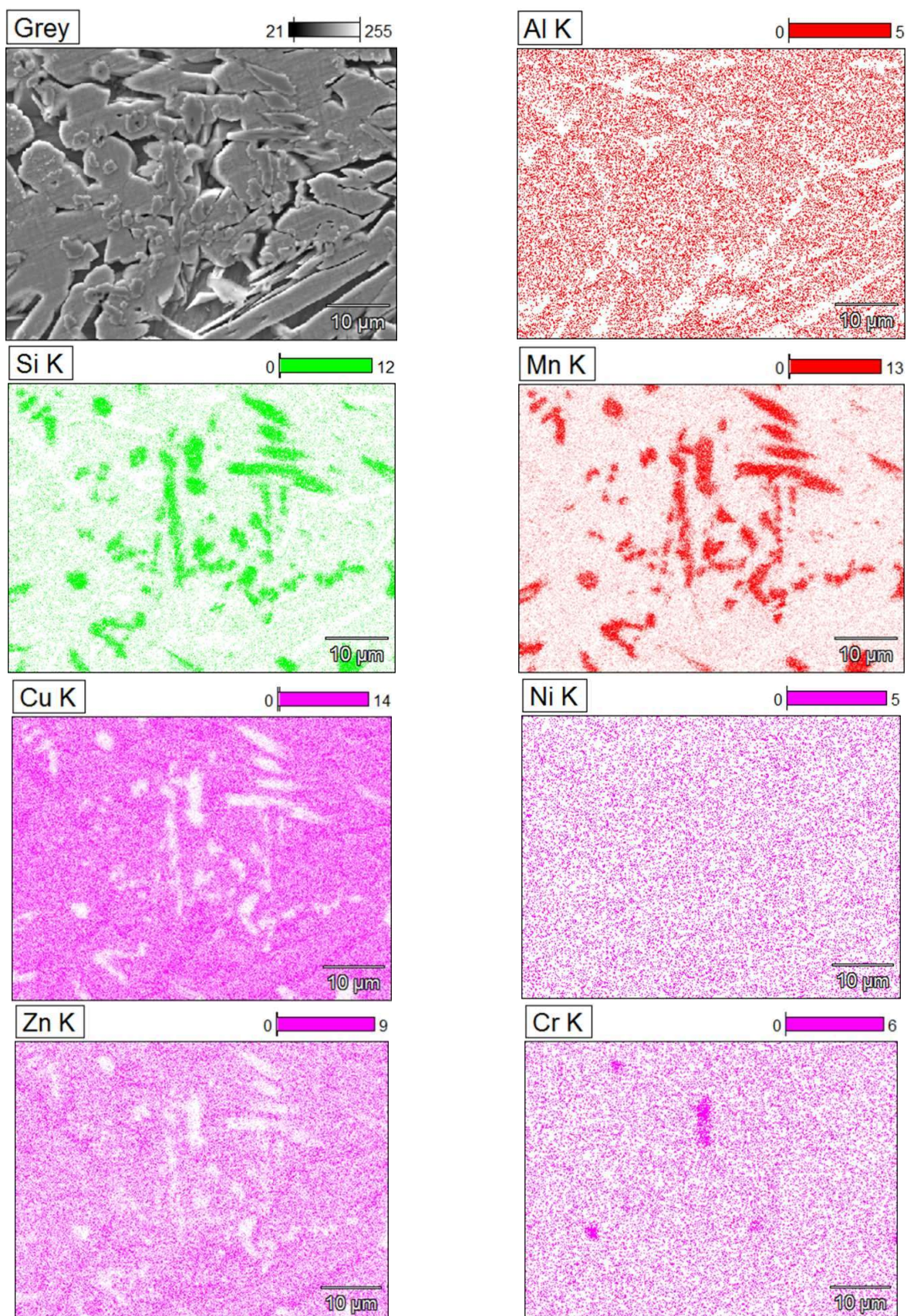


Карты распределения элементов на участке шлифа слитка № 3

Микроструктура слитка № 4 и химический состав фаз

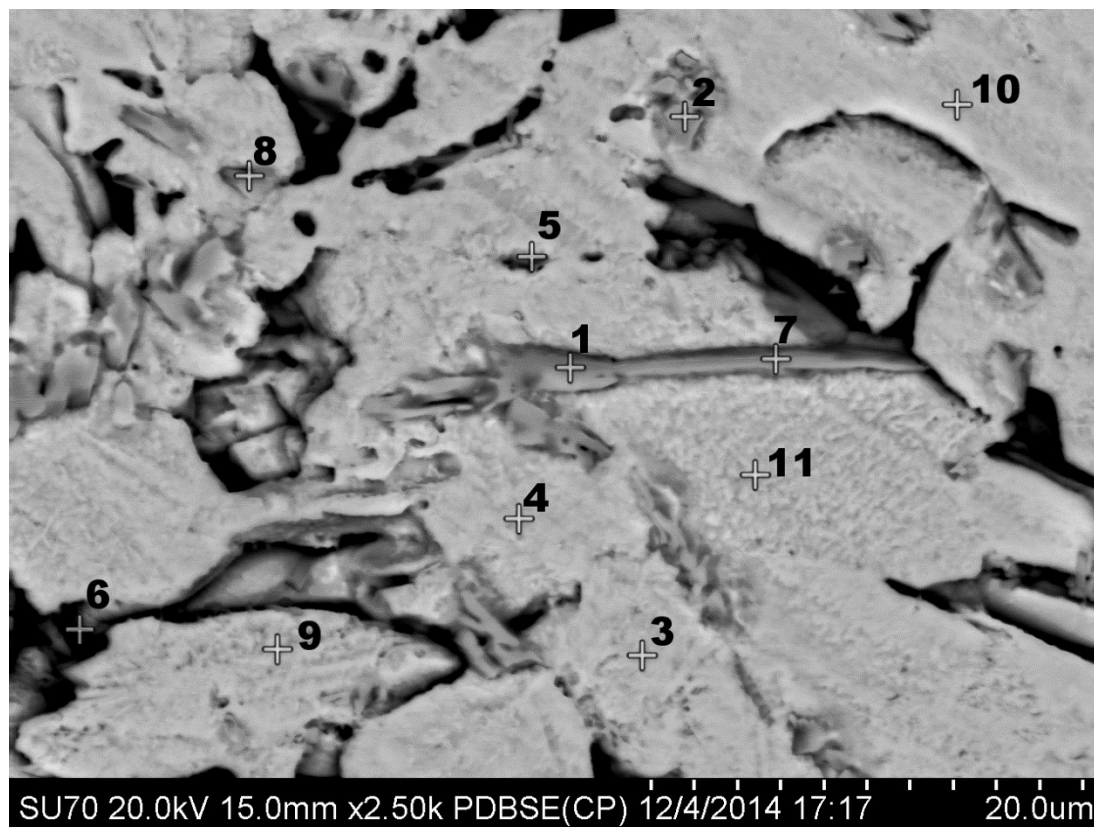


Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
№ 1	0,27	22,40	1,28	70,12	1,88	3,66	0,38
№ 2	0,10	16,36	33,00	45,28	2,07	2,73	0,46
№ 3	0,32	22,17	0,95	69,15	2,30	3,88	1,23
№ 4	0,14	21,90	0,38	67,16	2,84	5,53	2,06
№ 5	0,11	23,40	0,85	64,86	2,48	5,12	3,17
№ 6	2,17	—	—	1,57	0,34	69,96	25,96
№ 7	2,34	0,48	—	1,88	0,48	69,63	25,19
№ 8	1,96	—	—	1,64	0,36	70,62	25,41
№ 9	0,09	0,11	—	1,78	0,74	68,07	29,21
№ 10	0,62	—	—	1,06	0,66	67,90	29,77
№ 11	0,10	0,14		1,49	0,58	68,25	29,44

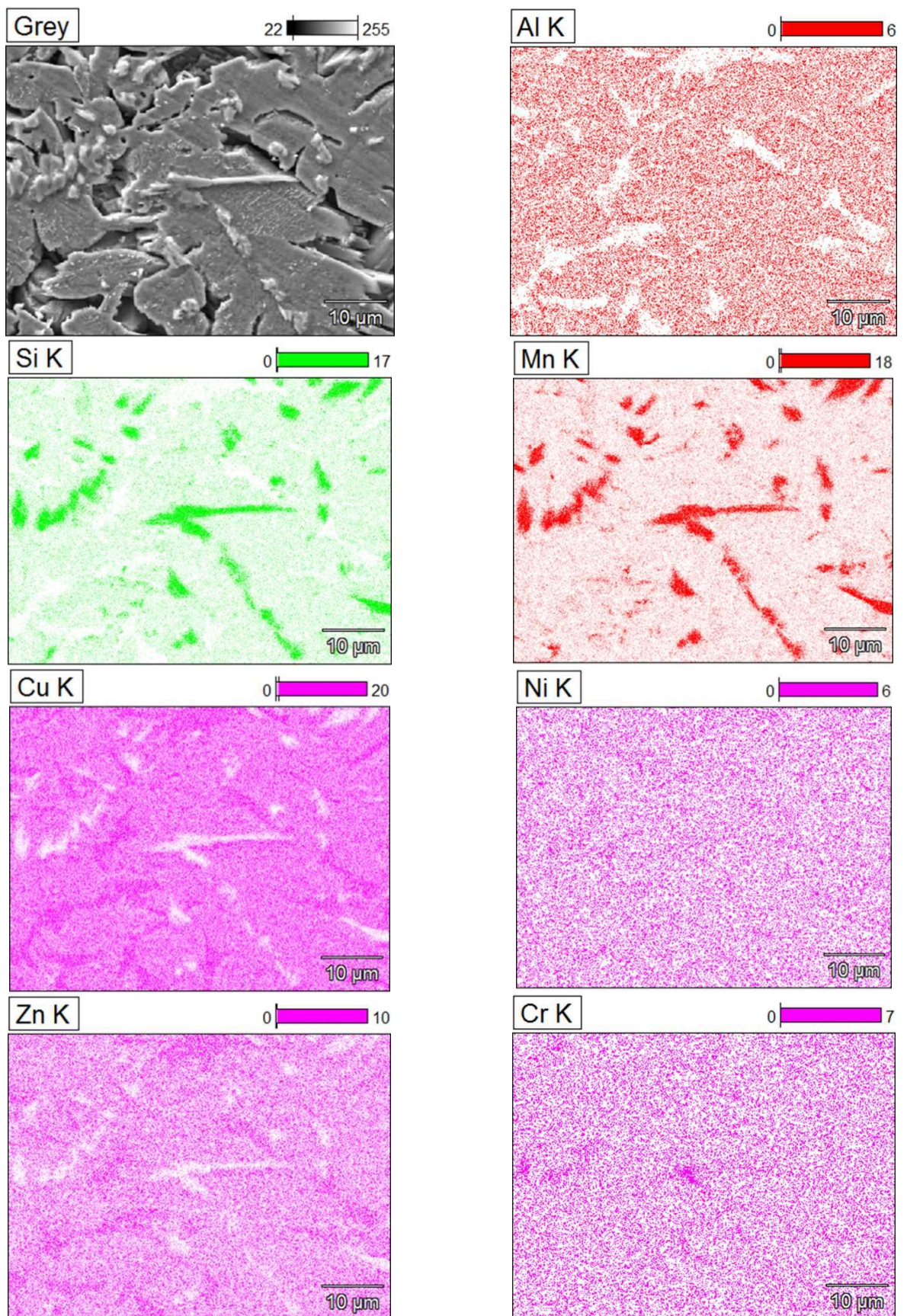


Карты распределения элементов на участке шлифа слитка № 4

Микроструктура слитка № 5 и химический состав фаз

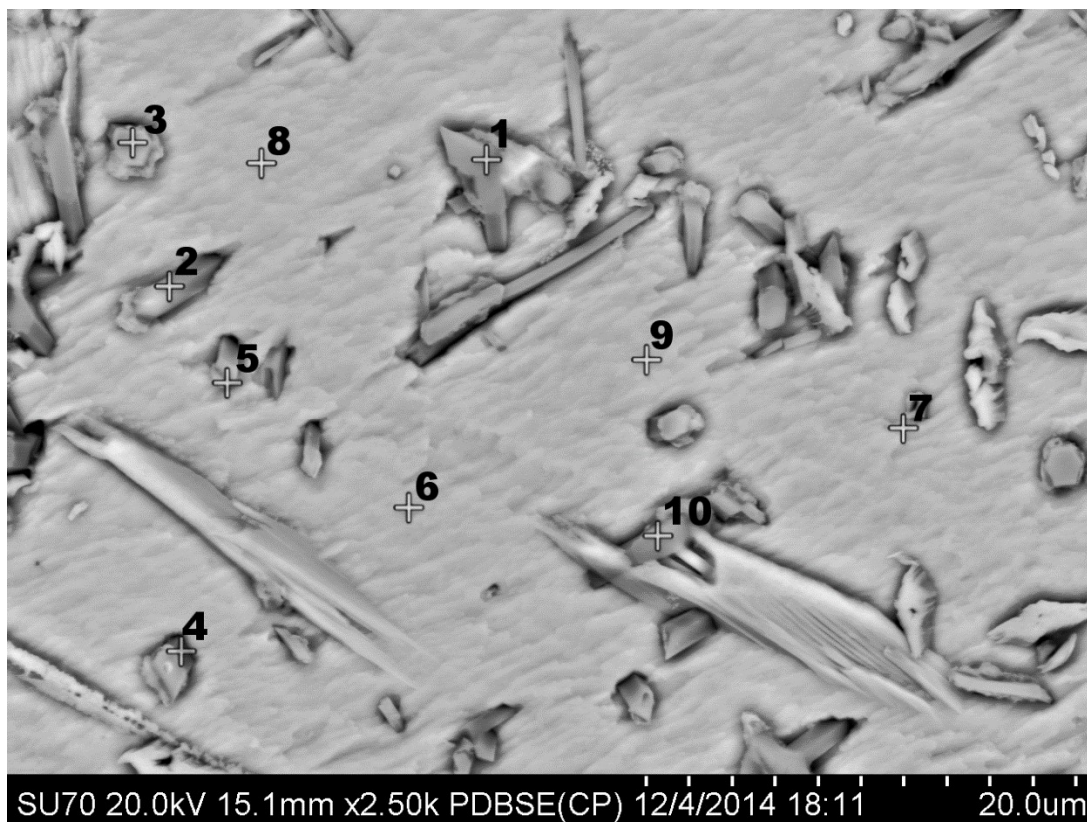


Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
№ 1	0,57	20,36	1,28	65,48	2,38	4,03	2,22
№ 2	0,34	18,60	30,00	45,50	1,99	2,21	1,36
№ 3	2,16	0,77	—	2,21	0,42	69,30	25,14
№ 4	2,52	0,78	—	1,77	0,46	70,48	23,98
№ 5	3,07	1,13	—	2,32	0,74	68,93	23,82
№ 6	2,85	0,81	—	1,84	0,64	69,64	24,23
№ 7	1,06	22,80	—	69,94	2,51	2,68	1,02
№ 8	0,50	21,02	1,32	68,82	3,40	3,55	1,39
№ 9	0,13	0,18	—	1,48	0,78	68,77	28,66
№ 10	2,01	6,93	0,11	8,66	0,85	60,59	20,84
№ 11	0,81	0,31	—	1,04	0,65	68,48	28,71

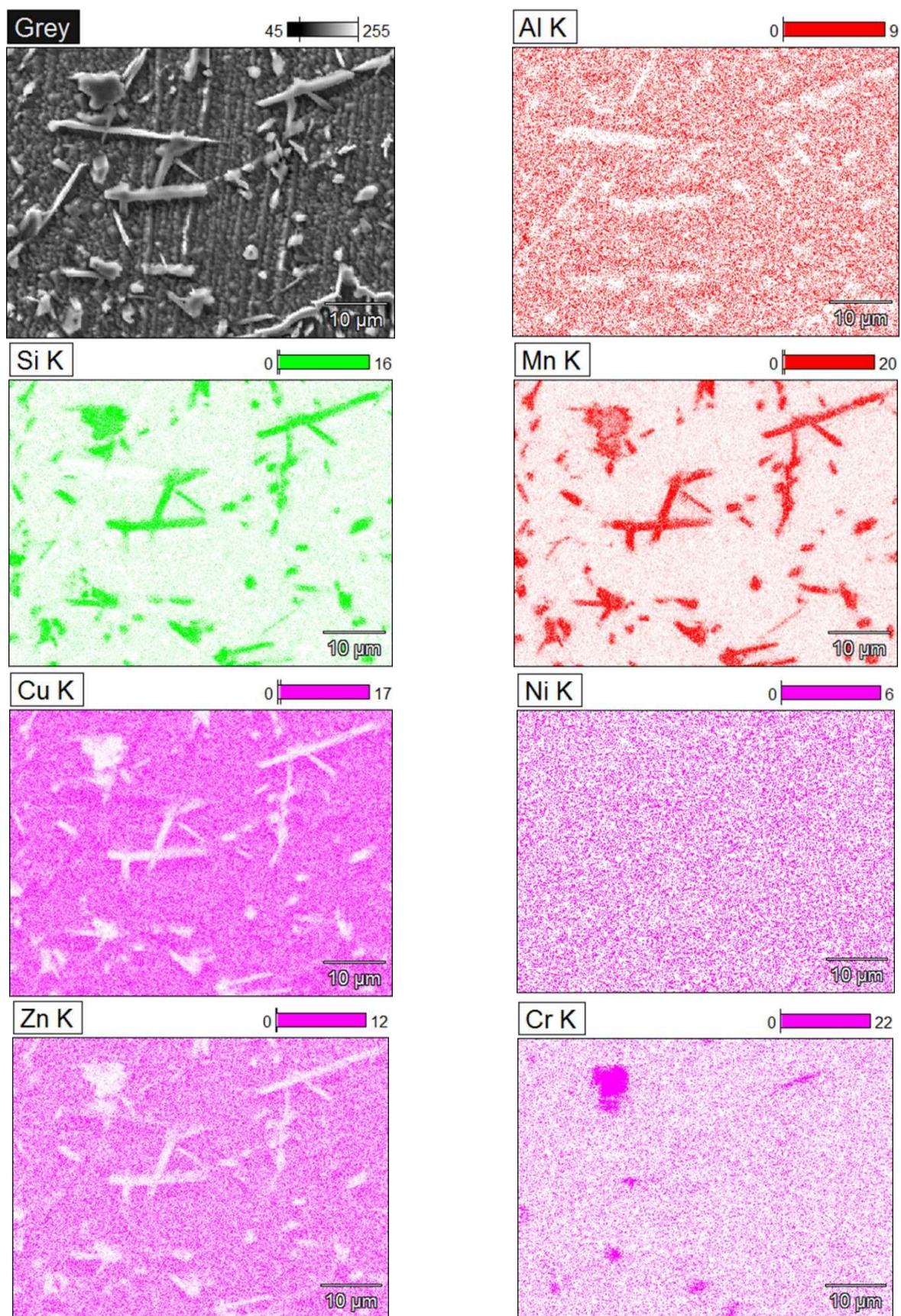


Карты распределения элементов на участке шлифа слитка № 5

Микроструктура слитка № 6 и химический состав фаз

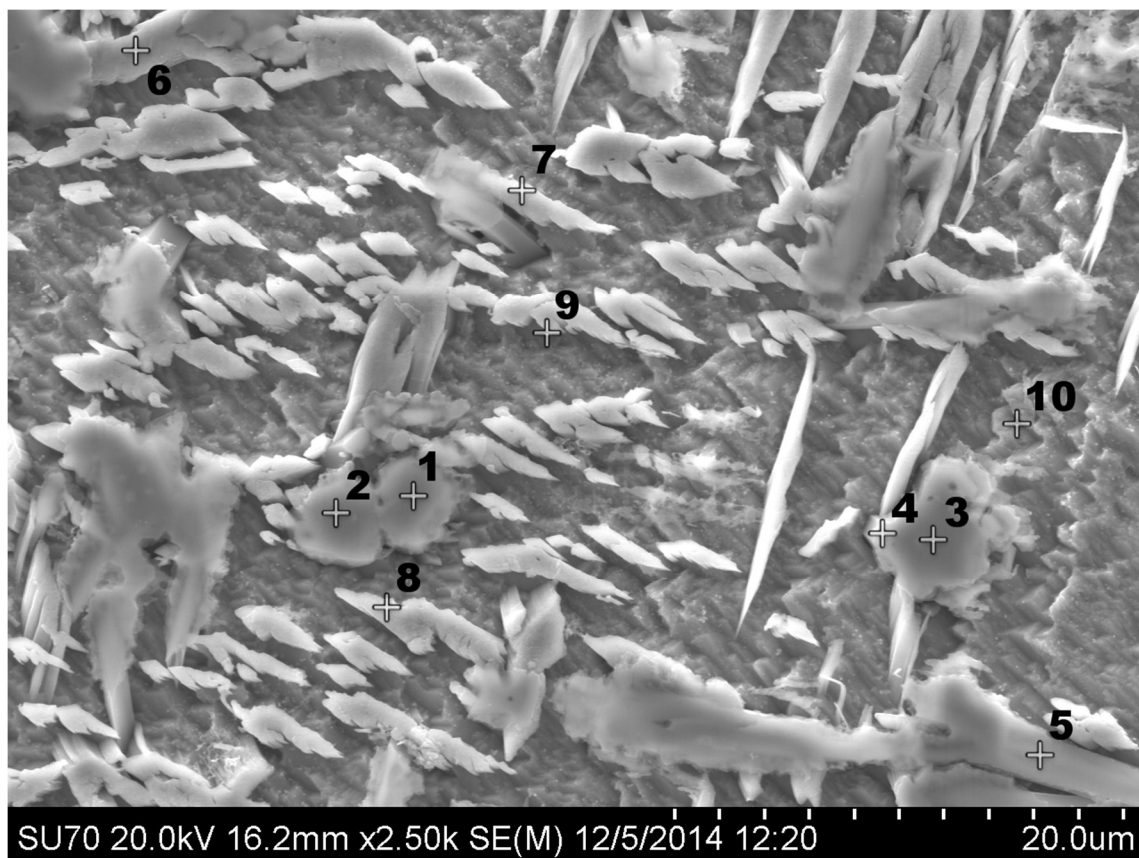


Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
№ 1	—	15,57	67,98	13,01	—	3,45	—
№ 2	0,36	22,51	1,02	73,30	0,84	1,42	0,55
№ 3	0,76	22,00	1,53	69,51	1,70	3,44	1,06
№ 4	0,58	21,41	0,73	70,97	1,50	3,83	0,97
№ 5	0,58	20,75	7,63	63,51	1,69	3,80	2,02
№ 6	2,15	—	0,36	3,58	—	64,30	29,61
№ 7	3,10	—	—	1,10	0,40	63,32	32,07
№ 8	2,71	0,07	—	0,99	0,35	62,96	32,92
№ 9	2,61	—	—	1,01	0,50	63,40	32,48
№ 10	0,11	21,95	—	73,93	1,06	1,89	1,06

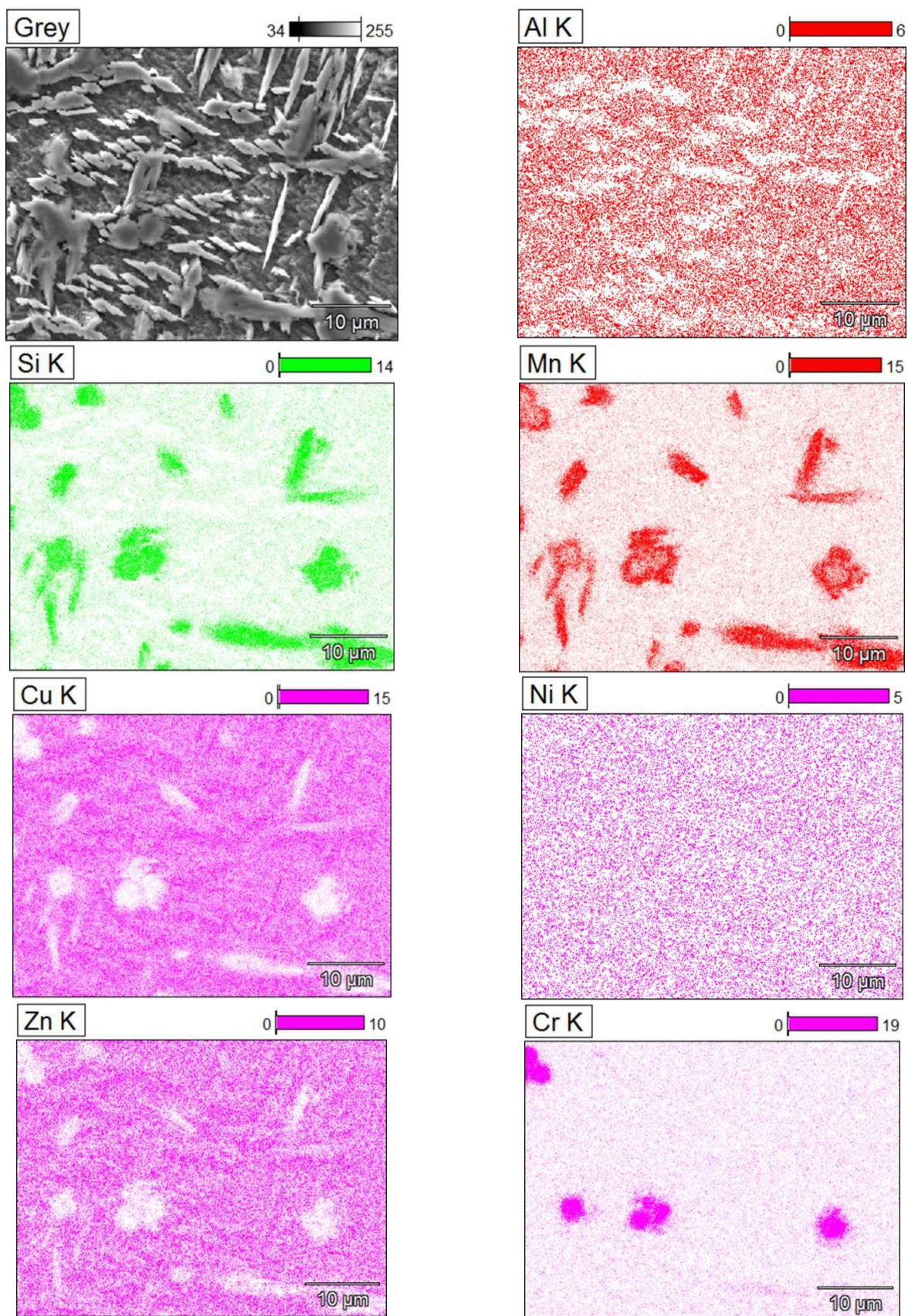


Карты распределения элементов на участке шлифа слитка № 6

Микроструктура слитка № 7 и химический состав фаз

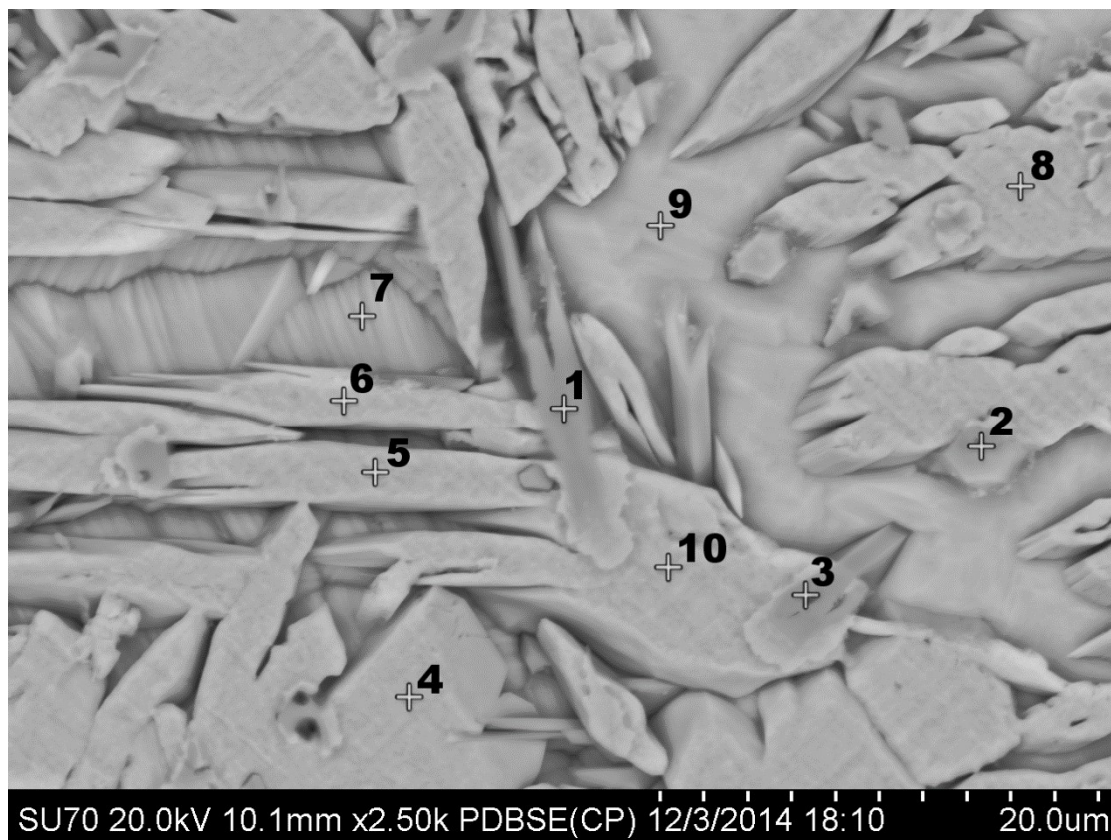


Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
№ 1	0,09	16,54	69,33	10,09	—	3,95	—
№ 2	0,09	16,25	70,15	9,97	—	3,53	—
№ 3	0,11	16,65	68,63	11,77	—	2,84	—
№ 4	0,43	22,49	0,47	67,69	1,88	4,69	2,35
№ 5	0,34	21,45	1,60	70,53	1,76	3,13	1,19
№ 6	0,52	23,24	3,12	67,81	2,04	2,23	1,04
№ 7	2,47	—	—	1,15	—	68,23	28,15
№ 8	2,77	—	—	1,19	—	68,22	27,83
№ 9	2,46	—	0,13	1,33	0,42	67,95	27,71
№ 10	3,44	—	—	2,02	0,43	63,93	30,19

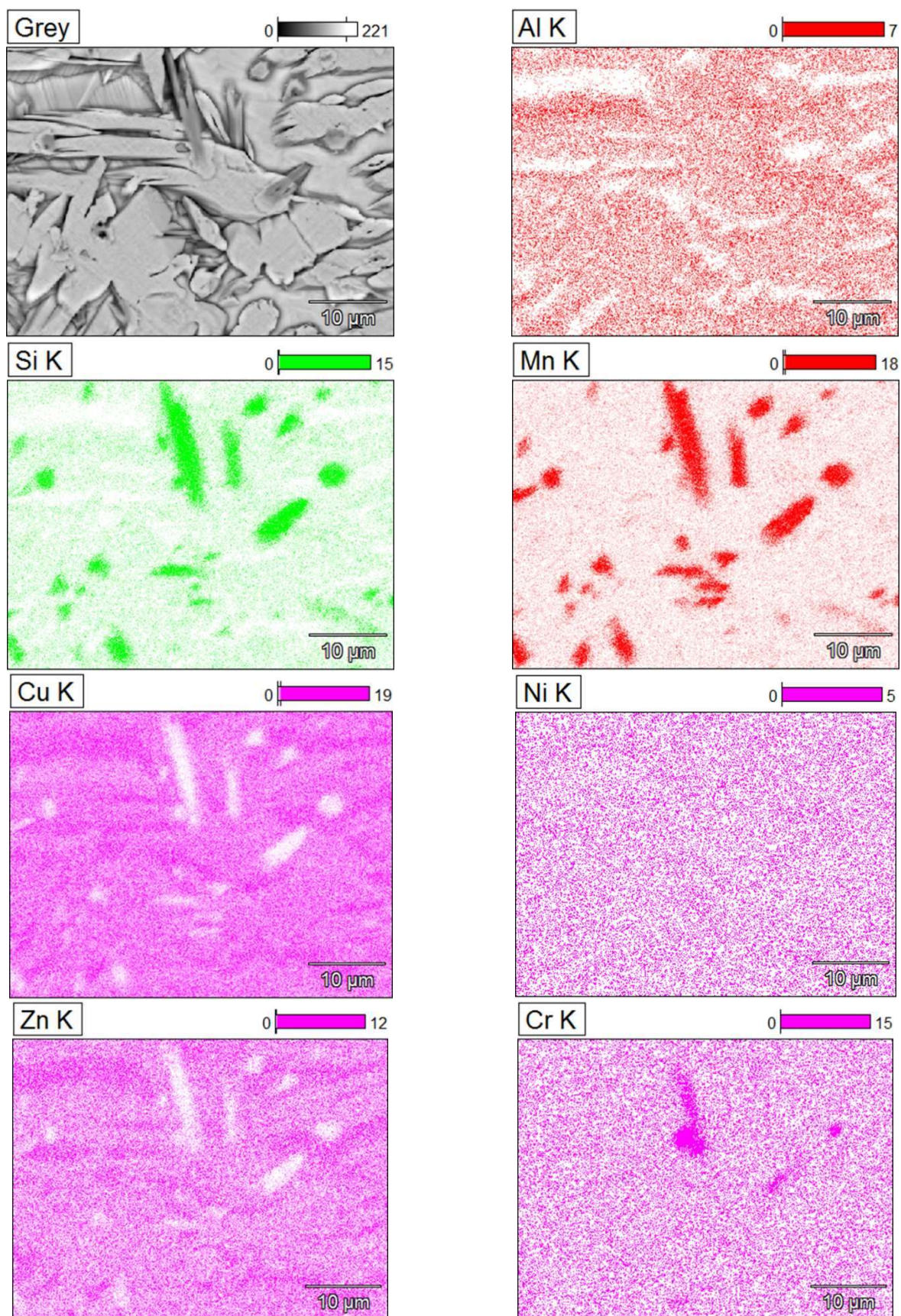


Карты распределения элементов на участке шлифа слитка № 7

Микроструктура слитка № 8 и химический состав фаз



Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Al	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn
№ 1	0,37	22,98	5,92	65,08	2,10	2,32	1,23
№ 2	0,19	24,36	10,14	59,75	2,42	2,06	1,08
№ 3	0,39	23,04	—	73,49	1,62	1,04	0,43
№ 4	2,44	—	—	1,48	0,53	68,58	26,97
№ 5	2,79	—	—	1,12	0,41	68,63	27,05
№ 6	2,51	—	—	1,44	—	68,69	27,37
№ 7	5,81	—	—	1,01	0,44	62,65	30,10
№ 8	3,77	0,51	—	1,34	0,46	62,46	31,46
№ 9	4,04	0,42	—	1,18	0,70	63,70	29,97
№ 10	2,83	1,48	—	2,00	0,36	66,07	27,27



Карты распределения элементов на участке шлифа слитка № 8

ПРИЛОЖЕНИЕ 2. Акт промышленных испытаний

УТВЕРЖДАЮ:

Главный инженер ОАО “Ревдинский
завод по обработке цветных металлов”



О.Ю. Афанасьев

2015 г

А К Т

промышленных испытаний технологии полунепрерывного литья слитков
сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

Настоящий акт составлен в том, что нами: начальником технического отдела В.И. Мякошиным, главным технологом А.С. Овчинниковым, начальником плавильно-литейного цеха О.В. Мерзляковым, аспирантом кафедры “Литейное производство и упрочняющие технологии” М.О. Ивкиным проведены испытания технологии полунепрерывного литья слитков сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2.

Плавка сплава производилась в индукционной канальной печи ИЛК-1,6С2. Для легирования сплава хромом использовалась лигатура CuSi17Cr10. Отливка слитков осуществлялась на промышленной установке полунепрерывного литья, состоящей из индукционного канального миксера ИЛКМ-2,5С3 и литейной машины ИЗТМ. Технологические параметры полунепрерывного литья слитков диаметром 220 мм были следующими: температура литья 1130...1160°C; скорость литья 2,5...3,0 м/ч; отливка слитков осуществлялась в «глухой» кристаллизатор с рассредоточенным вторичным охлаждением; давление воды в кристаллизаторе 40...80 кПа; в качестве покровного материала расплава в кристаллизаторе использовалась сажа.

Ввод лигатуры CuSi17Cr10 осуществлялся в миксер установки полунепрерывного литья слитков. Для анализа равномерности распределения хрома по сечению и длине слитка отбирались поперечные темплеты от его донной и литниковой части. Анализ химического состава сплава осуществлялся спектральным методом. Результаты анализа химического состава представлены в таблице.

Таблица

Результаты анализа химического состава по сечению слитка латуни
марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2

Место отбора пробы		Содержание, мас. % (Zn – остальное)								
		Cu	Mn	Al	Si	Ni	Cr	Fe	Sn	Pb
Донная часть	Периферия	61,9	3,83	2,73	0,96	0,35	0,11	0,17	0,054	<0,05
	1/2 R	61,9	3,80	2,75	0,96	0,35	0,11	0,17	0,054	<0,05
	Центр	62,0	3,83	2,78	0,96	0,35	0,13	0,18	0,052	<0,05
	1/2 R	61,9	3,83	2,75	0,97	0,36	0,12	0,17	0,053	<0,05
	Периферия	61,9	3,80	2,75	0,97	0,35	0,11	0,17	0,055	<0,05
Литниковая часть	Периферия	61,8	3,85	2,75	0,95	0,36	0,11	0,18	0,055	<0,05
	1/2 R	61,9	3,79	2,76	0,93	0,35	0,11	0,17	0,054	<0,05
	Центр	62,0	3,81	2,75	0,92	0,35	0,15	0,18	0,051	<0,05
	1/2 R	61,9	3,80	2,78	0,93	0,36	0,12	0,17	0,053	<0,05
	Периферия	61,8	3,85	2,74	0,98	0,36	0,11	0,18	0,055	<0,05
Требования НД		60,5- 63,5	2,5-3,9	2,7-3,3	0,6-1,2	0,25- 0,50	0,10- 0,25	≤0,18	≤0,15	≤0,15

Кроме того, определялась твердость по Бринеллю по сечению слитка. Были получены следующие значения твердости: в периферийной зоне слитка – 222 НВ; на 1/2 R – 228 НВ; в центральной зоне слитка – 221 НВ.

Из отлитых слитков изготавливались прессованные трубы размером 74х63,5 мм и 67,8х53 мм, которые прошли приемку по качеству согласно действующей нормативной документации.

Таким образом, применение приведенного выше технологического регламента полунепрерывного литья слитков латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 диаметром 220 мм позволяет получать литые заготовки для последующей пластической обработки с равномерным по сечению и длине химическим составом и однородными по сечению механическими свойствами. Данный технологический регламент рекомендуется к использованию на ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов».

Начальник технического отдела
ОАО «РЗ ОЦМ»



В.И. Мякошин

Главный технолог ОАО «РЗ ОЦМ»



А.С. Овчинников

Начальник плавильно-литейного цеха



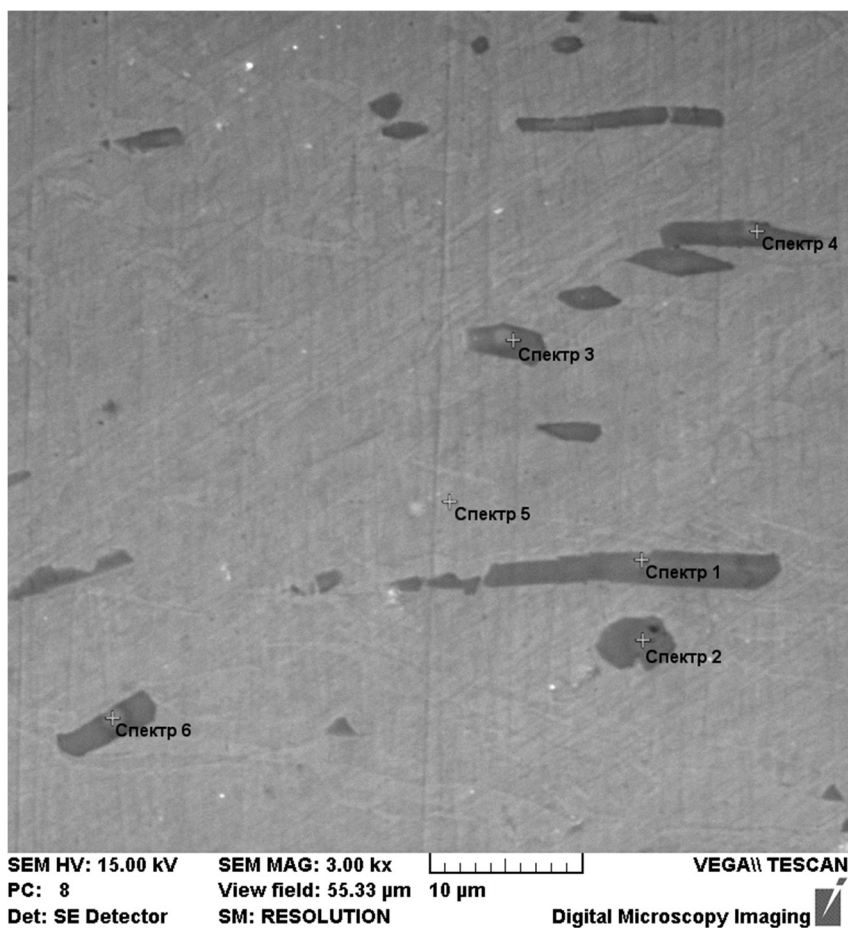
О.В. Мерзляков

Аспирант кафедры «ЛП и УТ»



М.О. Ивкин

ПРИЛОЖЕНИЕ 3. Микроструктура образца трубы из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuSi17Cr10, и химический состав фаз



Точки анализа	Химический состав фаз, мас.%						
	Si	Mn	Cr	Fe	Cu	Al	Zn
Спектр 1	21,96	67,35	—	—	10,73	—	—
Спектр 2	17,76	—	82,24	—	—	—	—
Спектр 3	24,48	58,77	—	16,75	—	—	—
Спектр 4	23,26	57,97	4,86	9,6	4,31	—	—
Спектр 5	—	—	—	—	60,23	3,29	36,49
Спектр 6	23,56	68,61	—	7,83	—	—	—