

На правах рукописи



ИВКИН Максим Олегович

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

05.16.04 – Литейное производство

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2016

Работа выполнена на кафедре литейного производства и упрочняющих технологий ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

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

Официальные оппоненты: **Кулаков Борис Алексеевич**,
доктор технических наук, профессор,
ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный
университет» (национальный исследовательский
университет), заведующий кафедрой «Металлургия и
литейное производство»;

Худорожкова Юлия Викторовна,
кандидат технических наук, доцент, ФГБУН Институт
машиноведения Уральского отделения Российской
академии наук, руководитель отдела содействия
научным исследованиям

Ведущая организация: ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный
технический университет им. Г.И. Носова»

Защита состоится 24 июня 2016 г. в 13:00 ч на заседании диссертационного
совета Д 212.285.05 на базе ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург,
ул. Мира, 28, ауд. Мт-329 (зал Ученого совета ИММт).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВПО
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина», <http://lib.urfu.ru/mod/data/view.php?d=51&rid=255850>

Автореферат разослан « » апреля 2016 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета

Сулицин Андрей Владимирович

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы

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 при производстве деталей и цены обеспечивают 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, невысокая стоимость, технологичность при изготовлении деталей. Поскольку качество деталей и полуфабрикатов из сложнолегированных латуней зависит от структуры и качества непрерывнолитых заготовок, 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. Б., 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 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, Qingdao, 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.

Личный вклад соискателя заключается в постановке цели и задач работы, проведении исследований, обработке и анализе результатов, формулировании выводов, написании статей и тезисов докладов.

Публикации

По теме диссертационной работы опубликовано 9 научных работ, в том числе 2 статьи в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа изложена на 167 страницах машинописного текста, включает 63 рисунка, 15 таблиц и состоит из введения, четырех глав, заключения, списка литературы из 145 источников отечественных и зарубежных авторов и трех приложений.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Введение

Во введении обоснована актуальность темы диссертационной работы, сформулированы ее цель и задачи исследования, научная новизна, приведены научные положения, выносимые на защиту, а также показана теоретическая и практическая значимость результатов работы.

Глава 1. Состояние вопроса

В главе приведен обзор литературных источников, касающихся вопросов изучения особенностей формирования структуры и свойств литых заготовок из сложнолегированных латуней, получаемых методом полунепрерывного литья.

Возрастающие требования к износостойкости и долговечности тяжело нагруженных деталей коробок переключения передач автомобилей приводят к необходимости замены используемых в настоящее время для производства автокомпонентов латуней марок ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 и ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 на другие сплавы с более высоким уровнем эксплуатационных свойств. В связи с этим большой интерес представляет разработка составов и изучение эксплуатационных свойств медных сплавов, работающих в условиях интенсивного износа. На износостойкость сложнолегированных латуней влияют соотношение количества α - и β' -фаз в сплаве, объемная доля интерметаллидов, их форма и размер.

Приводятся данные о морфологии и составе интерметаллидов в структуре сложнолегированных латуней. Показано, что интерметаллиды имеют различную морфологию, размер и состав. При наличии в составе сплава железа в структуре присутствуют как крупные интерметаллиды, центральная зона которых обогащена железом, а периферийная зона – марганцем, так и мелкие интерметаллиды, не содержащие в своем составе железа, со стехиометрической формулой Mn_5Si_3 . Описан механизм формирования крупных и мелких интерметаллидов.

Рассмотрено влияние легирующих элементов на структуру и свойства латуней. Приведен обзор зарубежных и отечественных патентов, описывающих влияние как отдельных легирующих элементов, так и комбинаций элементов на структуру и свойства сплавов. Указаны диапазоны легирования сплавов, обеспечивающие необходимый комплекс механических и эксплуатационных свойств сплавов.

Проанализированы особенности формирования слитков, полученных полунепрерывным способом литья. Рассмотрены дефекты, характерные для слитков, и причины, приводящие к их образованию. Приводятся сведения об особенностях плавки медных сплавов, содержащих тугоплавкие легкоокисляемые легирующие компоненты. Уделяется внимание различным способам легирования меди хромом. Поскольку латуни имеют свои особенности при выплавке, то представляет интерес изучение способов ввода хрома в расплав латуни с целью обеспечения однородности химического состава сплава. В результате выполненного анализа литературных

данных по рассматриваемой в работе проблеме сформулированы цель и задачи диссертационной работы.

Глава 2. Методики исследования

В ходе выполнения работы эксперименты проводились в лабораторных и промышленных условиях. Перечислены материалы и оборудование, использованные для проведения лабораторных и промышленных экспериментов. Описан метод обработки статистических данных. Описана методика проведения дифференциального термического анализа. Определение температур фазовых превращений при высоких температурах осуществлялось при помощи дериватографа MOM Q-1500, определение характеристических температур фазовых превращений в твердом состоянии осуществлялось при помощи прибора для синхронного термического анализа Netzsch STA 449 C Jupiter. Теплофизические характеристики сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 определялись на приборе марки LFA 457 MicroFlash фирмы Netzsch. Изучение тонкой структуры образцов латуни осуществлялось при помощи растровых электронных микроскопов моделей LEO 1455VP, JEOL JSM-6460, JEOL JSM 7001F и Hitachi SU-70. Приведена методика подготовки образцов для исследования.

Глава 3. Исследование особенностей формирования структуры сложнолегированной латуни и изучение её свойств

В процессе развития отечественного машиностроения возникает необходимость в применении новых 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 сложнолегированные латуни. 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 сплавов разнообразных структурных составляющих. В настоящее время для изготовления колец синхронизаторов коробки переключения передач автомобилей используются сложнолегированные латуни марки ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 и ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1. Износостойкость этих сплавов обеспечивается формированием в их структуре избыточной фазы – интерметаллидов. Размер, равномерность распределения, объемная доля интерметаллидов, а также соотношение количества α - и β' -фаз в структуре сплавов являются важнейшими параметрами структуры, обеспечивающими комплекс механических и эксплуатационных свойств. Однако при промышленном производстве слитков в структуре сплава марки ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 формируются крупные интерметаллиды, наличие которых приводит к браку на разных стадиях обработки сплава, а соотношение количества фазовых составляющих в структуре сплава марки ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 не обеспечивает необходимую износостойкость.

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 с химическим составом (мас.%): Cu 60,5...63,5, Mn 2,5...3,9, Al 2,7...3,3, Si 0,6...1,2, Ni 0,25...0,5, Cr 0,1...0,25, Zn ост. Процесс производства деталей из сложнолегированной латуни включает следующие технологические операции: выплавка сплава, литье слитков цилиндрической формы полунепрерывным способом, резка их на мерные заготовки, прессование на трубную заготовку, резка трубы на кольца и последующая штамповка

деталей. Микроструктура сплава должна состоять из α -фазы в количестве не менее 10 %, β' -фазы и интерметаллидов. Твердость прессованной трубы 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. С целью изучения особенностей легирования медных сплавов хромом проведены эксперименты по легированию меди хромом, целью которых было установление зависимости степени усвоения хрома от температуры расплава, времени и размера кусков металлического хрома. Расплав получали в индукционной тигельной печи, в качестве шихтовых материалов использовалась катодная медь марки М1к, отходы меди собственного производства и металлический хром марки Х98,5, раздробленный на куски различных фракций. Хром шихтовали на 1,0...1,2 мас.%. В качестве защитного покрова расплава использовался октаборат натрия с небольшой добавкой криолита. После расплавления меди при температуре расплава 1260...1280 °С с целью раскисления вводился 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 использовались куски хрома следующих размеров: 10...20 мм, 20...30 мм, 40...50 мм, 50...60 мм. Хром вводился в расплав меди при температуре 1300 и 1350 °С. Отбирались пробы из расплава сначала через 10 минут после ввода хрома, а затем через каждые 5 минут для проведения химического анализа сплава. На основе полученных результатов анализа определялась степень усвоения хрома с учетом расчетного количества введенного хрома. На рисунке 1 представлена зависимость степени усвоения хрома от температуры расплава и размера кусков хрома во временном интервале от 0 до 40 минут.

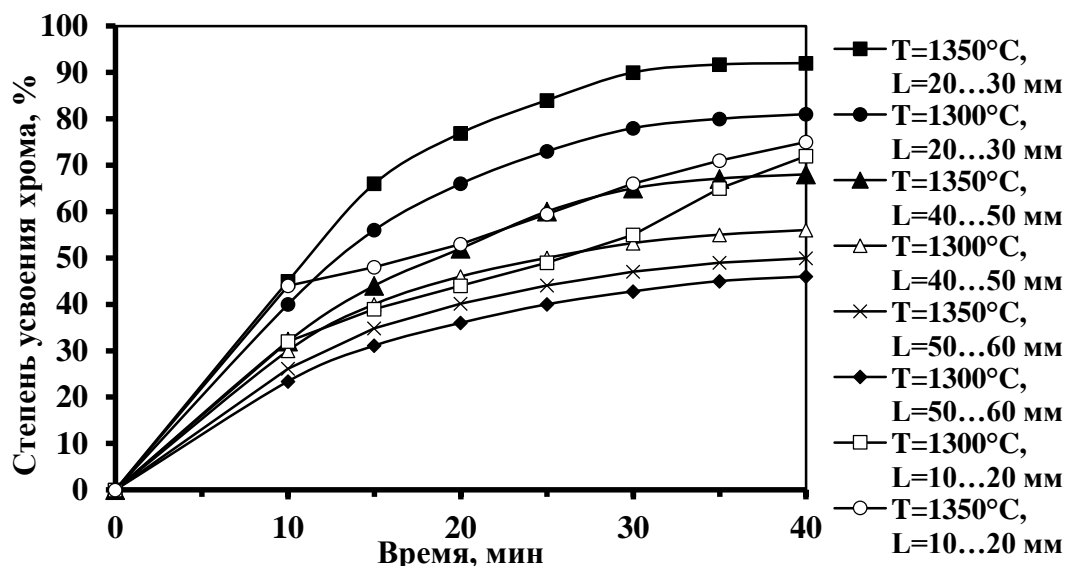


Рисунок 1 – Степень усвоения хрома медью в зависимости от температуры расплава (T) и размера кусков хрома (L)

Установлено, что при размере кусков хрома 20...30 мм в течение 30...40 минут усваивается 80...90 % хрома. Повышение температуры расплава приводит к увеличению степени усвоения хрома.

Для определения совокупного влияния температуры расплава, размера кусков хрома и времени выдержки на степень усвоения хрома был проведен регрессионный

анализ с использованием методики полного факторного эксперимента. Получено уравнение регрессии, проверена его адекватность. Уравнение регрессии, описывающее зависимость степени усвоения хрома от температуры расплава, размера кусков хрома, времени выдержки, представлено ниже:

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

Эксперименты показали, что легирование меди металлическим хромом целесообразно с технологической точки зрения. Однако температурный режим плавки и литья латуни значительно отличается от температурного режима плавки и литья меди. При выплавке латуни значительный перегрев расплава недопустим из-за испарения цинка, сопровождающегося его потерями и «пульсацией» в канале индукционной канальной печи, которая приводит к нарушению нормальной работы плавильного агрегата. С целью определения рационального способа ввода в расплав сложнолегированной латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 хрома проведены эксперименты по выплавке сплава с использованием индукционной тигельной печи. С целью предотвращения окисления хрома он помещался в тонкостенную медную трубу и добавлялось небольшое количество криолита в качестве защитного флюса. Трубу вводили в расплав под слой флюса, после выдержки в течение 30 минут расплав перемешивался. При температуре расплава 1150 °С в чугунную изложницу отливались слитки диаметром 45 мм и высотой 400 мм. Из полученных слитков вырезались темплеты для металлографического исследования. Микроструктура сплава приведена на рисунке 2.

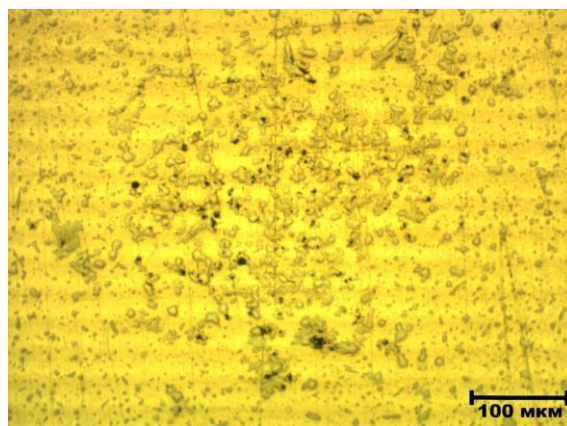
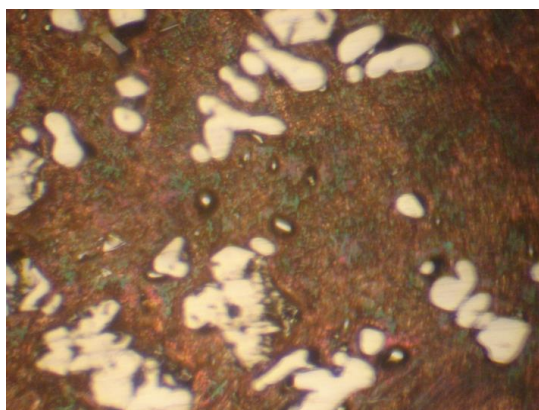


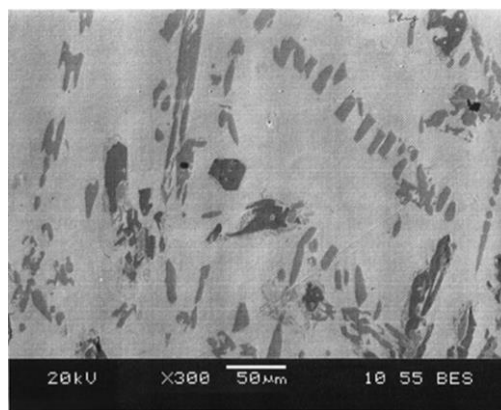
Рисунок 2 – Микроструктура сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием металлического хрома

Из рисунка видно, что в структуре наблюдаются участки со скоплением включений. Исходя из формы включений и локальности их расположения, а также результатов микрорентгеноспектрального анализа (Cr 92,42, Mn 4,56, Si 3,02 мас.%) было установлено, что это частицы нерастворившегося хрома. Ранее было показано, 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, а продолжительная выдержка расплава при высоких температурах является экономически нецелесообразной вследствие значительных потерь легирующих элементов в результате угара. В связи с этим 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, а 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. Для установления наследственного влияния структуры лигатуры на структуру сплава изучена микроструктура обеих лигатур (рисунок 3). Установлено, что в структуре лигатуры CuCr10 хром находится в виде дисперсных включений размером до 5 мкм. Микроструктура лигатуры CuSi17Cr10 характеризуется наличием большого количества интерметаллидных включений. Интерметаллиды отличаются по размеру и морфологии. Анализ химического состава фазовых составляющих в структуре лигатуры показал, что микроструктура состоит из твердого раствора кремния в меди и включений силицидов хрома. Стехиометрический состав интерметаллидных включений можно описать формулами CrSi и CrSi₂.



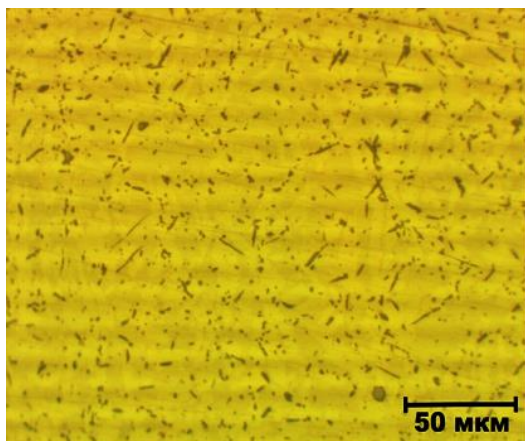
а



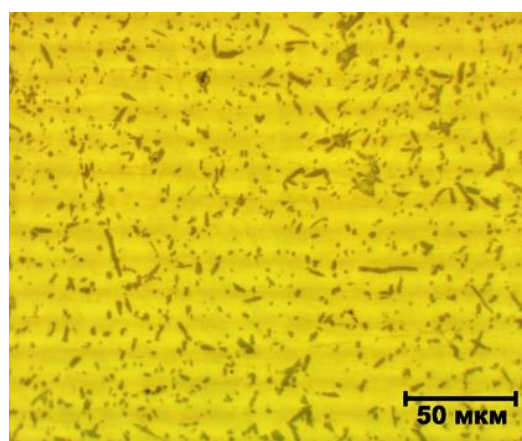
б

Рисунок 3 – Микроструктура лигатуры CuCr10 (а) и CuSi17Cr10 (б)

Проведены эксперименты по выплавке сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 с использованием лигатур CuCr10 и CuSi17Cr10. Лигатуры вводились под слой флюса. Для проведения металлографического анализа из полученных слитков вырезались образцы. Микроструктура полученных образцов приведена на рисунке 4.



а



б

Рисунок 4 – 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 усвоение хрома в сплаве и отсутствие скоплений частиц хрома. Для изучения тонкой структуры и состава интерметаллидов различной морфологии проведены исследования на электронном сканирующем микроскопе LEO 1455VP в комбинации с микроаналитической системой для энергодисперсионного рентгеновского микроанализа EDX INCA ENERGY 300. Электронно-микроскопические изображения различных силицидов и спектры элементов показаны на рисунке 5.

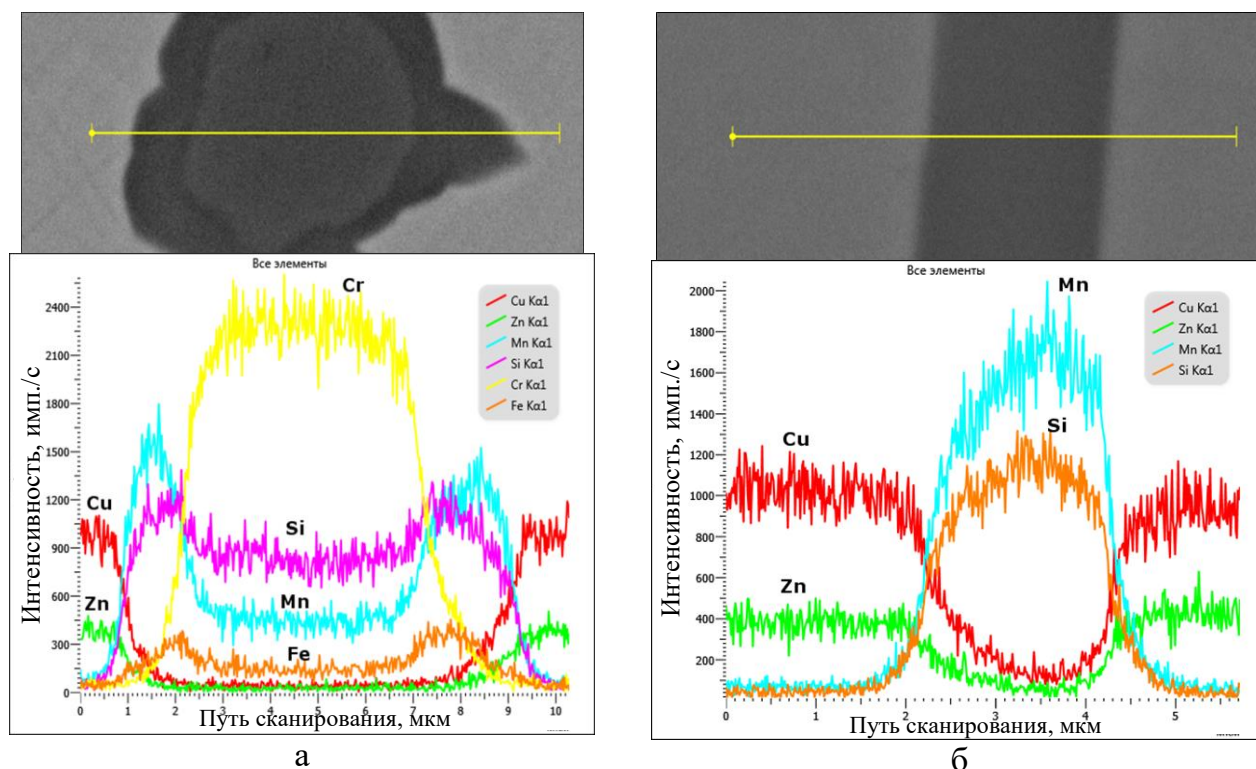


Рисунок 5 – Электронно-микроскопическое изображение силицида округлой формы (а) и стержневидной формы (б), полученное в отражённых электронах (спектры элементов наложены вдоль зоны линейного сканирования)

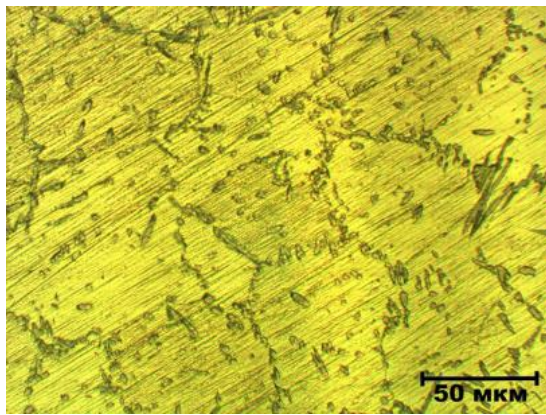
Из рисунка 5а видно, что центр интерметаллида округлой формы обогащен хромом и кремнием, периферия – марганцем и кремнием. Установлено, что центральная область интерметаллида характеризуется химическим составом (мас.%): Cr 79,62, Si 16,58, Mn 3,80, периферийная область – Mn 72,38, Si 27,62. Следовательно, 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 5б). Химический состав интерметаллида (мас.%): Mn 73,41, Si 26,59. Это соединение представляет собой силицид марганца со стехиометрической формулой Mn_5Si_3 . Полученные результаты свидетельствуют о том, что в структуре сплава не обнаружено интерметаллидов, соответствующих стехиометрическим формулам CrSi_2 и CrSi , и наследственного влияния лигатуры CuSi17Cr10 на структуру сплава не установлено. Выполненное исследование

показало, что использование лигатур CuSi17Cr10 и CuCr10 целесообразно с точки зрения способа ввода хрома, так как обеспечивается полное его усвоение в процессе выплавки сплава. Поскольку хром входит в состав интерметаллидов, представляет интерес влияние его количества в сплаве на структуру и свойства. Проведены эксперименты по выплавке сложнолегированной латуни с различным содержанием хрома с использованием лабораторной тигельной печи сопротивления. Хром вводился лигатурой CuSi17Cr10. Для 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. Химический состав, твердость и количественная оценка микроструктуры опытных слитков представлены в таблице 1.

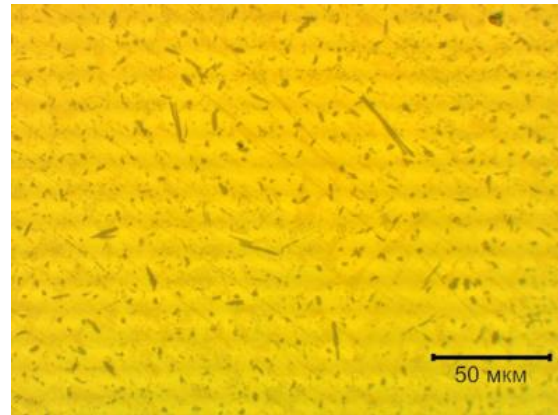
Таблица 1 – Химический состав, твердость, количественная оценка микроструктуры и интенсивность изнашивания слитков сложнолегированной латуни с различным содержанием хрома

Номер слитка	Химический состав, мас.%							Твердость НВ	Количество округлых интерметаллидов в 1 мм ² , 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

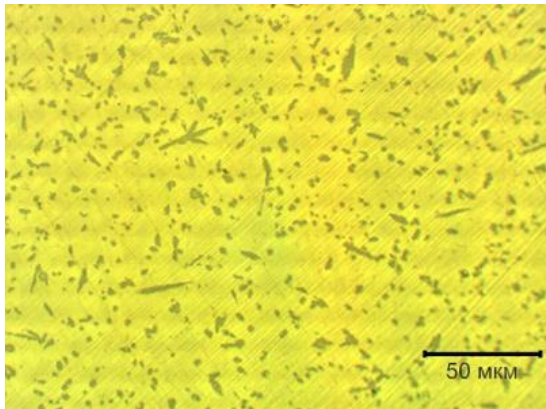
Анализ микроструктуры полученных слитков показал, что при увеличении содержания хрома значительно изменяется морфология и размер интерметаллидных включений (рисунок 6). Так, в структуре сплава, не содержащего в своем составе хром (слиток №1), наблюдаются интерметаллиды только стержневидной формы. Длина таких интерметаллидов достигает 30...40 мкм, ширина - 1...1,5 мкм, интерметаллиды распределены неравномерно и расположены в основном по границам зерен. 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. Интерметаллиды распределены равномерно. При дальнейшем увеличении содержания хрома до 0,14 мас.% (слиток №3) в структуре сплава появляются округлые равноосные интерметаллиды. 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. Максимальная длина стержневидных интерметаллидов порядка 15 мкм, ширина - порядка 3,5 мкм.



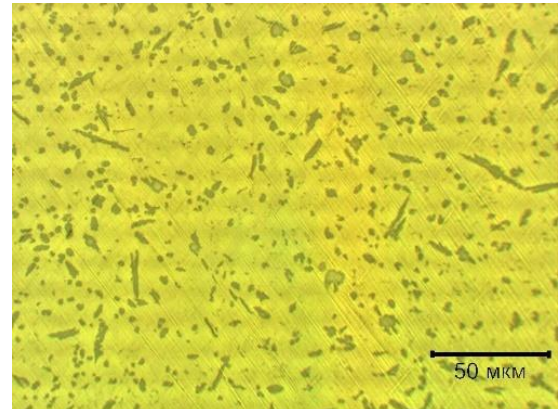
а



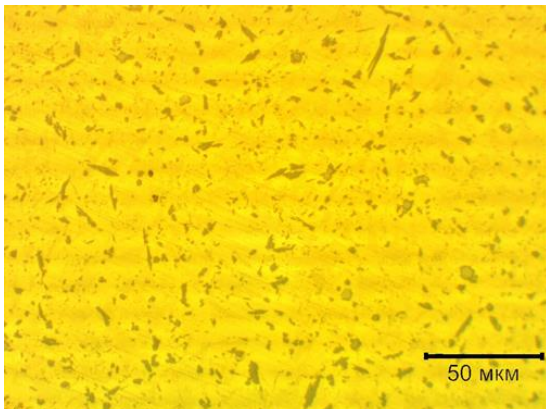
б



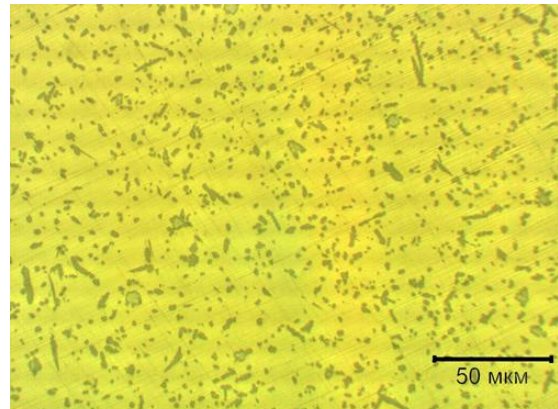
в



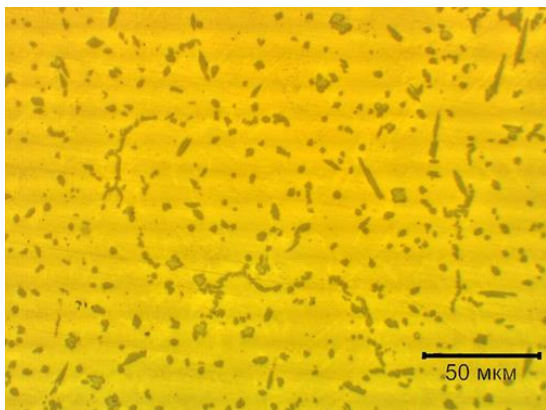
г



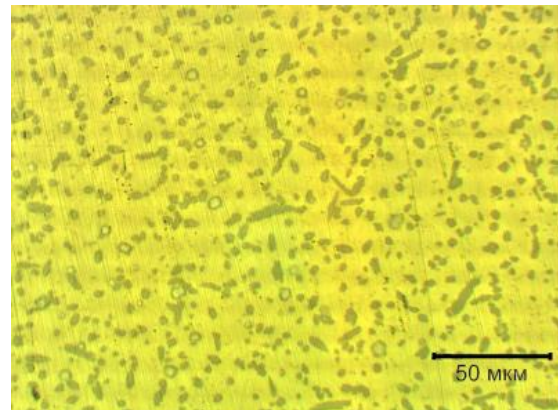
д



е



ж



з

Рисунок 6 – Микроструктура слитков сплава с различным содержанием хрома (мас.%) (а – 0; б – 0,05; в – 0,14; г – 0,15; д – 0,16; е – 0,17; ж – 0,23; з – 0,33)

Для количественного анализа структуры методом стереометрической металлографии проведен подсчет количества интерметаллидов округлой формы в объеме 1 мм³. Полученные данные усреднялись с точностью до 1000 шт./мм³. Установлено, что с повышением содержания хрома в сплаве количество интерметаллидов округлой формы увеличивается. 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. Вероятно, это связано с тем, что при увеличении количества округлых интерметаллидов матричная фаза не в полной мере выполняет функцию по удержанию интерметаллидных частиц. На основании полученных данных определено содержание хрома в сплаве 0,17...0,23 мас. %, которое обеспечивает высокую твердость сплава.

В рамках проведения исследований определялась интенсивность изнашивания опытных образцов как характеристика износостойкости сплава. 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. Для испытания из слитков № 1–8 изготавливались образцы размером 7×7×15 мм. Контртелом служила пластина из стали 45, нормальная нагрузка – 30 кг. Длина хода образца – 40 мм, 2000 двойных ходов. Интенсивность изнашивания I_h рассчитывалась по формуле:

$$I_h = \frac{Q}{\rho \cdot S \cdot L},$$

где Q – потеря массы образца, г;
 ρ – плотность материала образца, г/см³;
 S – геометрическая площадь контакта, см²;
 L – путь трения, см.

В таблице 1 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. в 1 мм³ помимо снижения твердости наблюдается увеличение интенсивности изнашивания, что можно объяснить принципом Шарпи – Бочвара. Таким образом, при содержании хрома в сплаве 0,17...0,23 мас.% обеспечивается минимальная интенсивность изнашивания образцов (4,2...5,5). По результатам исследования подана заявка на патент «Сплав на основе меди».

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 были проведены исследования по определению интервала затвердевания и теплофизических свойств сплава. Для определения температур солидус и ликвидус

применена методика дифференциальной сканирующей калориметрии. Установлено, что температура солидус латуни 900 °С, температура ликвидус - 930 °С. Интервал кристаллизации сплава составляет 30 °С, это позволяет отнести его к группе узкоинтервальных сплавов.

Для определения параметров литья слитков сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 полунепрерывным методом были определены теплофизические свойства сплава в зависимости от температуры (рисунок 7). На рисунке 7а представлено изменение удельной теплопроводности сплава в температурном интервале 50...900 °С. Видно, что удельная теплопроводность сплава 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, то наблюдает немонотонное изменение теплопроводности. Ее повышение в диапазоне температур 50...200 °С, вероятно, связано с превращениями, которые претерпевает β' -фаза в этом диапазоне температур. При температурах от 200 до 400 °С теплопроводность практически не изменяется. В диапазоне температур 400...650 °С наблюдается снижение теплопроводности, что связано с разупорядочением β' -фазы. Выше температуры 650 °С теплопроводность практически не изменяется, фазовый состав матрицы сплава характеризуется наличием только β -фазы.

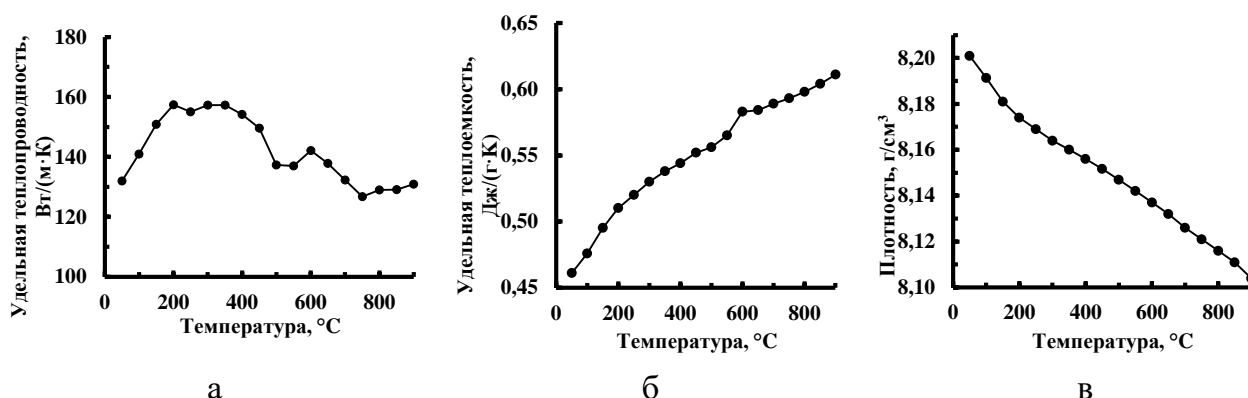


Рисунок 7 – Изменение удельной теплопроводности (а), удельной теплоемкости (б) и плотности сплава (в) от температуры

Удельная теплоемкость сплава с повышением температуры увеличивается с 0,461 до 0,611 Дж/(г·К) (рисунок 7б). Плотность сплава снижается с 8,201 до 8,104 г/см³ в температурном диапазоне 50...900 °С (рисунок 7в). Полученные экспериментальные данные использованы для расчета глубины лунки жидкого металла при полунепрерывном литье латуни, что позволило определить предельно допустимую скорость литья слитка.

Глава 4. Разработка технологии плавки и полунепрерывного литья слитков из сплава 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. При выходе лунки жидкого металла в зону интенсивного вторичного охлаждения возникают значительные термические напряжения, что приводит к возникновению трещин. Для назначения скорости литья необходимо определить глубину лунки, формирующейся в процессе литья.

При помощи эмпирической зависимости, установленной Добаткиным В.И., определяющей зависимость глубины лунки от различных теплофизических свойств сплава и технологических параметров литья, определена глубина лунки при различных скоростях литья:

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

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 данные: $\rho = 8108$ кг/м³, $R_{\text{сл}} = 0,107$ м, $L = 105040$ Дж/кг, $c = 608$ Дж/(кг·К); $T_{\text{кр}} = 900$ °С; $T_{\text{п}} = 861$ °С; $\lambda = 130$ Вт/(м·К). Результаты расчета глубины лунки при различных скоростях литья представлены на рисунке 8.

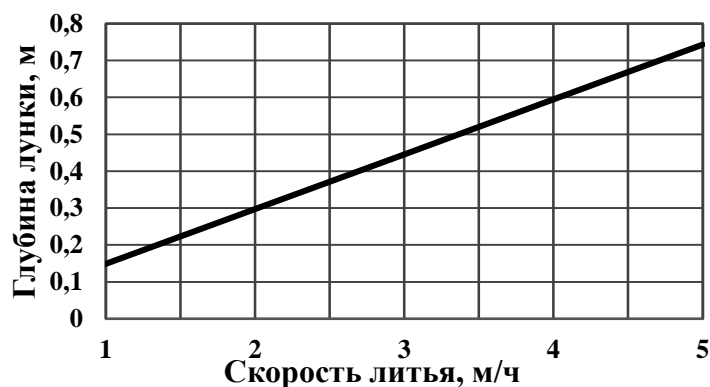


Рисунок 8 – Зависимость глубины лунки жидкого металла при литье латуни марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 от скорости литья при литье слитка диаметром 214 мм в кристаллизатор высотой 400 мм со спрейером вторичного рассредоточенного охлаждения

Анализ полученной зависимости показал, что скорость литья 3 м/ч является предельно допустимой. При превышении этой скорости лунка жидкого металла будет выходить за пределы кристаллизатора, уменьшение скорости литья ниже 2,5 м/ч является экономически нецелесообразным, поскольку снижается производительность установки.

Результаты выполненного расчета и данные, полученные при изучении теплофизических свойств сплава, позволили рекомендовать следующие технологические параметры литья слитков из сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2: температура разливки 1130...1160 °С, давление охлаждающей воды в кристаллизаторе 40...80 кПа, скорость литья 2,5...3,0 м/ч. Отливку слитков необходимо производить в кристаллизаторы, оснащенные «глухими» гильзами и спрейерами вторичного рассредоточенного охлаждения. Плавку шихтовых материалов следует осуществлять под слоем флюса, состоящего из технической поваренной соли по ТУ 18-11-3-85, криолита искусственного технического по ГОСТ 10561-80 и калия хлористого по ГОСТ 4568-95. Лигатуру необходимо присаживать в расплав непосредственно перед разливкой. По данному технологическому регламенту в условиях Ревдинского завода по обработке цветных металлов на установке полунепрерывного литья получены слитки 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. Для определения равномерности распределения элементов по сечению и высоте слитка выполнен анализ химического состава различных участков темплетов при помощи рентгенофлуоресцентного спектрометра. Установлено, что хром распределен неравномерно по сечению и высоте слитка. Для выяснения причин неравномерного распределения хрома по сечению и высоте слитка проведены исследования на электронном микроскопе. На рисунке 9 приведена структура сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, выплавленного с использованием лигатуры CuCr10. Химический состав участков, обозначенных на рисунке 9, указан в таблице 2.

Металлографический анализ показал, что микроструктура сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 в литом состоянии состоит из трех фаз: α -фаза, β' -фаза и интерметаллиды. Спектр 1 соответствует химическому составу интерметаллидного соединения, в составе которого в значительном количестве присутствуют марганец и кремний. Спектр 2 описывает химический состав α -фазы. Спектр 3 соответствует химическому составу β' -фазы, которая более легирована алюминием, чем α -фаза.

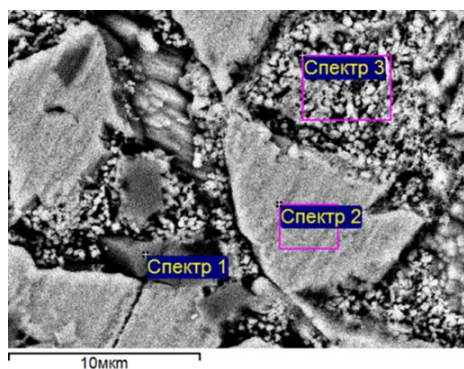


Рисунок 9 – Структура сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 на участке $\frac{1}{2}$ радиуса слитка

Таблица 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

В структуре присутствуют скопления включений различного размера и морфологии (рисунок 10).

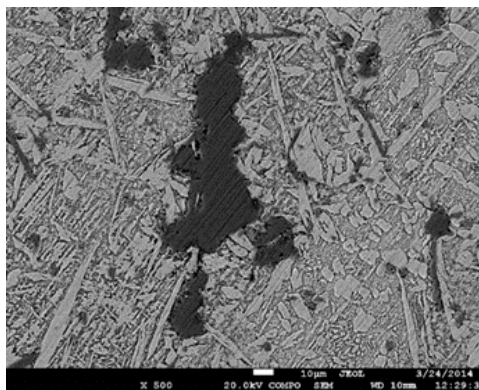


Рисунок 10 – Изображение включения в структуре сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, полученное в отраженных электронах

Проведенный микрорентгеноспектральный анализ показал, что химический состав включения следующий (мас.%): Cr 94,43, Mn 4,32, Si 1,25, что свидетельствует

о том, что это частицы нерастворившегося хрома. Это подтверждается результатами поэлементного картирования.

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 диаметром 10 мм) по сечению слитка. 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 для фрактографического исследования. При исследовании изломов образцов труб обнаружена слоистость излома, располагающаяся вдоль оси прессования. 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. Подобные включения в изломе трубы видны невооруженным глазом, имеют серебристо-белый цвет и характеризуются металлическим блеском.

Поскольку использование лигатуры CuCr10 при выплавке сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 приводит к неравномерности распределения хрома по сечению и высоте слитка, а также скоплению частиц нерастворившегося хрома, то было принято решение использовать лигатуру CuSi17Cr10. Технологические параметры литья оставались прежними. Полученные слитки разрезались на мерные заготовки длиной 455 мм, из которых в дальнейшем изготавливались трубы размером 74×63,5 мм методом горячего прессования на прессе усилием 15 МН. 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 при помощи рентгенофлуоресцентного спектрометра проведен анализ, результаты которого свидетельствуют о равномерном распределении хрома. Косвенно это подтверждают исследования твердости слитка по сечению. Установлено, что в периферийной зоне слитка твердость составляет 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. Микроструктура слитка представлена на рисунке 11.

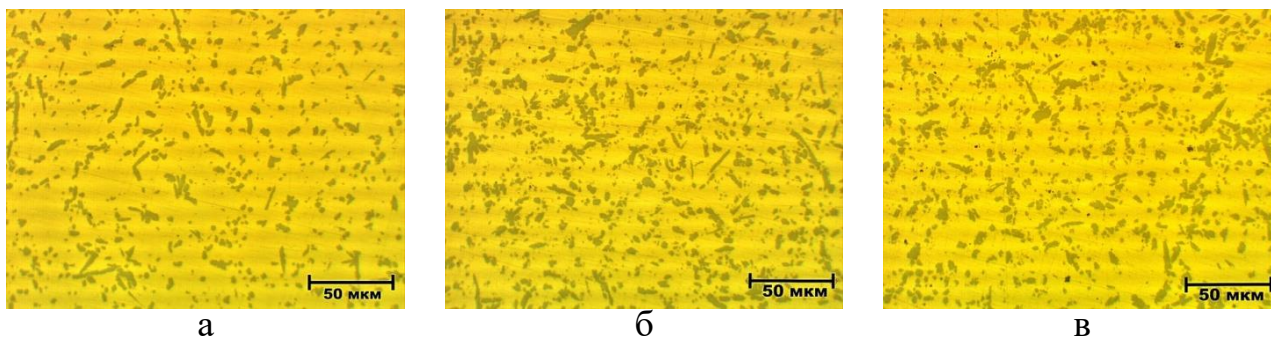


Рисунок 11 – Микроструктура слитка сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2, полученного с использованием лигатуры CuSi17Cr10 (а – периферийная зона слитка, б – $\frac{1}{2}$ радиуса, в – центральная зона слитка)

Анализ микроструктуры показал, что интерметаллиды распределены равномерно, в структуре отсутствуют включения нерастворившегося хрома. Наблюдается большое количество интерметаллидов стержневидной формы (длина порядка 15...20 мкм, ширина порядка 3...4 мкм) и незначительное количество интерметаллидов округлой формы. Изучена микроструктура сплава и распределение элементов по структурным составляющим вдоль линии сканирования зондом (рисунок 12). Установлено, что матрица сплава представляет собой твердый раствор легирующих элементов в меди, 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.

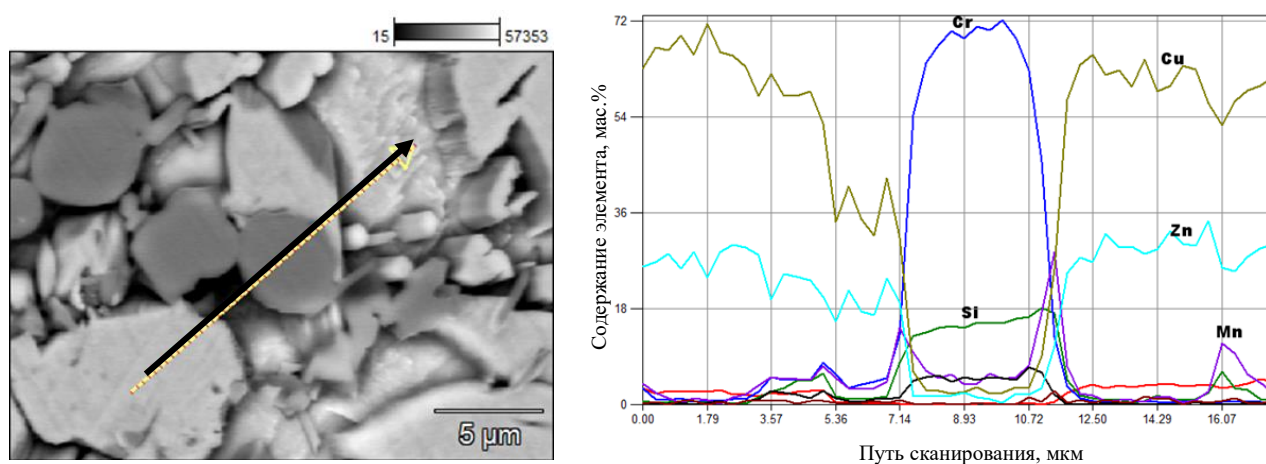


Рисунок 12 – Микроструктура сплава ЛМцАКНХ 62-3-2-0,8-0,4-0,2 и распределение элементов по структурным составляющим

Опытные слитки были отпрессованы на трубу размером 74×63,5 мм. Из середины трубы отбирались образцы для изучения микроструктуры в перпендикулярном и параллельном оси прессования направлениях (рисунок 13).

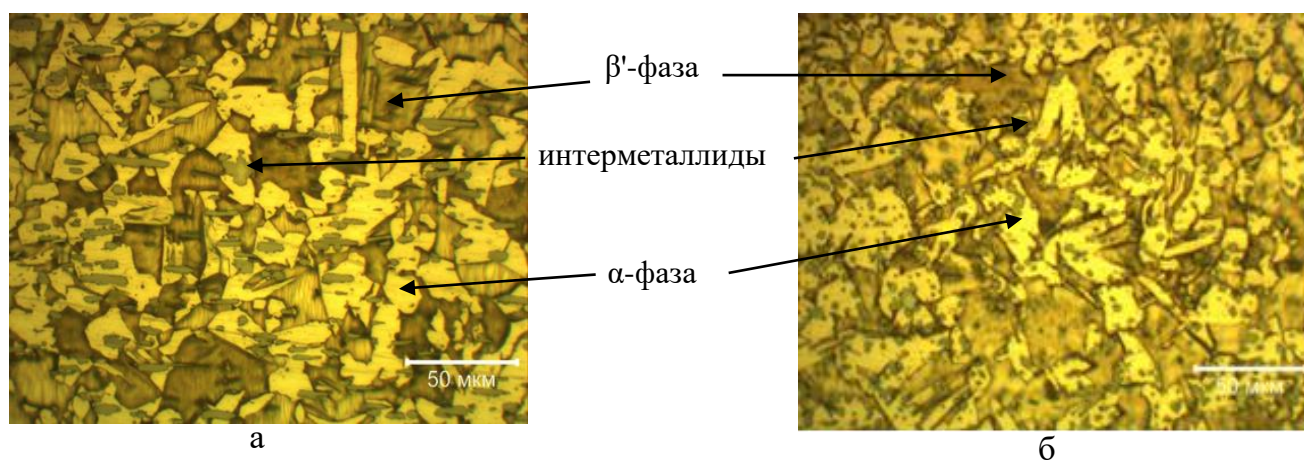


Рисунок 13 – Микроструктура прессованной трубы из сплава марки ЛМцАКНХ 62-3-0,8-0,4-0,2: а – продольное, б – поперечное сечение

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. Установлено, что объемная доля интерметаллидов составляет 12 %. В структуре присутствуют округлые интерметаллиды размером 2...4 мкм, стержневидные интерметаллиды длиной 12...30 мкм. Изучение тонкой структуры на электронном сканирующем микроскопе показало, что хром связан в интерметаллидных соединениях, причем большое количество хрома содержится в интерметаллидах округлой формы, состав которых описывается стехиометрической формулой Cr_3Si . Состав интерметаллидов стержневидной формы характеризуется наличием значительных количеств марганца и кремния и соответствует стехиометрической формуле Mn_5Si_3 . Объемная доля α -фазы составляет 39 %, β' -фазы – 49 %. Размер зерна 62...88 мкм. Твердость трубной заготовки составила 97 HRB. Такая структура и твердость полностью соответствует требованиям, предъявляемым конструкторами ОАО «АвтоВАЗ».

На основании проведенных исследований разработан технологический регламент плавки и полунепрерывного 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». Из опытных слитков путем горячего прессования изготовлены трубные заготовки, из которых штамповкой получены опытные образцы колец синхронизаторов с необходимым уровнем механических и эксплуатационных свойств.

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 $I_h=4,2...5,5$. 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. 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.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК:

1. Ивкин М.О. Особенности производства литых заготовок из медных сплавов / Р.К. Мысик, С.В. Брусницын, А.В. Сулицин, М.О. Ивкин, А.В. Карпинский // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. – 2014. – Т.14. – №2. – С. 26–34 (0,375 п.л. / 0,2 п.л.).

2. Ивкин М.О. Исследование микроструктуры и механических свойств износостойкой сложнолегированной латуни / М.О. Ивкин, С.В. Брусницын, Р.К. Мысик А.В. Сулицин // Литейщик России. – 2015. – №1. – С. 14–17 (0,125 п.л. / 0,1 п.л.)

Другие публикации:

3. Ivkin M.O. Structure of complex alloyed copper alloy CuZnMnAlSiNiCr / R.K. Mysik, S.V. Brusnitsyn, M.O. Ivkin / 2014 Sino-Russian Symposium on Advanced Materials and Processing Technology: Abstract. – Qingdao, China, 2014. – P. 22 (0,05 п.л. / 0,02 п.л.).

4. Ивкин М.О. Исследование структуры износостойкой сложнолегированной латуни / С.В. Брусницын, Р.К. Мысик, М.О. Ивкин, А.В. Сулицин // Литейное производство сегодня и завтра: труды 10-й международной научно-практической конференции. – СПб.: Изд-во “Культ-информ-пресс”, 2014. – С. 221–238 (0,7 п.л. / 0,3 п.л.).

5. Ивкин М.О. Влияние хрома на микроструктуру и механические свойства многокомпонентной латуни / Р.К. Мысик, С.В. Брусницын, М.О. Ивкин, А.В. Сулицин // IV Международная интерактивная научно-практическая конференция “Инновации в материаловедении и металлургии”. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. – С. 255–258 (0,125 п.л. / 0,05 п.л.).

6. Ивкин М.О. Исследование тонкой структуры сложнолегированной латуни / Р.К. Мысик, С.В. Брусницын, М.О. Ивкин, А.В. Сулицин / Проблемы и достижения в инновационных материалах и технологиях машиностроения: материалы Междунар. науч.-техн. конф. – КнА: КнАГТУ. – 2015. – С. 172–174 (0,08 п.л. / 0,03 п.л.).

7. Ивкин М.О. Влияние искусственного старения на твердость заготовок из латуни ЛМцАЖКС / Д.А. Котов, Е.Ю. Слукин, С.В. Брусницын, А.В. Сулицин, М.О. Ивкин // Труды XII Съезда литейщиков России. – Нижний Новгород: НГТУ им. Р. Е. Алексеева, 2015. – С. 271–279 (0,3 п.л. / 0,15 п.л.).

8. Ивкин М.О. 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 (0,04 п.л. / 0,01 п.л.).

9. Ивкин М.О. Особенности термического анализа плавления сложнолегированного медного сплава в условиях сильного испарения компонентов из жидкой фазы / А.С. Быков, Р.И. Гуляева, Н.В. Корчемкина, М.О. Ивкин // Региональное природопользование и передовые технологии материалов: ежегодное научно-практическое издание. – Екатеринбург: ООО «ДжиЛайм», 2015. – С. 44–47 (0,125 п.л. / 0,05 п.л.).