

Федеральное государственное автономное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Сибирский федеральный университет»

На правах рукописи



Чеглаков Владимир Викторович

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ  
АВТОМАТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ  
ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК С ЗАДАНЫМИ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ**

05.16.04 – Литейное производство

**ДИССЕРТАЦИЯ**

на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель:

Бабкин Владимир Григорьевич

доктор технических наук,

профессор

Красноярск – 2019

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
Глава 1. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРИГОТОВЛЕНИЯ АВТОМАТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ВОЗМОЖНОСТИ УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ СЛИТКА ЗА СЧЕТ ГОМОГЕНИЗАЦИИ МОНОТЕКТИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА.....	12
1.1. Автоматные алюминиевые сплавы и промышленный опыт их получения.....	12
1.2. Строение, охлаждение и затвердевание монотектических расплавов.....	18
1.3. Роль поверхностных явлений в формировании эвтектических и монотектических структур.....	23
1.4. Внепечное перемешивание расплава с целью усреднения химического состава и эффективного использования лигатур и модификаторов при обработке алюминиевых сплавов.....	25
1.4.1. Особенности устройств контактного перемешивания расплава и способы реализации технологий.....	25
1.4.2. Особенности устройств электромагнитного перемешивания электропроводных расплавов в транспортных ковшах.....	29
1.4.3. МГД-технологии для приготовления свинецсодержащих алюминиевых сплавов и особенности массопереноса в процессе перемешивания расплава.....	32
1.5. Выводы по главе.....	35
Глава 2. ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	37
2.1. Исходные материалы для приготовления сплавов с несмешивающимися компонентами и определение температурно-концентрационных границ областей несмешиваемости.....	37
2.2. Технология и оборудование для получения гранульной и брикетированной лигатур системы Al-Pb.....	39
2.3. Технология, оснастка и оборудование для изготовления опытных образцов автоматных сплавов и исследование их поверхностных свойств.....	42

2.4. Устройство для приготовления автоматных сплавов в транспортном ковше с использованием брикетированной лигатуры и электромагнитного перемешивания.....	44
2.5. Методики определения химического состава и микроструктуры сплавов.....	46
2.6. Оборудование и методика рентгенофазового исследования.....	48
Глава 3. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ АВТОМАТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛИТЫХ ГРАНУЛЬНЫХ ЛИГАТУР СИСТЕМЫ AL-Pb.....	49
3.1. Обоснование состава лигатурного сплава системы Al-Pb и исследование его макроструктуры при литье в металлическую форму и в воду.....	49
3.2. Гранулирование лигатурных сплавов системы Al-Pb и моделирование тепловых процессов при литье гранул на экспериментальной установке.....	51
3.3. Исследование структуры гранул с применением световой и электронной микроскопии.....	59
3.4. Производственная апробация способа получения автоматного алюминиевого сплава марки 2007 с применением гранульной лигатуры системы Al-Pb.....	61
3.5. Исследование механизма распределения включений свинца между жидкой и твердой фазами при охлаждении и кристаллизации слитка из автоматного сплава, полученного методом полунепрерывного литья.....	64
3.6. Выводы по главе.....	68
Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ АВТОМАТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МЕЛКОДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ СВИНЦА В ТРАНСПОРТНОМ КОВШЕ.....	70
4.1. Микрогетерогенность и особенности формирования структуры слитка из свинецсодержащих алюминиевых сплавов.....	70
4.2. Влияние поверхностных свойств расплавов системы Al-Cu-Mg-Pb на разрушение их микрогетерогенности и получение слитка с высокодисперсными включениями свинца.....	72

4.3. Применение численно-математических моделей для анализа электромагнитного и гидродинамического полей системы «ковш-эмп» в процессе обработки расплава на основе алюминия в транспортном ковше.....	79
4.4. Тепломассоперенос в алюминиевом расплаве при электромагнитном перемешивании лигатуры свинца в транспортном ковше.....	90
4.5. Опытнo-промышленные испытания технологии получения автоматных алюминиевых сплавов в транспортном ковше с применением электромагнитного перемешивания расплава.....	101
4.6. Выводы по главе.....	109
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	110
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	113
ПРИЛОЖЕНИЕ 1.....	121
ПРИЛОЖЕНИЕ 2.....	123

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность работы.** Алюминий и его сплавы по объемам производства и потребления занимают второе место после стали, причем сфера их потребления постоянно расширяется и в ряде областей промышленности они успешно вытесняют традиционные материалы. Рост потребления алюминия и его сплавов обусловлен их свойствами, среди которых следует назвать высокую прочность в сочетании с малой плотностью, удовлетворительную коррозионную стойкость, хорошую способность к формообразованию литьем и давлением.

Автоматные алюминиевые сплавы – это традиционные сплавы системы Al-Cu-Mg и Al-Mg-Si дополнительно легированные свинцом или свинцом совместно с висмутом в количестве 1,0-1,2%. Указанные добавки образуют в структуре слитка нерастворимые включения, которые способствуют ломкости стружки и уменьшению ее длины при обработке резаньем. Установлено, что свинец повышает стойкость инструмента и скорость резания, уменьшает расход охлаждающей эмульсии и снижает шероховатость получаемых поверхностей. Как известно, системы Al-Pb, Al-Pb-Bi относятся к системам с областью несмешиваемости в жидком состоянии. Производство этих сплавов обусловлено рядом технологических трудностей:

1. Невозможность обеспечить однородный химический состав сплава, а следовательно, и получить качественный слиток из-за неравномерного распределения свинцовых фаз оптимальных размеров;

2. Достаточно длительный процесс приготовления сплава в плавильных печах неизбежно вызывает потери свинца в процессе его окисления и замешивания оксида свинца со шлаком;

3. Преждевременный выход из строя футеровки плавильных печей в результате взаимодействия оксидов свинца с компонентами футеровки;

4. Высокая трудоемкость процесса и низкая производительность металлургического оборудования.

В связи с изложенным актуальной задачей для совершенствования технологии получения сплавов содержащих свинец является необходимость более

глубокого изучения физико-химических, тепло- и гидродинамических процессов, происходящих в системах с несмешивающимися компонентами в процессе плавки и литья слитков, что позволит повысить их качество и расширить рынок сбыта.

**Степень разработанности темы.** Особенности плавки и структурообразования монотектических сплавов на основе алюминия недостаточно изучены, так как получение их традиционными методами затруднено из-за расслоения сплава в процессе его охлаждения и кристаллизации. Наиболее полно изучены фазовый состав и структура гранулируемых сплавов системы Al-Pb, Al-Pb-Bi. Большой вклад в развитие металлургии гранул и технологии выплавки алюминиевых сплавов внесли Буше Н.А., Бочвар А.А., Добаткин В.И., Елагин В.И., Эскин Г.И., Белов Н.А., Батышев А.И., Черепок Г.В., Горбунов В.Г., Варга Г.И., Miller M., Pratt G.G. и др.

Многими исследователями установлено, что металлические расплавы в широкой температурно-концентрационной области являются химически неоднородными системами. В трудах таких ученых как Баум Б.А., Попель П.С., Ершов Г.С., Никитин В.И., Чикова О.А., Бродова Н.Г. и др. указывается, что разрушение микронеоднородности и перевод металлического расплава в гомогенное состояние происходит в области высоких температур. Микронеоднородность монотектических сплавов системы Al-Pb связана с несмешиваемостью компонентов в жидком состоянии. Перевод расплава в состояние однородного раствора существенно замедляет процесс макрорасслоения, что способствует формированию при кристаллизации дисперсных включений свинца. Однако в производственных условиях при плавке и литье слитков автоматных сплавов создать высокий перегрев расплава и повышенные скорости охлаждения не представляется возможным. Поэтому весьма актуальным является разработка промежуточного материала (свинецсодержащей лигатуры), содержащей в большом количестве частицы свинца заданного размера, а также создание условий для максимального диспергирования свинца и его равномерного распределения в объеме расплава.

Между тем в научной и технической литературе сведений по этим вопросам недостаточно.

Данная работа выполнялась в соответствии с реализацией инновационных проектов «Ресурсы программы развития СФУ», 2007 г.; Соглашения о сотрудничестве и совместной деятельности между ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» и ООО «Красноярский металлургический завод», 2009г.; теме научно-исследовательской работы по договору №207/20677 от 12.05.2017 г. «Разработка МГД технологии для диспергирования свинца при выплавке автоматных алюминиевых сплавов и условий регулируемого структурообразования слитка в процессе кристаллизации».

**Цель и задачи исследования.** Целью диссертационной работы является разработка научно обоснованного комплекса технических и технологических решений для совершенствования технологии приготовления автоматных алюминиевых сплавов и получения литых заготовок с заданной структурой и свойствами.

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

- анализ существующих технологий выплавки автоматных алюминиевых сплавов и определение влияния различных технологических факторов на склонность к укрупнению включений свинца и их равномерному распределению по сечению слитка;
- исследование макроструктуры опытных образцов автоматных сплавов, изготовленных с различной скоростью охлаждения и выявление условий, при которых уменьшается степень расслаивания несмешивающихся компонентов;
- разработка математической модели процессов теплообмена при получении гранул и определение скорости их охлаждения в зависимости от размера и условий охлаждения, исследование микроструктуры гранул;
- определение величины сил, действующих на частицы свинца у грани растущего кристалла и уточнение механизма распределения включений свинца между жидкой и твердой фазами;

- исследование влияния поверхностных свойств на гомогенизацию расплавов системы Al-Cu-Mg-Pb и формирование структуры слитка;

- применение электромагнитной, гидродинамической и теплодинамической численно-математической модели для расчета параметров системы ковш-индуктор и анализа движения алюминиевого расплава и траекторий движения частиц свинца в процессе диспергирования;

- опытно-промышленная апробация результатов исследования и выработка рекомендаций для их внедрения в действующее производство.

### **Научная новизна полученных результатов:**

1. На основе результатов математического моделирования теплообмена в процессе гранулирования расплава лигатурного сплава системы Al-15%Pb установлены закономерности изменения скорости охлаждения и времени кристаллизации гранул в зависимости от их размера и условий охлаждения.

2. Подтвержден и научно обоснован механизм образования в структуре гранул включений частиц второй фазы богатых свинцом различных размеров, в зависимости от температурных условий формообразования.

3. В результате анализа капиллярных, кристаллизационных и гравитационных усилий, действующих на частицу свинцовой фазы перед растущим кристаллом, выявлена закономерность их распределения по сечению слитка: кристаллом захватываются частицы менее 0,1-0,25 мкм, а более крупные – вытесняются в междендритное пространство, где происходит их укрупнение за счет коалесценции.

4. Уточнены и расширены представления о возможности получения слитков из автоматного сплава системы Al-Cu-Mg-Pb с мелкозернистой структурой и дисперсными включениями свинца за счет его модифицирования оловом в количестве до 0,2 мас.%, при этом температура гомогенизации микрогетерогенного расплава снижается с 1100<sup>0</sup>С до 720-750<sup>0</sup>С.

5. Разработана новая энергоэффективная технология приготовления автоматного алюминиевого сплава в транспортном ковше с применением электромагнитного перемешивания и на основе численно-математической модели

диспергирования свинца определены оптимальные параметры технологического процесса.

**Практическая значимость работы:**

1. Разработан способ получения лигатурного сплава системы Al-Pb, защищенный патентом РФ №245442 опубликованный 27.06.2012 г.

2. Разработан способ получения лигатуры Al-Ti-B, защищенный патентом РФ №2215810 опубликованный 10.11.2003 г., применяемой для модифицирования расплава при отливке слитков из автоматных алюминиевых сплавов.

3. Разработаны технологические режимы гранулирования лигатурного сплава, снижающие расслаивание несмешиваемых жидких фаз и получение гранул с дисперсными включениями свинцовой фазы.

4. Использование олова в качестве модифицирующей добавки в расплав автоматного алюминиевого сплава позволяет снижать температуру его гомогенизации и получить сплав с мелкозернистой структурой и дисперсными включениями свинца при общепринятых температурах плавки и литья.

5. Разработана эффективная технология диспергирования свинца в расплаве на основе алюминия при его обработке в транспортном ковше, с применением электромагнитного перемешивания.

6. Результаты исследования внедрены в учебный процесс ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» и используются для подготовки магистров по направлениям 22.04.02 «Металлургия», 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов», а также аспирантов по специальности 05.16.04 «Литейное производство»

7. Результаты исследования внедрены на ООО «Красноярский металлургический завод» в технологический процесс получения цилиндрических слитков из автоматных алюминиевых сплавов.

**Методология и методы исследования.** При выполнении диссертационной работы использованы следующие современные физико-химические методы исследования расплавов, металлургических систем и процессов на универсальных установках с применением стандартных сертификационных средств измерения:

металлографический, сканирующая электронная микроскопия, термический анализ материалов, термодинамический анализ и др.

### **Положения, выносимые на защиту:**

1. Результаты математического моделирования процесса теплообмена при гранулировании лигатурного сплава системы Al-Pb и механизм образования в структуре гранул свинцовой фазы различной формы и размеров.

2. Результаты исследования влияния поверхностных свойств расплавов автоматных сплавов и их модифицирования на структуру литых заготовок и характер распределения включений свинцовой фазы при кристаллизации и затвердевании слитка.

3. Результаты анализа новой технологии диспергирования свинца в расплав на основе алюминия в транспортном ковше с использованием электромагнитного перемешивания.

**Степень достоверности полученных данных.** Достоверность экспериментальных данных и выводов подтверждается использованием современных методик и методов исследования металлургических и литейных процессов, использовании численно-математического моделирования и статистического анализа. Предложенные технологические решения прошли успешные опытно-промышленные испытания и приняты к внедрению.

### **Соответствие диссертации паспорту специальности ВАК 05.16.04 - Литейное производство**

Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует формуле специальности, определяемой:

«Теорией и технологией производства литых заготовок и изделий из металлических сплавов и других материалов, включая разработку новых литейных сплавов; изучения процессов происходящих в расплавах во время их плавки, внепечной обработки, заливки в литейную форму, кристаллизации и последующего охлаждения в форме, а также исследованием физико-химических процессов».

Области исследования соответствующие пунктам:

1. «Исследование физических, физико-химических, теплофизических, технологических и служебных свойств материалов, как объектов и средств реализаций литейных технологий»;

2. «Исследование тепло- и массопереноса, гидродинамических, реологических и других процессов, происходящих в расплавах, отливках и литейных формах»;

3. «Исследование влияния обычных, наномодифицирующих, электрических, магнитных и других процессов, происходящих в расплавах, отливках и литейных формах, механических и других видов обработки на свойства расплавов, отливок и литейных форм»;

4. «Исследование литейных технологий для их обоснования и оптимизации».

**Апробация результатов работы.** Основные результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на Российских и международных конференциях, съездах, конгрессах и выставках: IX, XIV Съезд литейщиков России 2009, 2019 гг.; IX, X International Congress and Exhibition «Non-Ferrous metals and Minerals» 2017, 2019 г. Krasnoyarsk, Russia; VIII научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Перспектив Свободный» 2017 г.

**Публикации.** Основные результаты диссертации опубликованы в 10-ти научных работах, в том числе 3 статьи в рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК РФ и в двух патентах на изобретение.

**Личный вклад** соискателя заключается в общей постановке задач, в проведении экспериментальных работ, анализе и интерпретации полученных данных. Приведенные в диссертации результаты получены либо самим автором, либо при его активном участии.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, библиографического списка, содержащего 76 источников и 2 приложения. Основной материал изложен на 112 страницах, включая 9 таблиц и 54 рисунка.

# Глава 1. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРИГОТОВЛЕНИЯ АВТОМАТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ВОЗМОЖНОСТИ УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ СЛИТКА ЗА СЧЕТ ГОМОГЕНИЗАЦИИ МОНОТЕКТИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

## 1.1. Автоматные алюминиевые сплавы и промышленный опыт их получения

Известно, что прессованные полуфабрикаты из алюминиевых деформируемых сплавов подвергаются механической обработке на автоматических линиях, где каждая операция является окончательной. Для такой обработки нужны сплавы (их называют «автоматными»), обеспечивающие высокие технологические свойства при обработке резаньем и одновременно гарантирующие требуемое качество обрабатываемой поверхности. С целью улучшения обрабатываемости резаньем традиционные алюминиевые сплавы системы Al-Si-Cu, Al-Si-Cu-Mg и др. дополнительно легируют легкоплавкими элементами – свинцом или свинцом совместно с висмутом. Выбор добавок основывается на особенностях затвердевания сплавов с компонентами, взаимодействующими по монотектической реакции, с выделением одного из компонентов в виде отдельных глобулярных включений, равномерно распределенных в основе сплава [1,2]. Получение литых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов с добавками более 1,0 % Pb сопряжено с определенными трудностями, связанными с тем, что в широком интервале температур Al и Pb не смешиваются (не растворяются) в жидком состоянии. Поэтому при кристаллизации сплава из-за различия в плотности указанных элементов происходит их быстрое расслоение [3]. Авторами данной работы установлено, что на продольных темплетах отливок, изготовленных в условиях атмосферного давления, вблизи нижнего торца появляются компактные включения свинца, форма и объем которых зависит от количества введенного в расплав Pb. Конфигурация этих зон приведена на рисунке 1.1. Добавки свинца до 6% мало отражаются на форме ликвационных зон, расположенных вблизи оси у нижнего

торца отливки, имеющих конфигурацию, близкую к прямоугольнику. При добавке 8% Pb конфигурация ликвационных зон не изменяется (рисунок 1.1, б), а площадь и объем резко возрастают. При добавке 10% Pb конфигурация ликвационной зоны приближается к конусообразной (рисунок 1.1, в), а площадь и объем еще более увеличиваются.

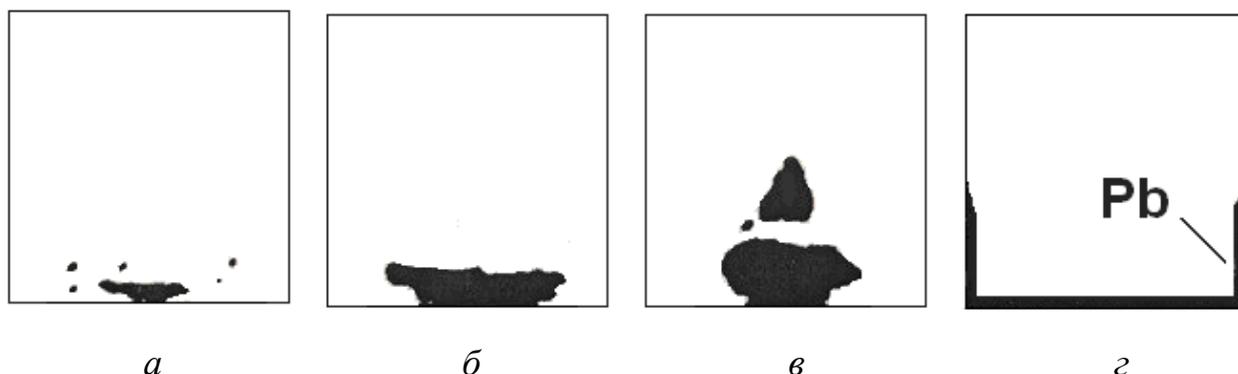


Рисунок 1.1 – Схема расположения зон ликвации в отливках при добавке Pb:  
*a* – 1 %, *б* – 8 %, *в* – 10 %, соответственно *г* – свинцовая “оболочка”

Ликвация свинца по плотности связана с относительно медленной скоростью охлаждения отливки ( $2-6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ). Воздействие механического давления на затвердевающую отливку (160-240 МПа) приводит к увеличению скорости охлаждения до  $15-20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , что практически устраняет прямую ликвацию, однако в результате силового воздействия появляется обратная ликвация, проявляющаяся в образовании наружной свинцовой “оболочки” в виде стакана, охватывающего нижний торец и прилегающего к нему вертикальную (боковую) поверхность (рисунок 1.1, г). Толщина “оболочки” составляет  $\sim 0,1$  мм на вертикальных поверхностях отливки и 0,1-0,3 мм со стороны нижнего торца. Сопоставление количества введенного и выдавленного свинца позволило оценить коэффициент  $K_y - 0,4-0,45$ , а при добавке 8 и 10% –  $K_y - 0,15-0,20$ . Обработка расплава рафинирующе-модифицирующим флюсом в тигле при  $750-800^{\circ}\text{C}$  с последующей заливкой в матрицу пресс-формы при  $650^{\circ}\text{C}$  способствовало незначительному повышению  $K_y$ . Таким образом, весьма ограниченная растворимость свинца в алюминии в твердом и жидком состояниях создает проблему получения таких

сплавов. О чем свидетельствует опыт их промышленного производства на ряде заводов.

В работе [4] описана технология получения сплавов системы Al-Pb на заводе “СаМеКо” (г. Самара). Для приготовления сплавов применялись тигельные индукционные печи ИАТ-3 со следующей схемой загрузки: в жидкий остаток загружались мелкие отходы (стружка, концы прессованной продукции), затем более крупные литейные отходы свинца в виде первичной чушки или лома. Данная технология обеспечивала равномерность химсостава. Проведенные замеры на наличие аэрозолей Pb на рабочем месте, удовлетворяли требованиям охраны труда. Однако, в процессе эксплуатации печей наблюдался ускоренный выход из строя тиглей из-за реакции Pb с огнеупорной кладкой и механическое разрушение тигля при загрузке крупных кусков.

С ростом объемов производства автоматных сплавов возникла необходимость применять для их выплавки газовые отражательные печи, в которые загружали шихту и перемешивали расплав мультимановальными кранами, оснащёнными специальной крановой мешалкой. Однако этим способом не достигается быстрое выравнивание температуры и состава в объеме плавки. Кроме того, при перемешивании расплава свинец проникает в кирпичную кладку подины на глубину 5-6 рядов, что обуславливает значительные потери свинца и износ футеровки.

Приведенные примеры показывают важность тщательного перемешивания свинца в период его присадки в расплав, особенно при вводе больших количеств свинца, например, при получении алюминиевых антифрикционных сплавов или лигатур системы Al-Pb. За рубежом исследованиями возможности получения алюминиевых антифрикционных сплавов занимается целый ряд фирм [5-7]. В частности, фирма “General Motors” (США) разработала способ получения литых заготовок из сплава Al-Pb для последующего плакирования их на сталь. Литые заготовки осуществляют полунепрерывным способом в горизонтально расположенные формы [5-6]. При этом обеспечивается такая скорость охлаждения, которая дает возможность получить неравномерное распределение

свинца по толщине слитка: максимальное (7%) у рабочей поверхности, минимальное (3%) у поверхности подлежащей сцеплению со сталью, что облегчает сцепление слоев при плакировании. Рудницким Н.М., Рассадиным Ю.А. и другими [8] разработан метод бесслитковой прокатки алюминиево-свинцовых сплавов, при котором постоянно перемешиваемый металл подается на валки кристаллизатора. Таким образом, обеспечивается равномерное без ликвации распределение в сплаве 5-6% Pb. В дальнейшем теми же авторами было предложено отливать этот сплав в специально сконструированный медный водоохлаждаемый кокиль. При высоких скоростях кристаллизации в сильной степени меняется и структура гетерогенных сплавов. По мере увеличения скорости охлаждения грубые первичные включения интерметаллидов и свинца становятся более тонкими и равномерно распределенными по сечению заготовки.

Известны способы получения равномерного распределения свинца в алюминиевых сплавах, когда перемешивание расплава производят вибрационными методами. Возможность исследования ультразвуковой обработки исследовалась В.Г. Горбуновым [9,10]. Этим способом, как отмечается в работе [10], достигается мелкодисперсное распределение свинца в виде включений размером 40-50 мкм.

Коренным образом отличается от перечисленных методов получения высококонцентрированных свинцово-содержащих сплавов способ, разработанный во всероссийском институте легких сплавов с участием ЦНИИ МПС [11]. Этот способ заключается в изготовлении изделий прессованием гранул алюминиево-свинцового сплава, полученных литьём в воду. Отливка гранул производится на установке, снабженной цилиндрическим стаканом с круглыми отверстиями. При заливке сплава в стакан, вращающийся со скоростью 1500 об/мин, струя разбивается на капли, которые через отверстия попадают в воду. Кристаллизация при этом происходит со скоростью охлаждения несколько тысяч градусов в секунду. Данным способом были отлиты алюминиевые сплавы в виде гранул, содержащих до 20% Pb и 10-17% Pb, 2-5% Sn, 1-2% Cu. Свинец распределялся в гранулах равномерно в виде включений размером до 5 мкм. Приготовление

алюминиево-свинцовых сплавов для литья гранул следует производить в индукционных печах, обеспечивающих предварительную циркуляцию. Свинец целесообразно вводить в печь малыми порциями или в виде лигатур с тщательным механическим или электромагнитным перемешиванием [12]. Следует отметить, что производство полуфабрикатов из гранул осуществляется в процессе их компактирования и последующей деформации. Данная технология неприемлема для получения слитков из автоматных алюминиевых сплавов, подвергаемых прессованию и дальнейшей механической обработки полученной заготовки.

Металлургия гранул представляет интерес для получения высококонцентрированных свинецсодержащих лигатур с целью их применения при выплавке автоматных алюминиевых сплавов. Однако опыт применения гранульной лигатуры для получения автоматных алюминиевых сплавов нам неизвестен, поэтому накопление экспериментальных данных по кристаллизации и структуре гранул и возможности их применения в процессе выплавки и литья автоматных алюминиевых сплавов является одной из задач данной работы. Гранулирование, как средство уменьшения расслаивания монотектических систем Al-Pb является весьма перспективным, поскольку макрорасслаивание происходит только в объеме гранул и поэтому ограничивается небольшими размерами. Однако даже при сравнительно большой скорости охлаждения до температуры монотектики капли первичных выделений свинца сливаются и происходит расслаивание сплава в макрообъеме [13], что необходимо учитывать при выборе размера гранул, предотвращающих появление первичных выделений свинца. В процессе литья слитков из автоматных алюминиевых сплавов с применением свинцовосодержащих лигатур этой проблеме необходимо так же уделять особое внимание.

Ввод в расплав алюминия свинца в атомарном виде в процессе восстановления его из химических соединений принципиально меняет условия сплавообразования. Процесс в этом случае не лимитируется силами связи между атомами металлического свинца, которые внедряются в решетку алюминия при

растворении, а определяется кинетикой и термодинамикой химической реакции восстановления свинца из соединения, характеризуемой в условиях постоянного внешнего давления изобарным потенциалом реакции. В реальных условиях необходимо так же оценивать и агрегатное состояние соединения свинца при температуре протекания процесса, и условия конвективной диффузии, и тепловой эффект реакции, а так же другие факторы, влияющие на кинетику восстановления свинца.

В системах Al-Pb при химическом диспергировании картина распределения свинца, полученная в характеристическом его излучении на рентгеновском микроскопе “Камебакс”, показывает, что свинец первоначально распределяется в виде мельчайших включений, которые в дальнейшем группируются в постепенно укрупняющиеся капли (рисунок 1.2). Тем самым подтверждается принятая схема процесса сплавообразования при химическом диспергировании [14].



Рисунок 1.2 – Микроструктура сплава Al-10% Pb в характеристическом излучении свинца  $\times 300$

Укрупняющиеся свинцовые включения образуют зоны ликвации свинца в отливках. Однако есть и положительный момент: химическое диспергирование все же позволяет получить мелкозернистый характер свинцовых включений. Остается только рассмотреть способы фиксирования данной структуры и выбрать наиболее подходящий способ для реализации целей настоящей работы. Таким образом, известные способы уменьшения расслаивания монотектических систем, приведенные выше, способствуют мелкодисперсному распределению свинца в

виде включений размером 40-50 мкм, однако они не решают проблемы в целом, поскольку не обеспечивают термодинамическую стабильность мелких частиц свинца в процессе разливки, охлаждения и кристаллизации сплава. Кроме того, структурно-фазовые превращения в быстрозакристаллизованных алюминиевых сплавах имеют более сложный характер, который не описывается существующими диаграммами состояний, указывающих на присутствие в расплавах выше температур линий ликвидуса гомогенного раствора. В последние годы обнаружено и исследовано большое число растворов, которые называют микрогетерогенными (микронеоднородными). Поэтому представляется необходимым обсудить важнейшие положения механизмов и кинетики затвердевания монотектических систем с учетом базовой информации о диаграммах фазового равновесия для макроскопических однородных фаз и с учетом микронеоднородности расплавов монотектик и эвтектик по химическому составу.

## **1.2 Строение, охлаждение и затвердевание монотектических расплавов**

Для оценки структуры быстроохлажденных монотектических сплавов рассматривают равновесную упорядоченную структуру монотектических сплавов, которая может быть аналогична структуре эвтектического типа, так как монотектическая реакция во многом сходна с эвтектической. Существенное различие связано с тем, что в случае эвтектики из расплава одновременно выделяются две твердые фазы, а в случае монотектического превращения образуется одна твердая и одна жидкая фаза. В общих чертах процесс затвердевания представляется следующим образом.

При незначительном переохлаждении ниже  $T_m$  (рис. 1.3) из жидкого раствора образуются кристаллы состава  $S_t$ . Для формирования зародышей должна произойти разделительная диффузия, благодаря которой исходный жидкий раствор состава  $L_m$  изменяет свой состав до значений  $S_t$ , а количество выделяющихся кристаллов определяется по правилу рычага отрезка  $ML$ . При этом количество оставшегося исходного раствора определяется отрезком  $M - S_t$ , а его

состав при дальнейшем понижении температуры будет изменяться по линии  $L'$  -  $L''$  и кристаллизаться при более низкой температуре  $T_s$ . Очевидно, что в большинстве монотектических систем первичная твёрдая фаза имеет большую объемную долю и оставшаяся жидкая фаза затвердевает уже в кристаллической матрице. Концентрационная область образования композиционной структуры зависит от условий кристаллизации, и это обстоятельство определяет широкие возможности вариации таких структур.

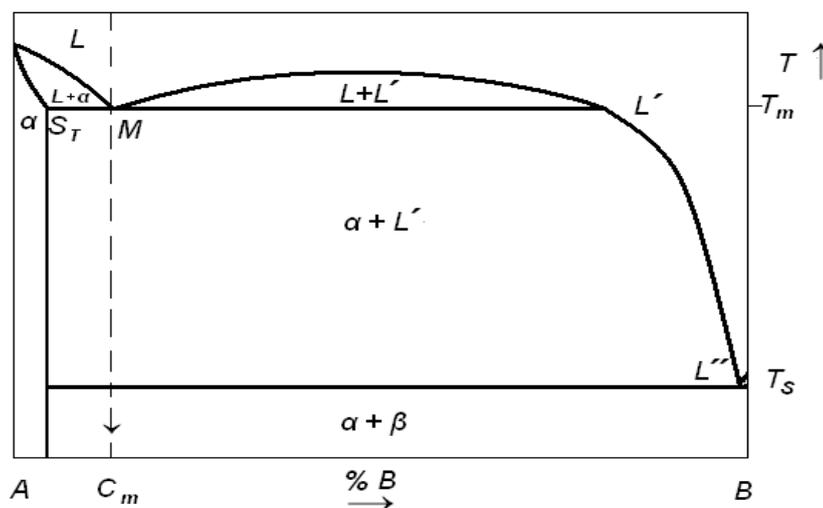


Рисунок 1.3 – Монотектическая диаграмма состояния

В реальных двойных системах с ближним расслаиванием можно ожидать влияние на процесс зародышеобразования неизбежно присутствующих группировок одноимённых атомов. Существование в жидкости в надликвидусной области гетерофазных комплексов атомов (ГФКА) с ближним порядком существенно изменяет степень подготовки расплава к кристаллизации. В частности, если концентрация ГФКА соответствует перколяционному пределу, рост кристалла может происходить путём безактивационного движения его границ путём простого включения в кристалл соседствующих ГФКА. Формы первичных кристаллов в монотектике делят на компактные и разветвлённые, к первым относят полиэдры, глобулы, пластины, иглы, ко вторым разветвленные и расщепленные формы. Кроме того, компактные и разветвленные кристаллы могут быть округлыми или ограниченными.

Вышеописанные диаграммы состояний монотектических систем указывают на присутствие в расплавах выше температур линий ликвидуса гомогенного раствора, однако многими исследователями с применением дифракционных и физико-химических методов анализа установлено сложное строение расплавов. На основании анализа экспериментальных зависимостей «состав - свойство» был сделан вывод о том, что металлические расплавы в широкой температурно-концентрационной области являются химически неоднородными системами. Разрушение микронеоднородностей происходит в условиях высоких температур или при длительных изотермических выдержках. Перевод металлического расплава в состояние однородного на атомарном уровне раствора при последующем охлаждении и кристаллизации приводит к изменениям структуры и свойств твердого металла. [15-24].

В работе Б.А. Баума [15] впервые систематизированы представления о наличии необратимых изменений структурного состояния металлических расплавов при высокотемпературной обработке. Нагрев расплава выше температуры гомогенизации, определяемой по началу высокотемпературного совпадения политерм какого-либо структурно чувствительного свойства при нагреве и последующем охлаждении, существенно изменяет структуру и свойства твердого металла. Представления о природе химической микронеоднородности в системах с эвтектикой и монотектикой были изложены Попелем П.С. в работе [17]. Микронеоднородность, наблюдаемая после плавления эвтектического образца или нагрева микроскопически расслоенного расплава выше купола расслаивания, обусловлена длительным существованием в них микрообластей, обогащенных различными компонентами. Эти области, судя по их размерам, автор рассматривал как дисперсные частицы, а сам расплав как микрогетерогенную систему, состоящую из дисперсной и дисперсионной фаз. Система с дисперсными частицами всегда стремится к термодинамически устойчивому состоянию однородного раствора, однако этот процесс может протекать в очень медленном кинетическом режиме и завершаться установлением гомогенных растворов Al-Si, Al-Ge, Al-Sn, Al-Fe, Al-Ni, Al-Pb, Al-Jn, Ga-Pb в

интервале температур от точки ликвидус до 1100-1350°C. Обнаруженное ветвление кривых  $V(T)$  и  $\rho(T)$  свидетельствует о необратимых изменениях строения расплавов при их нагреве до температур, превышающих точки ветвления этих кривых. В качестве примера на рисунке 1.4 приведена зависимость кинематической вязкости монотектических расплавов Ga-Pb.

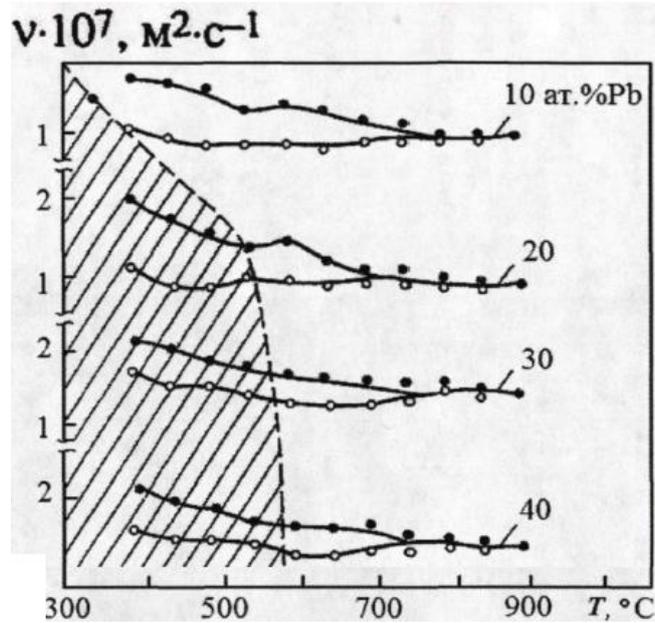


Рисунок 1.4 – Температурные зависимости кинематической вязкости расплавов Ga-Pb (н- нагрев, о- охлаждение). Заштрихованная область расположена ниже макроскопического расслоения системы

Необратимые перестройки структуры расплавов при нагреве после плавления или перехода через купол макроскопического расслоения интерпретируются Чиковой О.А. как переход из микрогетерогенного состояния в состояние истинного раствора. Гомогенизация металлической жидкости приводит к уменьшению характерного размера дисперсных частиц от величин  $\sim 1-7$  нм на порядок, что отвечает образованию однородного на атомарном уровне раствора.

Гомогенизация металлической жидкости способствует существенному замедлению процесса макрорасслоения монотектических расплавов системы Al-Pb, Al-In при понижении температуры и формированию после кристаллизации массивных образцов с высокодисперсными включениями свинца и индия (рисунок 1.5) [19,20].

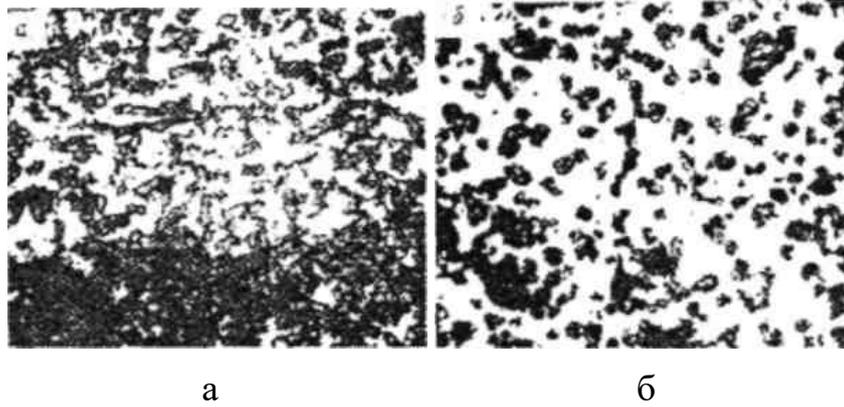


Рисунок 1.5 – Структура слитка сплава Al – 5,4 ат% In, выплавленного без гомогенизирующего нагрева  $T = 700^{\circ}\text{C}$  (а) и после такого нагрева  $T = 1200^{\circ}\text{C}$  (б) и закристаллизованного со скоростью охлаждения  $1^{\circ}\text{C}/\text{с} \times 80$ .

Сравнительный металлографический анализ образцов, выплавленных при  $700^{\circ}\text{C}$  и  $1200^{\circ}\text{C}$ , подтверждает возможность необратимого разрушения метастабильной микрогетерогенности расплава, что при последующем охлаждении и кристаллизации даже с небольшими скоростями приводит для монотектических систем к уменьшению тенденции к макрорасслоению металла и получению массивных образцов с высокодисперсными включениями свинца и индия. Таким образом, устойчивость микрогетерогенной структуры расплавов и возможность её изменения при термовременной обработке расплава позволяет рассматривать режимы гомогенизирующей обработки как один из технологических процессов литья. Например, гомогенизирующая обработка расплава системы Al-Cr-Zr привела к увеличению концентрации хрома в  $\alpha$ -тв. растворе и повышению механических характеристик сплава ( $\sigma_{\text{в}}$  -380 МПа,  $\sigma_{0,2}$  - 340 МПа,  $\delta$  – 12%) [25]. Однако, высокотемпературная обработка свинцовосодержащих алюминиевых сплавов неприемлема из-за высокой скорости испарения свинца, повышенного окисления расплава и его взаимодействия с материалом футеровки. Температура перехода метастабильной микрогетерогенной структуры расплава может быть понижена при его микролегировании поверхностно-активными веществами [26].

### 1.3 Роль поверхностных явлений в формировании эвтектических и монотектических структур

В процессах зародышеобразования и затвердевания жидкостей первостепенную роль играет межфазная энергия  $\sigma_{тж}$  и смачиваемость на границе раздела кристалл – материнская фаза [27-30]. В эвтектической точке системы кристалл – равновесный с ним жидкий бинарный сплав из расплава выделяются оба твердых компонента эвтектики. Если один из компонентов смачивается расплавом хуже, чем другой, то из эвтектического расплава в равновесных условиях вырастают хорошо ограненные, разветвленные и не смоченные расплавом кристаллы первого компонента, стабильность и плоскостность которых определяется высокой межфазной энергией и стремлением кристалла к приобретению формы с минимальной поверхностной энергией. В неравновесных системах разница химических потенциалов компонентов в твердой и жидкой фазе вызывает снижение  $\sigma_{тж}$ . Смачиваемость материнской фазы поверхности зародыша выше (краевые углы ниже) и создаются условия для формирования компактных кристаллов. Особенность формирования эвтектической колонии заключается также в том, что обе фазы растут с одинаковой скоростью. Фронт кристаллизации обычно представляет собой чередование фаз, образующих волнистую поверхность с периодически повторяющейся кривизной, постоянной для данной фазы. Кривизна границы раздела каждой из фаз определяется переохлаждением [31].

Монотектические системы характеризуются монотектической реакцией  $L' \leftrightarrow St + L''$ , где  $L'$  – монотектический раствор,  $L''$  – жидкая несмешивающаяся фаза и  $St$  – твердый раствор (рис.1.3). Затвердевание таких сплавов представляет интерес в плане получения однородных композиционных структур, в том числе высококонцентрированных свинецсодержащих алюминиевых лигатур.

Процесс затвердевания монотектических сплавов по некоторым признакам схож с процессом эвтектического затвердевания; основное различие состоит в том, что один из продуктов реакции находится в жидком состоянии и не

смешивается с основной фазой. Для монотектических сплавов способность взаимного смачивания трех фаз является фактором, определяющим структуру твердого тела после окончания процесса затвердевания.

Следует предположить, что если жидкая фаза L'' смачивает твердое тело (St), то возможно получение компактной, глобульной или волокнистой композиционной структуры. При такой гипотезе имеет место рост фаз, аналогичный росту эвтектики.

Условия смачивания или несмачивания трех фаз для монотектических систем определяется соотношением:

$$\sigma_{L'L''} \times \cos \theta = \sigma_{StL'} - \sigma_{StL''}$$

Для несмешивающихся сплавов  $\sigma_{StL''} > \sigma_{StL'}$ , поэтому в равновесных условиях при кристаллизации фазы L'' вырастают крупные ограниченные кристаллы, которые испытывают отталкивающее воздействие со стороны межфазной поверхности и в равновесных условиях склонны к дендритному эвтектическому росту.

При неравновесных условиях кристаллизации монотектических сплавов, что обеспечивается, например, высокой степенью переохлаждения  $\sigma_{StL'}$  снижается и создаются более благоприятные условия для образования глобулей. За счет капиллярных сил дисперсные глобулы могут внедряться в твердое тело.

Другим условием образования глобулей фазы L'' является модифицирование монотектического сплава поверхностно-активными металлами, которые даже при небольших степенях переохлаждения снижая межфазную энергию  $\sigma_{StL'}$ , формируют однородную дисперсную систему. Возможное снижение температуры гомогенизации монотектических и эвтектических систем с применением ПАВ отмечено в ряде работ [26, 32-35].

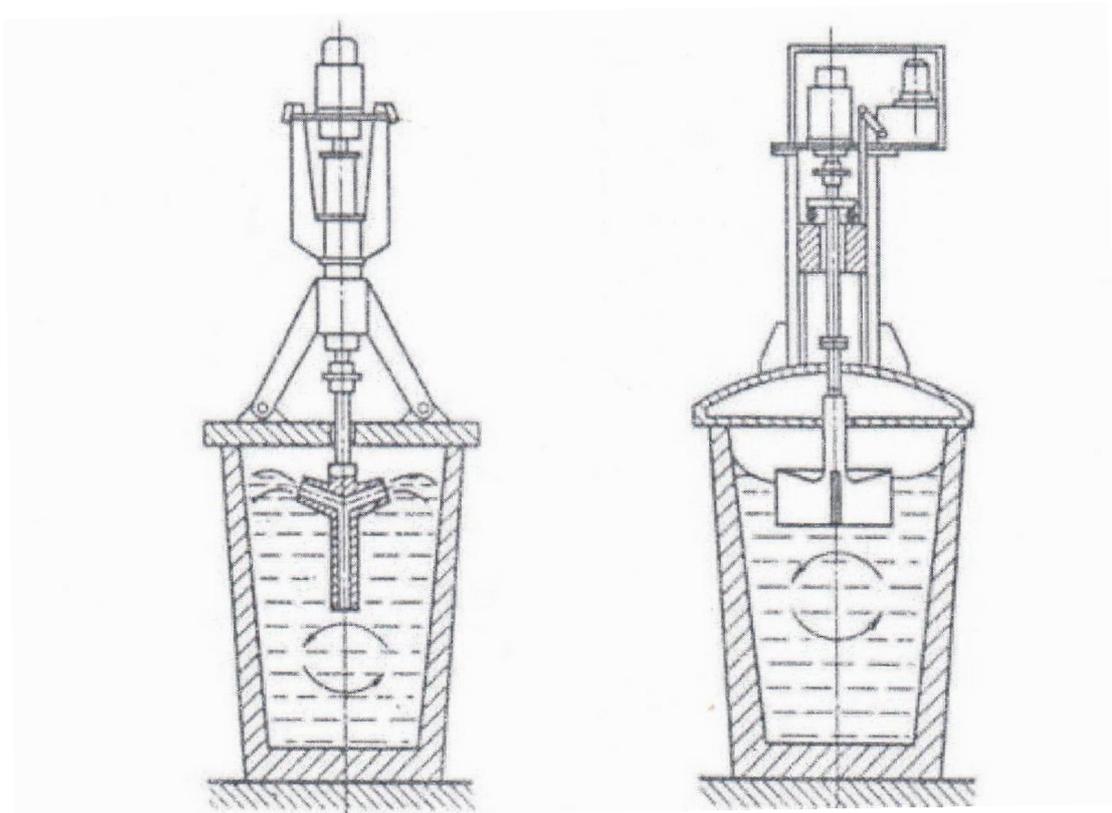
Наиболее полно влияние ПАВ на термическую устойчивость микрогетерогенного состояния жидких эвтектик и монотектик исследовано в работе [35]. Установлено, что введение одинакового количества (0,14 ат. %) ПАВ в матричный расплав на основе алюминия заметно изменяет вид температурной

зависимости вязкости, однако не существенно влияет на температуру гомогенизации. Автором уточняется, что критерии поверхностной активности сами по себе не определяют влияния присадки на межфазное натяжение и, как следствие, на термическую устойчивость метастабильного микрогетерогенного состояния. Для снижения температуры гомогенизации важно не только правильно выбрать поверхностную активность присадки, но и определить её оптимальную концентрацию. Например, при введении всего 0,05 ат.% Sc в исходный расплав Тгом. снижается до 730°C, т.е. до стандартной температуры плавления алюминиевых сплавов в производственных условиях, однако дальнейшее повышение содержания скандия повышает температуру гомогенизации до 980°C. Автор предлагает на первом этапе учитывать снижение  $\sigma_{ТЖ}$ , а на втором – осуществлять оптимизацию концентрации присадки в расплаве.

#### **1.4 Внепечное перемешивание расплава с целью усреднения химического состава и эффективного использования лигатур и модификаторов при обработке алюминиевых сплавов**

##### **1.4.1. Особенности устройств контактного перемешивания расплава и способы реализации технологий**

Как отмечено выше, одной из основных операций внепечной обработки расплавов является его перемешивание. В зависимости от вида расходуемой энергии перемешивание может быть механическим, пневматическим, электрическим [36-39]. На сегодняшний день известно большое количество устройств для механического перемешивания жидкого металла в ковшах, отличающихся друг от друга формой мешалки. Одним из первых способов внепечной обработки с применением мешалок был предложен в 1966 г. Н.Э. Остбергом. Перемешивание осуществляется с помощью Т-образной мешалки с вертикальным и двумя горизонтальными каналами (рисунок 1.6а). Благодаря действию центробежных сил, расплав засасывается по вертикальному каналу из нижних слоев и сбрасывается сверху на слой реагентов.



а

б

Рисунок 1.6 – Механическое перемешивание

Однако в процессе эксплуатации было установлено, что движение металла через мешалку оказывает весьма слабое влияние на перемешивание по сравнению с эффектом от непосредственного вращения мешалки. Распространение поэтому получили сплошные двухлопастные мешалки (рисунок 1.6 б). Фирма «Reinstahl», например, использует такие мешалки как для перемешивания чугуна в ковше, так и в желобе во время выпуска чугуна из доменной печи. На отечественных заводах также опробована работа мешалок на желобе доменной печи.

В настоящее время для механического перемешивания расплава алюминия в ковшах фирма «SOCIETE des TECHNOLOGIES de L' ALUMINIUM» (STAS) предлагает эффективное устройство для реализации этого способа (рисунок 1.7), обеспечивающее небольшие сроки обработки расплава со стабильностью процесса.

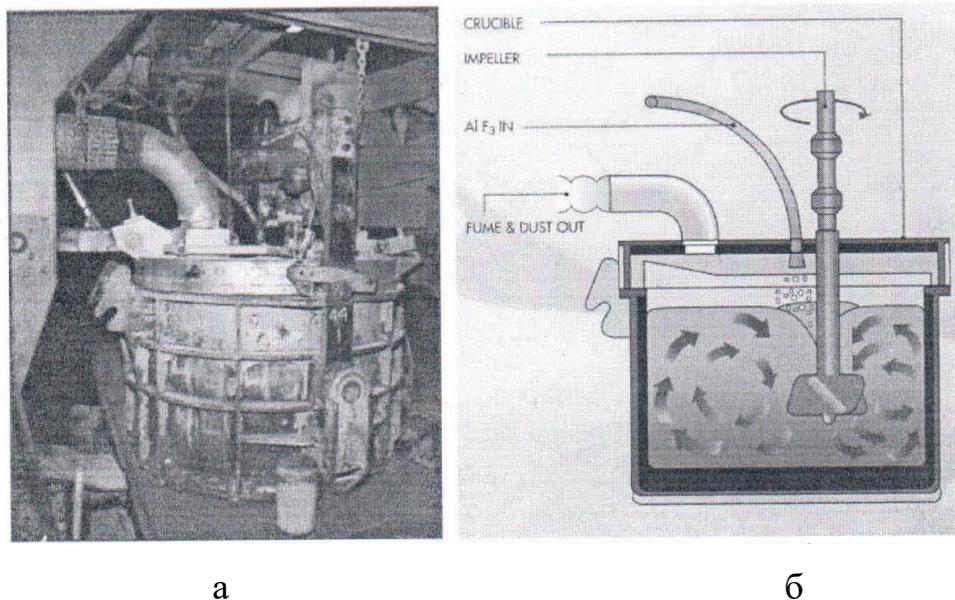


Рисунок 1.7 – Установка для рафинирования фирмы STAS

Устройство состоит из ротора со специальными лопастями, привод которого осуществляется через щиток, проходящий через крышку; крышки закрывающей ковш с жидким алюминием; устройства ввода рафинирующей смеси и устройства для отсоса и удаления газов из расплава. Данная установка может использоваться как со стационарной платформой для передвижения ковшей, так и может успешно работать с ковшами, расположенными на тележке для их транспортировки.

Подобная установка для механического перемешивания алюминия в ковше создана фирмой «РЕСНІНЕУ» (рисунок 1.8).

Отличительной особенностью такой установки является ротор специальной конструкции, который обеспечивает протекание технологического процесса. Во всех остальных отношениях она практически не имеет отличий от предыдущей установки. Недостатками установок механического перемешивания алюминия и его сплавов в ковшах является быстрый износ роторов-мешалок, находящихся в жидком металле и расположение приводов роторов в высокотемпературной зоне.

Наиболее распространенным в металлургии является пневматическое перемешивание, т.е. перемешивание за счет энергии предварительно сжатого газа, который пропускают через расплав непосредственно в объеме ковша.

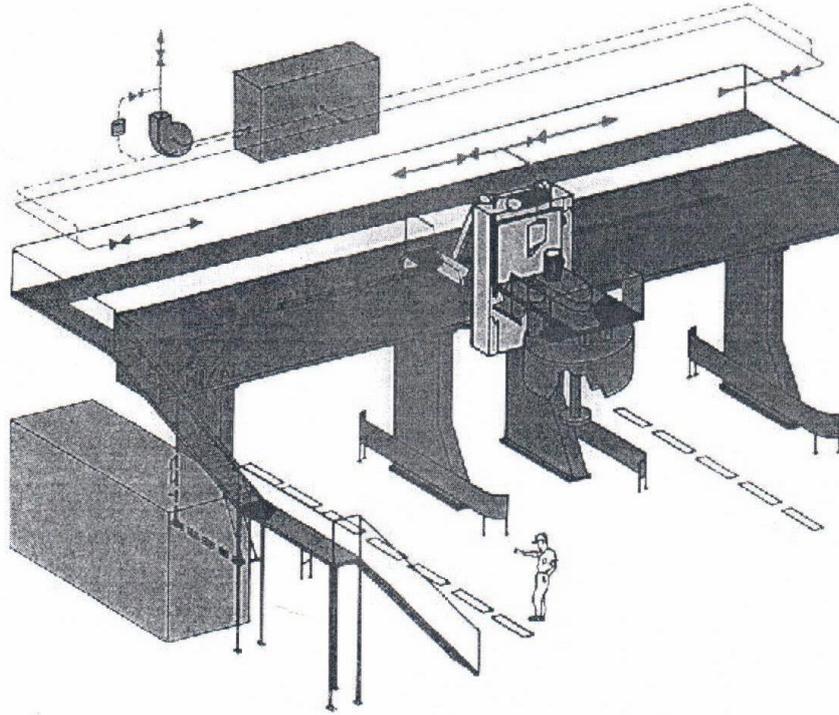


Рисунок 1.8 – Установка для рафинирования MICHAL

Барботажное перемешивание жидкого металла приведено на рисунке 1.9.

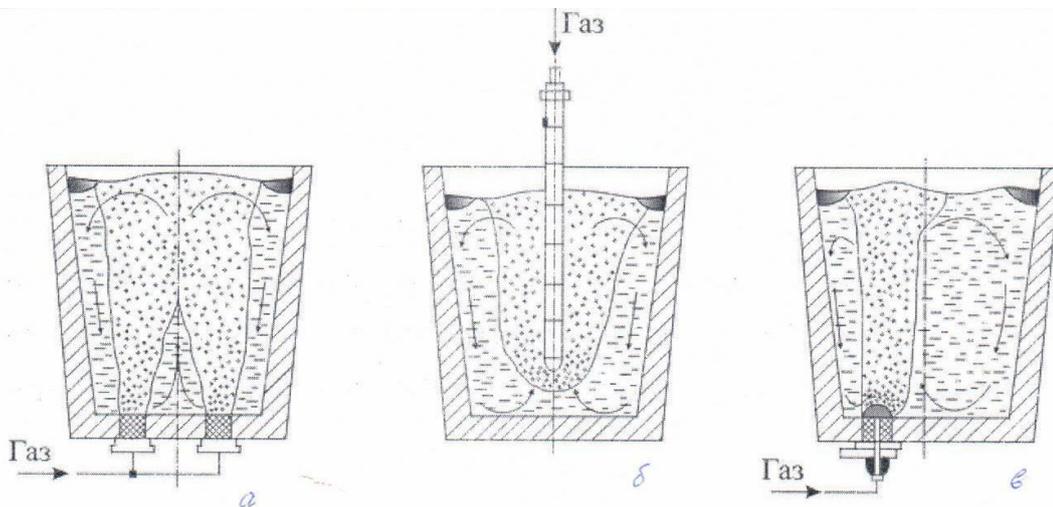


Рисунок 1.9 – Барботажное перемешивание

Ввод газа при барботажном перемешивании можно осуществлять не только через пористые элементы в днище ковша (рисунок 1.9а), но и через отверстия откуда газ поступает в виде струи (рисунок 1.9.б,в). С увеличением расхода газа интенсивность циркуляционного движения металла возрастает, однако

действительная энергия, идущая на перемешивание стремится к определенному пределу. Качественно эта зависимость представлена на рисунке 1.10.

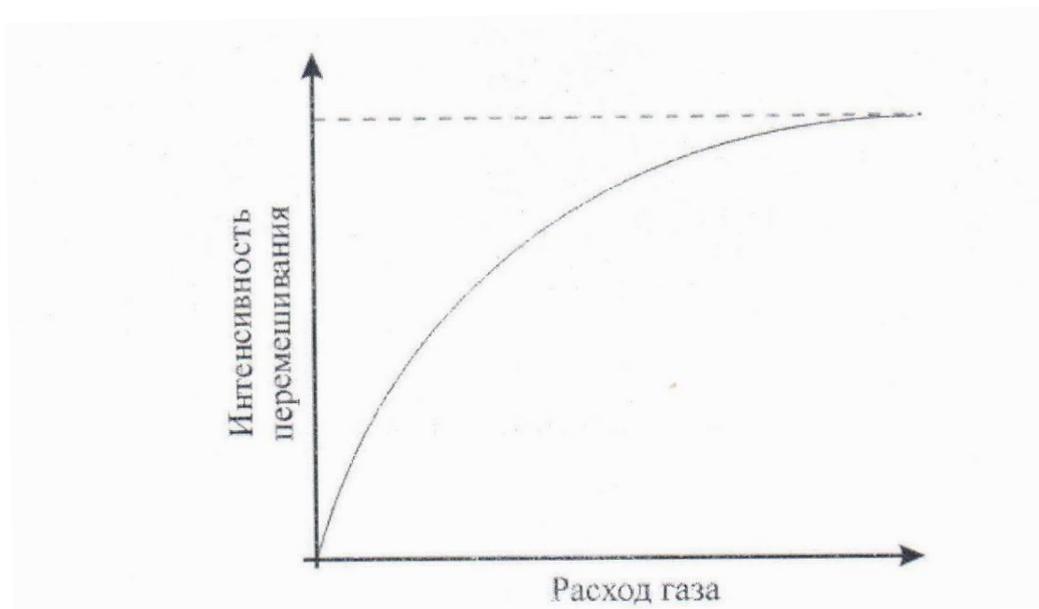


Рисунок 1.10 – Изменение интенсивности перемешивания от расхода газа

Факторами, влияющими на время барботажного перемешивания, являются расход газа, глубина ввода и распределение его по сечению ковша. Этот способ, не смотря на простоту в реализации, имеет существенные недостатки: высокая окисленность металла и угар компонентов расплава, возможность загрязнения металла шлаковыми включениями, потери металла, связанные с выбросами, ограниченная интенсивность ввода газа.

#### **1.4.2. Особенности устройств электромагнитного перемешивания электропроводных расплавов в транспортных ковшах**

Приведенные в разделе 1.4.1 не электромагнитные способы и устройства перемешивания расплавов имеют ряд недостатков, главным из которых является необходимость непосредственного контакта перемешивающего устройства с жидким металлом. Это приводит к быстрому износу оборудования и попаданию частиц этого оборудования в расплав. Этому недостатка лишены устройства для бесконтактного воздействия на жидкий металл. В настоящее время получили распространение три основных способа перемешивания жидкого металла –

насосный, канальный и бесканальный, которые успешно используются для печной и внепечной обработки алюминия и его сплавов. Для эффективного перемешивания расплавов в ковшах наиболее приемлемыми являются насосный и бесканальный способы.

При насосном способе перемешивание металла в ванне печи, миксере или ковше ведется с помощью электромагнитного насоса и внешнего металлопровода (рисунок 1.11). Насос, установленный на металлопроводе, засасывает металл из одной части ковша, разгоняет его до необходимой скорости и выбрасывает в другую часть ковша, осуществляя перемешивание. Эффективность такого способа невелика для миксеров и печей, располагающих значительными объемами металла.

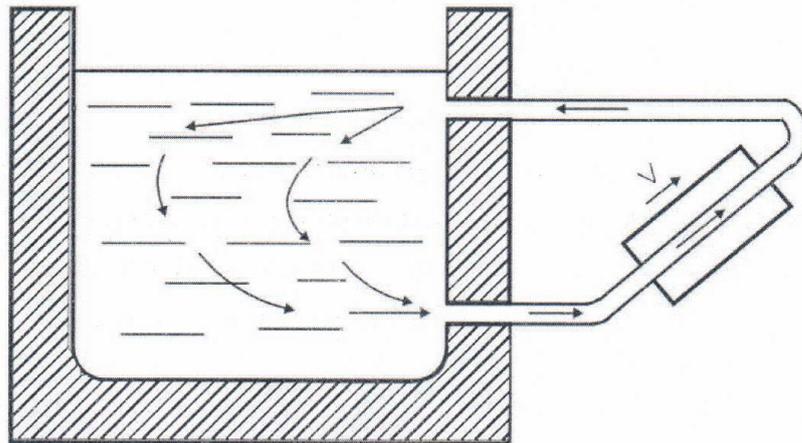


Рисунок 1.11 – Насосный способ перемешивания жидких металлов

Однако для ковшей с небольшим объемом расплава этот способ может быть эффективным, хотя, и не лишен недостатков. Так небольшое сечение металлопровода по мере эксплуатации зарастает неметаллическими включениями и наплывами металла. Кроме того применение этого способа для перемешивания расплава в ковше требует дополнительных устройств и систем, обеспечивающих заполнение металлотракта жидким металлом в пусковой период. В целом, насосный способ хотя и требует дополнительных площадей и приспособлений, но легко поддается ремонту и является полностью автономным. Особенно такой

способ эффективен при перемешивании среднетемпературных, мало агрессивных расплавов.

Распространение в металлургии получили способы бесканального электромагнитного перемешивания с использованием специальных индукторов электромагнитного поля, установленных под днищем печи или на боковой стороне печи или ковша (рисунок 1.12).

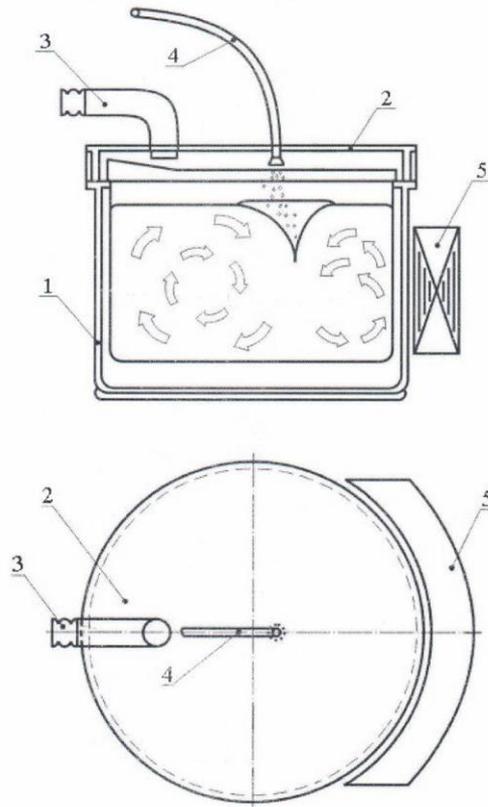


Рисунок 1.12 – Устройство электромагнитного перемешивания с индуктором расположенным сбоку ковша

На рисунке 1.12 приняты обозначения: 1 – ковш, 2 – крышка, 3 – воздуховод удаления газа, 4 – устройство для подачи лигатуры или флюса, 5 – индуктор.

Последнее особенно актуально при перемешивании расплавов в ковшах, где установка индуктора возможна только, в основном, с боковой стороны. Замена или ремонт такого индуктора не связаны непосредственно с ковшом. Кроме того, одна такая индукционная установка может обработать любое количество ковшей,

что делает такую установку еще более предпочтительной для применения в металлургическом производстве.

### **1.4.3. МГД-технологии для приготовления свинецсодержащих алюминиевых сплавов и особенности массопереноса в процессе перемешивания расплава**

Электромагнитное перемешивание электропроводных расплавов с целью устранения макро- и микронеоднородностей, улучшения физико-механических свойств сплава, повышения производительности плавильно-литейного оборудования широко применяется в мире. Электромагнитное воздействие является бесконтактным воздействием, что не вносит дополнительных включений в расплав [40-43]. При плавлении и полном растворении свинца расплав имеет неравномерный состав по объему, поэтому требуется его интенсивное перемешивание. При этом противопоказаны ламинарные течения, поскольку микрообъемы свинца могут переноситься линейно и слабо разрушаться. Для гарантированного быстрого выравнивания химического состава по всему объему необходимо увеличить степень нелинейности и периодически изменять режим работы индуктора на протяжении всего технологического цикла приготовления сплава [44]. Учитывая наличие турбулентных течений и ускоренное выравнивание температуры, применение индукторов бегущего магнитного поля считается более предпочтительным в сравнении с ЭМП – системами на постоянных магнитах. Расплав в ванне разгоняют в направлении бегущего магнитного поля. Для повышения эффективности перемешивания применяют периодическое реверсирование направления поля. Это соответствует понятию «тормозной режим» в теории электрических машин и сопровождается перераспределением МГД – течения в объемах, которые могли быть не охваченными течениями до реверса. В это время в расплаве создается максимальная турбулентность и достигается высокая интенсивность перемешивания [45], а следовательно ускоряется диффузия и конвективный массоперенос в движущихся средах.

Экспериментальные исследования показывают, что процесс растворения лигатур в металлическом расплаве протекает в диффузионном режиме [46]. Вводимые в расплав алюминия частицы свинца, сначала переходят в жидкое состояние, а последующее распределение жидкого свинца связано с его диффузией или конвективным массопереносом в жидком состоянии. Скорость растворения жидкого свинца в жидком алюминии аппроксимируется уравнением Нернста – Шукарева

$$\frac{\partial M}{\partial \tau} = \frac{D}{\delta_{\text{диф}}} \times S (C_{\text{час.}} - C) ,$$

где  $\delta_{\text{диф}}$  – толщина пограничного слоя, в котором концентрация меняется линейно от  $C_{\text{час.}}$  (растворимость) до  $C$  (концентрация растворяющегося свинца в расплаве);  $\tau$  – время;  $M$  – переносимая масса свинца;  $\frac{D}{\delta_{\text{диф}}} = K$  (коэффициент массопереноса);  $S$  – площадь контакта среды (расплав алюминия) и жидкой частицы свинца. Однако при его анализе и использовании необходимо учитывать, что величина толщины диффузионного слоя зависит от скорости течения расплава и его физических свойств – вязкости и плотности в начале процесса растворения и их изменением, а также от изменения во времени размера плавящихся частиц. Движущей силой диффузионного процесса является разность концентраций растворенных веществ в соприкасающихся жидкостях. Скорость диффузии увеличивается с повышением температуры, поскольку при этом возрастает скорость движения молекул. На диффузионный процесс влияет величина поверхности, разделяющей вещества, а также толщина слоя, через который происходит диффузия.

Конвективная диффузия происходит в результате перемешивания, когда перемещение жидкости, а вместе с ней и растворенного вещества происходит в турбулентном потоке. Механизм конвективной диффузии состоит в переносе вещества в виде отдельных небольших объемов его раствора, причем внутри этих малых объемов имеет место и молекулярная диффузия, характерная для неподвижной фазы. Конвективная диффузия подчиняется закону, согласно которому скорость процесса возрастает с увеличением поверхности контакта фаз,

разности концентрации, продолжительности процесса и коэффициента конвективной диффузии в соответствии с уравнением:

$$S = \beta \times F(C_{\text{час.}} - C) \tau,$$

где  $\beta$  – коэффициент конвективной диффузии, представляющий собой количество вещества переносимое за 1с через поверхность в  $1\text{ м}^2$  при разности концентраций, равной  $1\text{ кг/м}^2$ ;  $S$  – количество вещества, перешедшее из жидкой фазы (свинец) в движущийся поток (расплав алюминия) в кг;  $F$  – поверхность раздела фаз,  $\text{м}^2$ ;  $(C_{\text{час.}} - C)$  – разность концентраций вещества, переходящего в поток у поверхности раздела фаз ( $C_{\text{час.}}$ ) и в центре движущегося потока ( $C$ ),  $\text{кг/м}^2$ ;  $\tau$  – время, с.

При конвективной диффузии размер молекул диффузионного вещества, вязкость растворителя, кинетическая энергия молекул становится второстепенными. Главными для скорости конвективного переноса вещества становятся гидродинамические условия, т.е. скорость и режим движения жидкости [43]. Следует отметить, что конвективная диффузия – процесс более быстрый, чем диффузия молекулярная: её скорость в 10-12 раз выше.

В системе, включающей две несмешивающиеся жидкости, помимо гидравлических параметров на процесс диспергирования свинца в алюминиевом расплаве влияют динамическое межфазное натяжение и условия смачивания жидким свинцом расплава алюминия при небольших перегревах над точкой плавления. Если расплав алюминия смачивается жидким свинцом, то частицы свинца полностью погружаются в расплав алюминия, если же не смачивается, то они с большой вероятностью могут не войти в него из-за больших краевых углов смачивания. В процессе отделения от расплава алюминия жидкие частицы свинца укрупняются (коалесценция). Движущей силой укрупнения частиц является межфазная энергия, сосредоточенная на поверхности раздела расплав алюминия – жидкий свинец. Процесс укрупнения сопровождается уменьшением поверхности раздела, чему способствует высокие значения межфазного натяжения. Известно, что скорость слияния двух капель пропорциональна вязкости. Если в систему, включающую две несмешивающиеся жидкости ввести капиллярно активное

вещество, то его адсорбция на поверхности раздела должна вызвать снижение межфазного натяжения и соответствующее увеличение межфазной поверхности, при этом создаются благоприятные условия для повышения эффективности диспергирования свинца. Таким образом, скорость процессов с диспергированием фаз таких как диспергирование свинца в алюминиевый расплав с использованием электромагнитного перемешивания определяется степенью эмульгируемости фаз, которая существенно зависит от межфазных характеристик и требует специального исследования.

### **1.5. Выводы по главе**

На основании литературного обзора по технологическим особенностям приготовления алюминиевых сплавов можно сделать следующие выводы:

1. Получение автоматных алюминиевых сплавов в индукционных тигельных печах промышленной частоты посредством введения в расплав легкоплавких металлов небольшими порциями не позволяет обеспечивать однородный химический состав сплава из-за неравномерности распределений свинцовых фаз оптимальных размеров в объеме расплава;

2. Известные способы внешнего воздействия на расплав (вибрация, электромагнитное перемешивание, ультразвуковая обработка) улучшают однородность химического состава сплава, однако полного устранения расслоения монотектической системы Al-Pb не происходит, а размер включений свинца по сечению слитка составляет 40-50 мкм и более. Кроме того, не обеспечивается термодинамическая стабильность мелких частиц свинца в процессе разлива, охлаждения и кристаллизации сплава;

3. Известна технология гранулирования сплавов системы Al-Pb для производства антифрикционных изделий, которая представляет интерес для получения высококонцентрированных свинецсодержащих лигатур и их последующего применения при выплавке автоматных алюминиевых сплавов. Однако возможность применения гранулирования как средство уменьшения

расслаивания автоматных сплавов требует дополнительных экспериментальных исследований по их эффективности;

4. Исследованиями Баума Б.А., Попеля П.С., Чиковой О.А. и др. установлено, что металлические расплавы в широкой температурно-концентрационной области являются химически неоднородными системами. Разрушение микро-неоднородности происходит в условиях высоких температур или при длительной изотермической выдержки. Необратимая перестройка структуры монотектических расплавов при нагреве выше купола не смешиваемости приводит к переходу расплава из микрогетерогенного состояния в состояние истинного раствора. Гомогенизация приводит к уменьшению дисперсных частиц до 1-7 нм, что способствует существенному замедлению процесса макрорасслоения монотектических расплавов и формированию после кристаллизации массивных образцов с высокодисперсными включениями свинца;

5. Следует отметить, что высокотемпературная обработка свинецсодержащего алюминиевого сплава неприемлема из-за высокой скорости испарения свинца, повышенного окисления расплава и его интенсивного взаимодействия с материалом футеровки плавильной печи. Температура перехода метастабильной микрогетерогенной структуры может быть понижена при микролегировании расплава поверхностно- активными веществами, которые даже при небольшой степени переохлаждения снижают межфазную энергию, формируя однородную дисперсную структуру. Однако выбор таких модификаторов и выявления механизма диспергирования структуры требуют специальных исследований;

6. Важной задачей приготовления сплавов системы Al-Pb является диспергирование свинца, вводимого в транспортный ковш в составе брикетированной лигатуры, с использованием электромагнитного перемешивания. Однако энергоэффективная технология приготовления свинецсодержащих алюминиевых сплавов в транспортном ковше требует оптимизации с целью выработки рекомендаций по её применению в процессе приготовления автоматных сплавов;

7. Установлено, что диспергирование свинца в алюминиевый расплав с использованием электромагнитного перемешивания зависит не только от гидродинамических условий перемешивания, но и от межфазного взаимодействия на границе двух жидких несмешивающихся фаз, которым можно управлять дополнительным введением в монотектическую систему капиллярно-активного вещества, повышающего степень эмульгируемости фаз и эффективность электромагнитного перемешивания. Выбор капиллярно-активных веществ для ускорения массопереноса в процессе перемешивания расплава и повышения термодинамической устойчивости системы требует дополнительных исследований.

## **Глава 2. ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ**

### **2.1. Исходные материалы для приготовления сплавов с несмешивающимися компонентами и определение температурно-концентрационных границ областей несмешиваемости**

Для получения опытных образцов автоматных деформируемых сплавов системы Al-Cu, гранульной и брикетированной свинецсодержащих лигатур применял алюминий технической чистоты марки А6 (ГОСТ 11069-2001), свинец марки С1 (ГОСТ 3778-98), олово марки О2 (ГОСТ 860-75), висмут марки Ви2 (ГОСТ 10928-98), а также промышленный сплав системы Al-Cu-Mg (Д1) состава, %: Si-0,29; Fe-0,63; Ti-0,057; Mg-0,60; Mn-0,52; Cu-4,15, ост. Al. На примере сплава Д1, заготовки из которого подвергаются высокоскоростной механической обработке, исследовали влияние свинца и поверхностно-активного олова на формирование структуры слитка.

В качестве плавильного агрегата для приготовления лигатурных свинецсодержащих сплавов использовали индукционную тигельную печь (рисунок 2.1).

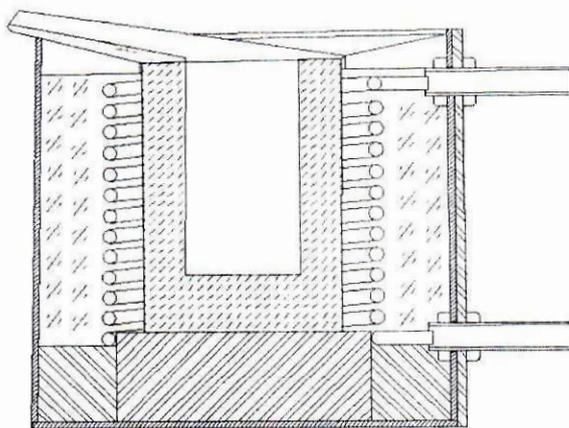


Рисунок 2.1 – Схема индукционной тигельной печи

Технические характеристики:

- рабочий объем тигля (1 литр) –  $1000 \text{ см}^3$ ;
- время нагрева пустого тигля до температуры  $1300^\circ\text{C}$  - 40 минут;
- рабочая частота  $44 \pm 4 \text{ КГц}$ ;
- охлаждение индуктора жидкостное, принудительное с температурой на входе  $35^\circ\text{C}$ , расход порядка 10 л/мин при входном давлении  $0,5 \dots 1,5 \text{ атм}$ .

Как отмечено выше, свинец и висмут образуют с алюминием системы монотектического типа. На диаграмме состояния Al-Pb наблюдается область несмешиваемости в жидком состоянии: монотектическая точка лежит при 1,5% Pb и  $658,3^\circ\text{C}$ , область распространяется до 99,85 %. Растворимость свинца в жидком алюминии увеличивается с температурой и достигает примерно 4,5 % при  $827^\circ\text{C}$  и 26% при  $1227^\circ\text{C}$ . Однако введение большого количества свинца сопряжено с трудностями получения однородного сплава из-за его быстрого расслаивания в жидком состоянии. Поэтому универсальным способом устранения этого недостатка является гранулирование. Переход на гранулирование предопределяет резкое возрастание скорости охлаждения и кристаллизации. Важной задачей является также необходимость определения возможной температуры расплава системы Al-Pb, при которой не будет происходить заметного испарения компонентов. Для анализа фазовых переходов сплава системы Al-Pb применили прибор термического анализа фирмы NETZSCH STA 449C (рисунок 2.2).

Термоанализатор позволяет работать в широком диапазоне температур от 25<sup>0</sup>С до 1650<sup>0</sup>С, в вакууме до 1400<sup>0</sup>С. Скорость нагревания и охлаждения составляет 1-50 К/мин. На STA 449С могут быть измерены образцы массой до 5000 мг (вместе с тиглем).



Рисунок 2.2 – NETZSCH STA 449C Jupiter

Синхронный термический анализатор STA 449C Jupiter состоит из основных частей:

- измерительный блок;
- блок питания;
- термостат;
- системный контроллер;
- компьютер с программным обеспечением.

## **2.2. Технология и оборудование для получения гранульной и брикетированной лигатуры системы Al-Pb**

Гранульную лигатуру системы Al-Pb получали на установке, которая показана на рисунке 2.3.

Установка состоит из индукционной печи 1 мощностью 5 кВт, установленной при помощи подставки 2 на емкость 3, наполненную водой 4.

Водоохлаждаемая пластина 6 под углом 60-70° закреплена внутри емкости с помощью специального крепления 5. В дне тигля печи 7 предусмотрено отверстие 8 диаметром 2,5 мм, перекрытое в процессе приготовления монотектического сплава графитовым стержнем 9. Свинец добавляют в расплав алюминия 10, предварительно перегретый до заданной температуры, и тщательно перемешивают графитовой мешалкой.

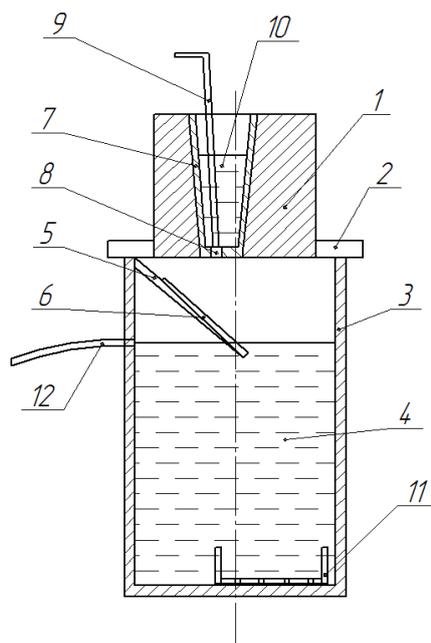


Рисунок 2.3 – Схема экспериментальной установки для гранулирования расплавов (обозначения см. в тексте)

После приготовления сплава и извлечения графитового стержня (стопора) расплав начинает истекать через калиброванное отверстие на наклонную металлическую пластину, по которой непрерывной тонкой струей течет вода и сбивает порции металла, скатывающиеся по пластине и приобретающие округлую форму. Сформировавшаяся в зоне грануляции и покрывшаяся корочкой затвердевшего металла капля расплава с определенной скоростью и температурой падает в воде на дно емкости в специальное сито 11, предусмотренное для удобства извлечения окончательно закристаллизовавшихся гранул. Высота емкости подобрана такой, чтобы гранула достигая ее дна, охладилась до температуры проточной воды (15-20°C), которая поддерживается постоянной за

счет непрерывного истечения через отводящий патрубок 12. При принятом методе гранулирования форма частиц близка к сферической, если размеры частиц не превышают 4÷5 мм. В случае большего размера частиц их форма является овальной.

Брикеты лигатуры системы Al-Pb получали на промышленной установке по производству брикетированных лигатур, которая показана на рисунке 2.4



Рисунок 2.4 – Установка для производства брикетированных лигатур

Установка состоит из горизонтального высокоскоростного лопастного смесителя непрерывного действия Turbulizer (рисунок 2.4а) и вертикального прессы Y83-500 с усилием прессования 500 тонн (рисунок 2.4б).

Предварительно взвешенные исходные материалы в виде мелкодисперсных частиц алюминия размером не более 1 мм и свинцового порошка смешиваются в смесителе. Смеситель оснащен лопастями, расположенными вокруг вала ротора в два ряда и благодаря максимальной окружной скорости лопастей, порядка 50 м/с, обеспечивает высокоэффективное диспергирование материалов за короткий промежуток времени. Далее однородный лигатурный состав через дозатор подается на пресс, где производится его брикетирование. Плотность брикета варьируется в диапазоне от 3,8 г/см<sup>3</sup> до 4, 5 г/см<sup>3</sup>. Полученные таким образом лигатурные брикеты цилиндрической формы имеют стабильный, однородный

химический и гранулометрический состав, что позволяет достаточно точно производить шихтовку легирующего материала в печные агрегаты.

### 2.3. Технология, оснастка и оборудование для изготовления опытных образцов автоматных сплавов и исследование их поверхностных свойств

Плавку сплавов для изготовления опытных образцов осуществляли в печи Таммана с применением графитового тигля. Расплав заливали в металлический кокиль, подогретый до температуры 200<sup>0</sup>С, с предварительно окрашенной рабочей поверхностью огнеупорной краской на основе оксида кальция. Для кратковременных измерений температуры расплавов в печи и тигле использовали термозонд с термопарой ТП-А, выпускаемый Обнинской термоэлектрической компанией. Образцы для исследований и кокиль для их изготовления приведены на рисунке 2.5

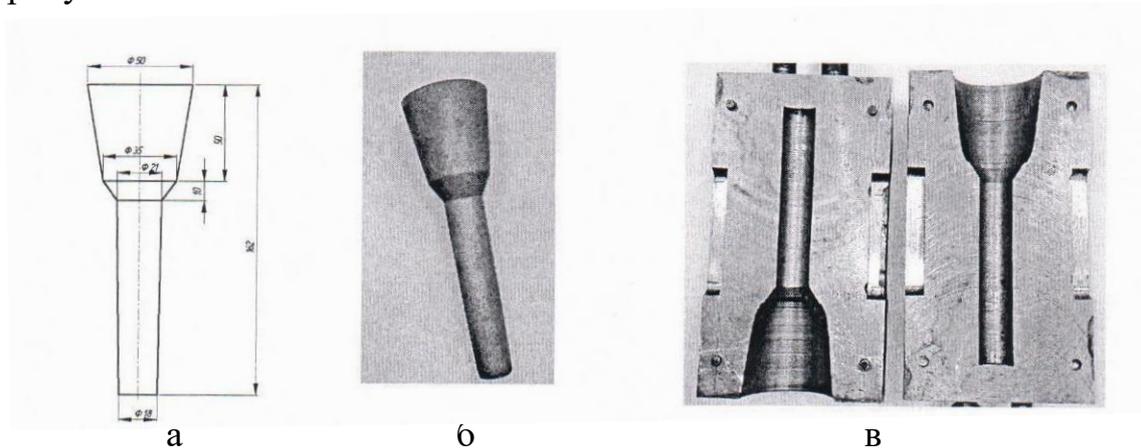


Рисунок 2.5 – Образец (а,б) и кокиль (в) для изготовления образцов

Из полученных отливок вырезали пробы для химического анализа, исследования поверхностных свойств расплавов, а также заготовки, из которых получили токарной обработкой образцы для механических испытаний.

В технологических процессах плавки автоматных алюминиевых сплавов и формировании заданной структуры слитков при затвердевании велика роль поверхностных явлений на границе раздела фаз. Поверхностные свойства сплавов определяли на универсальной вакуумной установке «Капля» конструкции «НИИ ИЗОТЕРМ», г. Брянск (рисунок 2.6)

Основными узлами установки являются: высокотемпературная печь сопротивления, вакуумная система, оптическая система, подъемно-поворотный механизм, электрическая и силовая системы. Эксперименты проводятся в вакууме  $1,33\text{Мпа}$  ( $10^{-5}$  мм.рт.ст.)

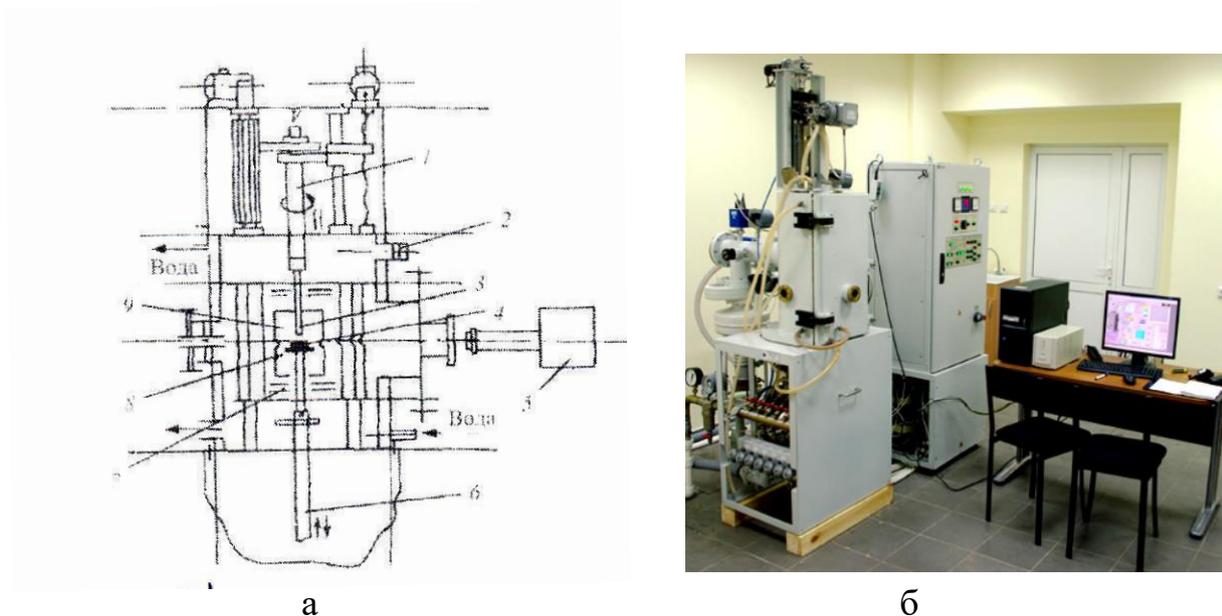


Рисунок 2.6 – Вакуумная установка для исследования поверхностных свойств и контактного взаимодействия расплавов и твердых тел:

а)- схема вакуумной камеры; б)- общий вид установки

Вакуумная камера (рисунок 2.6а) состоит из водоохлаждаемого корпуса печи, герметично сочлененного с передней дверцей. Печь снабжена цилиндрическим графитовым нагревателем 9, в центральной части которого имеется сквозное отверстие. Подложка с исследуемым образцом 4 установлена на корундовой подставке 8 в изотермической зоне печи. Для уменьшения теплопотерь нагреватель экранирован продольными и торцевыми экранами 7. Перемещение подложки на подвижном штоке 6 осуществляется вручную или автоматически электрическим приводом. Верхний шток 1 имеет различное назначение в зависимости от вида проводимого эксперимента. На схеме показаны также выходы термопар – 2, капельница – 3, кинокамера или фотокамера – 5.

Поверхностное натяжение расплавов и углы смачивания ими поверхности твердых тел определяли методом «лежащей» капли в вакууме, который базируется на уравнении капиллярности поверхности раздела фаз [49]. Вычисление поверхностного натяжения по экспериментально измеряемым параметрам, характеризующих форму капли, проводили с применением таблиц [50], заложенных в базу данных современных компьютерных программ. Для определения поверхностного натяжения каплю расплава на основе алюминия перегревали до  $1150^{\circ}\text{C}$  с целью очистки ее поверхности от оксидной пленки. Изучение смачивания расплавом свинца подложек из сплавов на основе алюминия осуществляли в интервале температур  $350 - 650^{\circ}\text{C}$ . Фотографирование капли при низких температурах в вакуумной печи проводили с применением подсветки.

#### **2.4. Устройство для приготовления автоматных сплавов в транспортном ковше с использованием брикетированной лигатуры и электромагнитного перемешивания**

Опытно-экспериментальная установка электромагнитного перемешивания расплава в транспортном ковше емкостью 5 тонн представлена на рисунке 2.7

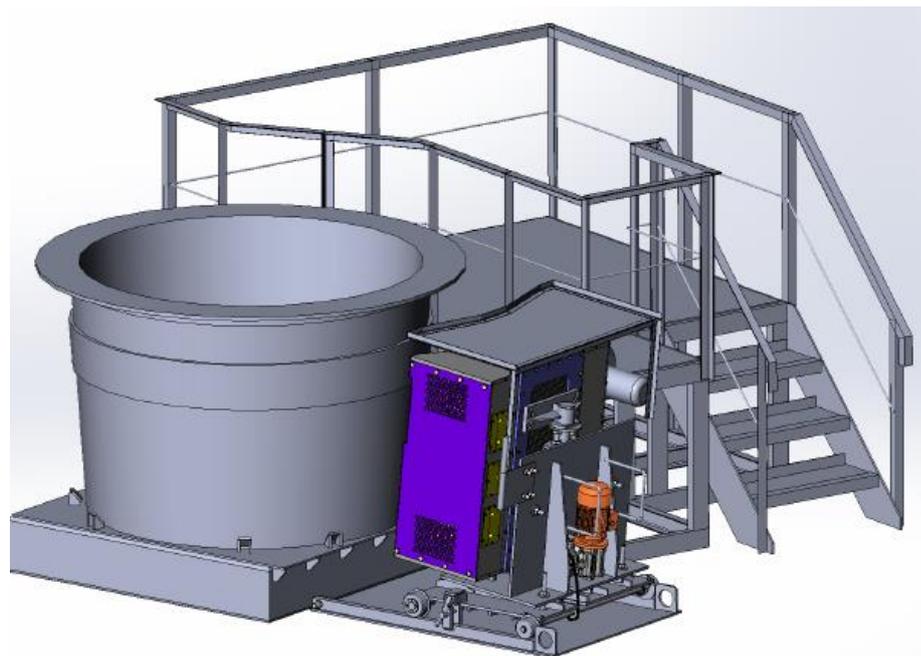


Рисунок 2.7 – Установка электромагнитного перемешивания в ковше

На рисунке представлены основные узлы установки: тележка индуктора, индуктор, рабочая площадка, подставка ковша и подставка индуктора с направляющими.

Расположение всего оборудования на площадке плавильного цеха ООО «КраМЗ» представлено на рисунке 2.8

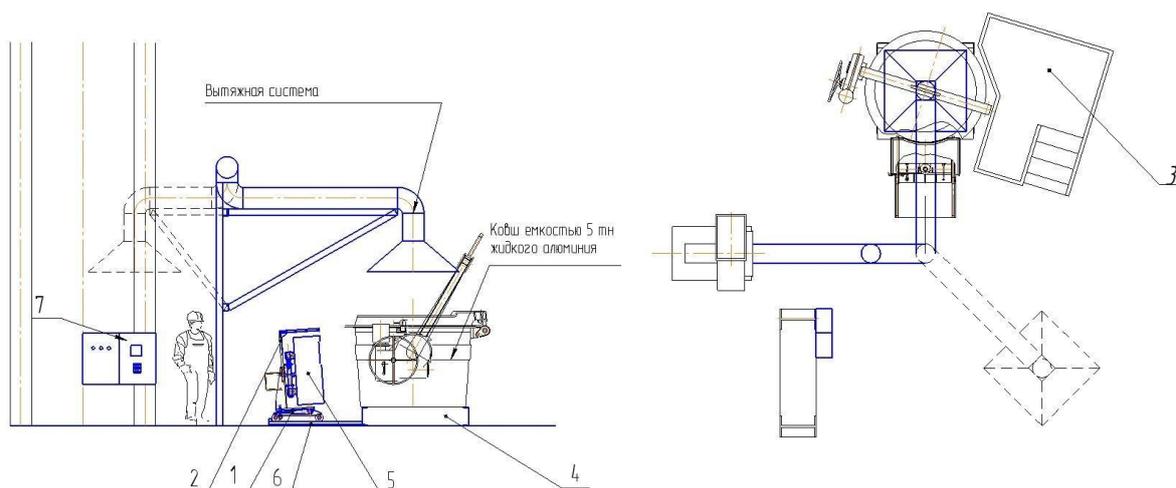


Рисунок 2.8 – Комплекс электромагнитного перемешивания

Комплекс электромагнитного перемешивания включает в себя двухфазный индуктор с вентиляторами воздушного охлаждения, источник питания низкой частоты ИПНЧ (5), пульт управления с коммутационной и защитной аппаратурой (7). Индуктор представляет собой двухфазную линейную машину, которая создает бегущее электромагнитное поле. Индуктор устанавливается на тележку (1), которая по направляющим (6) подается к ковшу с жидким металлом. В результате взаимодействия электромагнитных полей индуктора и наведенных токов в металле возникает электромагнитная сила, которая приводит в движение жидкий металл в ковше, установленном на подставке (4). Операции по обработке расплава в ковше производятся персоналом с рабочей площадки (3).

Индуктор состоит из магнитопровода, двух блоков катушек и металлокаркаса с экраном (2), защищающими индуктор от попадания жидкого металла.

Источник питания низкой частоты представляет собой шкаф двухстороннего обслуживания, включающий преобразователь частоты, преобразующий

трехфазное напряжение промышленной частоты в двухфазное напряжение пониженной частоты, регулируемое по частоте и амплитуде для питания индуктора и выносной пульт управления, в котором расположены органы управления комплексом.

Для обеспечения теплового режима блока катушек индуктора монтируется система воздушного охлаждения, расположенная непосредственно на индукторе.

Установка оснащена системой аспирации и удаления газов из пространства над ковшем с металлом. Образующиеся газы очищаются от пыли и газов и удаляются за пределы здания цеха.

## **2.5. Методики определения химического состава и микроструктуры сплавов**

Химический состав образцов выполняли методом спектрального анализа на оптико-эмиссионном спектрометре SPECTROLAB-M11 (рисунок 2.9).



Рисунок 2.9 – Спектрометр SPECTROLAB-M11

В данном контрольном приборе материал пробы испаряется в результате искрового разряда. Освобождаемые при этом атомы и ионы возбуждаются и излучают свет. Этот свет направляется в оптические системы и измеряется с

помощью датчиков. В памяти устройства заранее внесены калибровочные данные. Измеренные значения сравниваются с этими данными. Измеренные значения пересчитываются в концентрации элементов, а затем выводятся на экран оператора.

Анализ химического состава проб выполнялся в соответствии с ГОСТ 7727-81. Для контроля качества выполняемых анализов использовали стандартные образцы таких производителей как HYDRO (Германия); MBH (Англия); ALCOA (США).

Микроструктуру литых образцов исследовали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 (рисунок 2.10) на предварительно подготовленных шлифах.

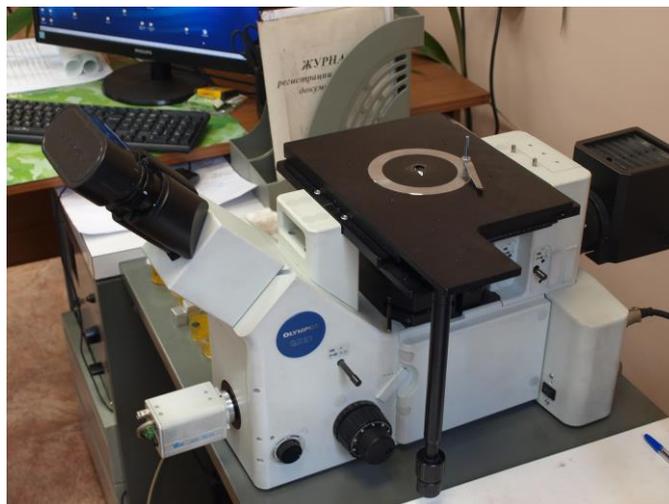


Рисунок 2.10 – микроскопа OLYMPUS GX-51

Микроскопы OLYMPUS – устройство инвертированной конструкции, позволяет производить исследования образцов методами:

- дифференциального интерференционного контраста (DIC);
- светового поля (в светлом и темном полях), а также в простом поляризованном свете.

Объективы устанавливаются на сменную револьверную головку. Фокусировка производится путем изменения высоты револьвера. Предусмотрена возможность установки объективов с кратностью от 5 до 1000х.

## 2.6. Оборудование и методика рентгенофазового исследования

Исследования образовавшихся фаз выполнялись на дифрактометре BRUKER D8 ADVANCE, который представлен на рисунке 2.11.



Рисунок 2.11 – Дифрактометр BRUKER D8 ADVANCE

Сущность метода исследования заключается в том, что рентгеновские лучи, когерентно рассеянные кристаллической решеткой, могут интерферировать между собой, создавая дифракционную картину. Условия дифракции описываются уравнением (1):

$$\lambda = 2d \sin\theta \quad (1)$$

где  $d$  – межплоскостное расстояние,  $\theta$  – угол, под которым наблюдается дифракция,  $n$  – порядок отражения,  $\lambda$  – длина волны рентгеновского излучения.

В специальном держателе гониометра устанавливается образец. После включения аппарата образец и счетчик начинают поворачиваться с заданными скоростями в горизонтальной плоскости вокруг общей вертикальной оси

гонометра, угол падения лучей на плоскость образца постепенно возрастает. При счетчик измеряет интенсивность дифрагированных лучей последовательно под разными все увеличивающимися углами.

При повороте образца часть «отражающих» плоскостей кристаллитов, слагающих исследуемое вещество, проходит через положение, при котором выполняется условие Вульфа-Брэгга [76].

Спектр исследуемых образцов записывался в диапазоне углов от  $20^{\circ}$  до  $100^{\circ}$  с шагом  $0,007^{\circ}$ .

### **Глава 3. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ АВТОМАТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛИТЫХ ГРАНУЛЬНЫХ ЛИГАТУР СИСТЕМЫ Al-Pb**

#### **3.1. Обоснование состава лигатурного сплава системы Al-Pb и исследование его макроструктуры при литье в металлическую форму и в воду**

Получение отливок из алюминиевых сплавов с добавками более 1,0 % Pb сопряжено, как отмечено выше, с определенными трудностями, связанными с тем, что в широком интервале температур Al и Pb не смешиваются (не растворяются) в жидком состоянии [51]. Стабильность получения высококонцентрированных сплавов с заданным составом и структурой можно достичь их перегревом на  $100-150^{\circ}\text{C}$  выше температуры ликвидуса для обеспечения полного растворения и последующей высокоскоростной кристаллизацией расплава. С этой целью определили скорости охлаждения, при которых не успевают происходить расслаивание однородного раствора. Опытные образцы отливали в конусообразный кокиль, обеспечивающий принцип направленного затвердевания отливки. Разливку расплава производили в неохлаждаемый кокиль, водоохлаждаемый кокиль и непосредственно в воду. Скорость охлаждения металла составляла 1-2, 10 и  $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$  соответственно. Полученные образцы (рисунок 3.1а)

распиливали вдоль оси конуса, из половинок которых готовили шлифы для металлографических исследований.

Исследование макроструктуры опытных образцов, изготовленных в неохлаждаемой металлической форме, показало неоднородное распределение свинца по высоте [52]. В верхней части отливки (зона 1) содержание включений свинца около 7-8%, в средней части (зона 2) – 10-15% и в нижней части отливки наблюдается сегрегация основной массы свинца. При скорости охлаждения  $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$

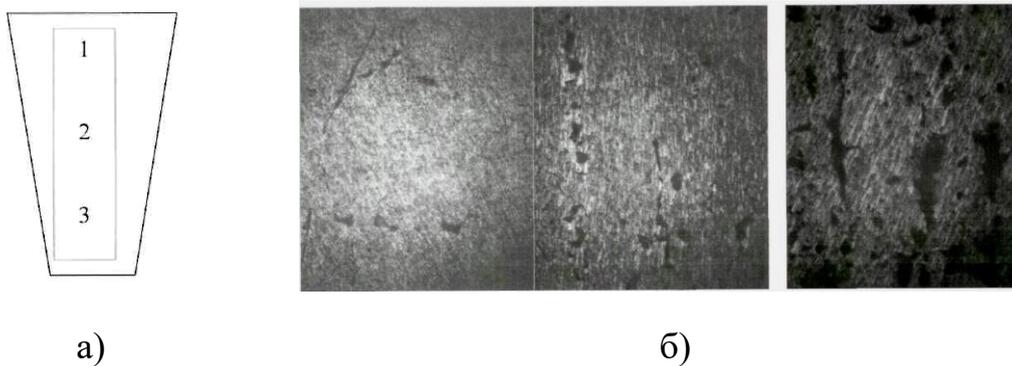


Рисунок 3.1 – Расположение зон в опытном образце из сплава Al-Pb (15% Pb) - а) и их макроструктура – б), полученная при скорости охлаждения  $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$

свинец первоначально распределяется в виде мельчайших включений (рисунок 3.1б), которые в дальнейшем группируются в постепенно укрупняющиеся капли. Укрупняющиеся свинцовые включения образуют зоны ликвации свинца в отливках (рисунок 3.1б, зона 3).

При высокой скорости охлаждения расплава (литье в воду) в каплях небольших размеров (5-6 мм) основная масса свинца распределяется в виде включений размером менее 10 мкм (рис. 3.2), однако в более крупных каплях сплава происходит укрупнение частиц свинца в результате коалесценции еще до начала монотектической кристаллизации. Как показали исследования, большое значение при этом имеет как размер частиц, так и интенсивность теплоотвода.

Данные параметры можно регулировать на установке гранулирования расплавов, схема которой и технология гранулирования приведены в разделе 2.2. Переход на гранулирование предопределяет резкое возрастание скорости

охлаждения и кристаллизации. Оптимизация режимов теплообмена при литье гранул позволит предупреждать расслаивание расплава в системах с несмешивающимися компонентами и получать заданную структуру гранул.

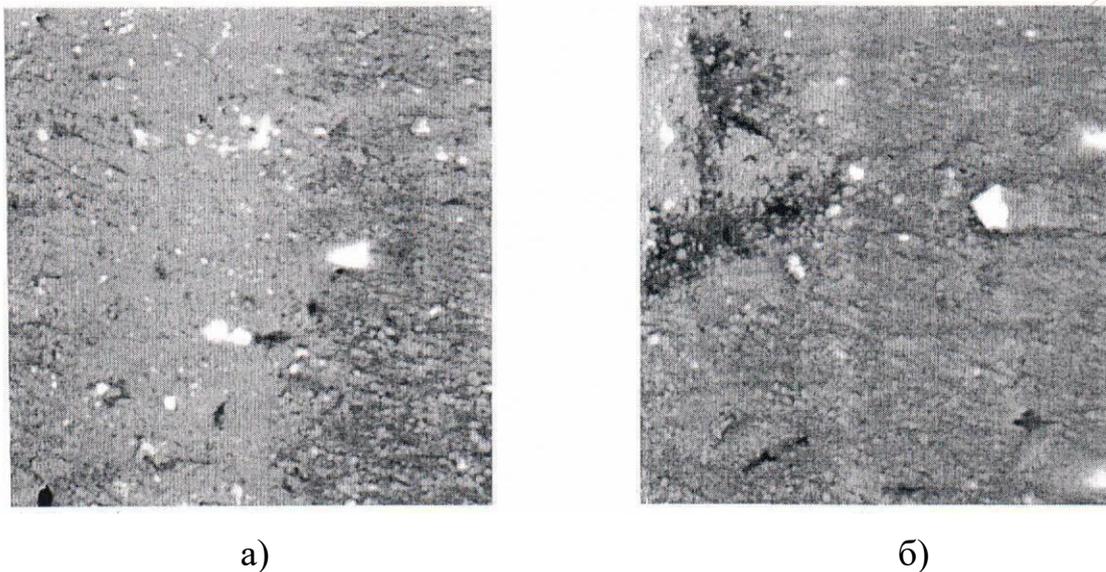


Рисунок 3.2 – Микроструктура частиц алюминия со свинцом (литье в воду):  
а) частицы менее 5-6 мм; б) частицы более 6 мм

### **3.2. Гранулирование лигатурных сплавов системы Al-Pb и моделирование тепловых процессов при литье гранул на экспериментальной установке**

В процессе физической постановки задачи гранулирования определили максимально возможную температуру расплава системы Al-Pb, при которой не будет происходить заметного испарения компонентов. С этой целью на приборе термического анализа фирмы NETZSCH STA449C исследовали фазовые переходы гранулированного алюминиевого сплава с содержанием 15% Pb, предполагаемого для использования в качестве лигатуры. Результаты исследования приведены на рисунок 3.3.

При нагреве образца до температуры 327 -330<sup>0</sup>С происходит эвтектическая реакция, в результате которой сплав состоит из двух фаз: твердого раствора свинца в алюминии (<0,2% Pb) и жидкой фазы на основе свинца (~0,18% Al). При температуре 656 - 658<sup>0</sup>С происходит монотектическое превращение, к началу

которого сплав состоит из двух жидких фаз: фаза 1 содержит 1,5 % Pb, фаза 2 - 0,18% Al. Дальнейший нагрев расплава системы Al-Pb в воздушной атмосфере вызывает повышенное окисление его компонентов с образованием PbO и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В системе предполагается существование соединения PbO · Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, образующего эвтектику с PbO при 94% PbO и ~ 870<sup>0</sup>C. Наличие пиков на кривой ДСК при более высоких температурах свидетельствует об образовании различных модификаций алюминатов свинца в результате протекания твердофазных реакций. Результат термического анализа показывает, что гексаалюминат свинца устойчив до 1100<sup>0</sup>C. Выше этой температуры происходит интенсивное испарение PbO и образуется α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [51].

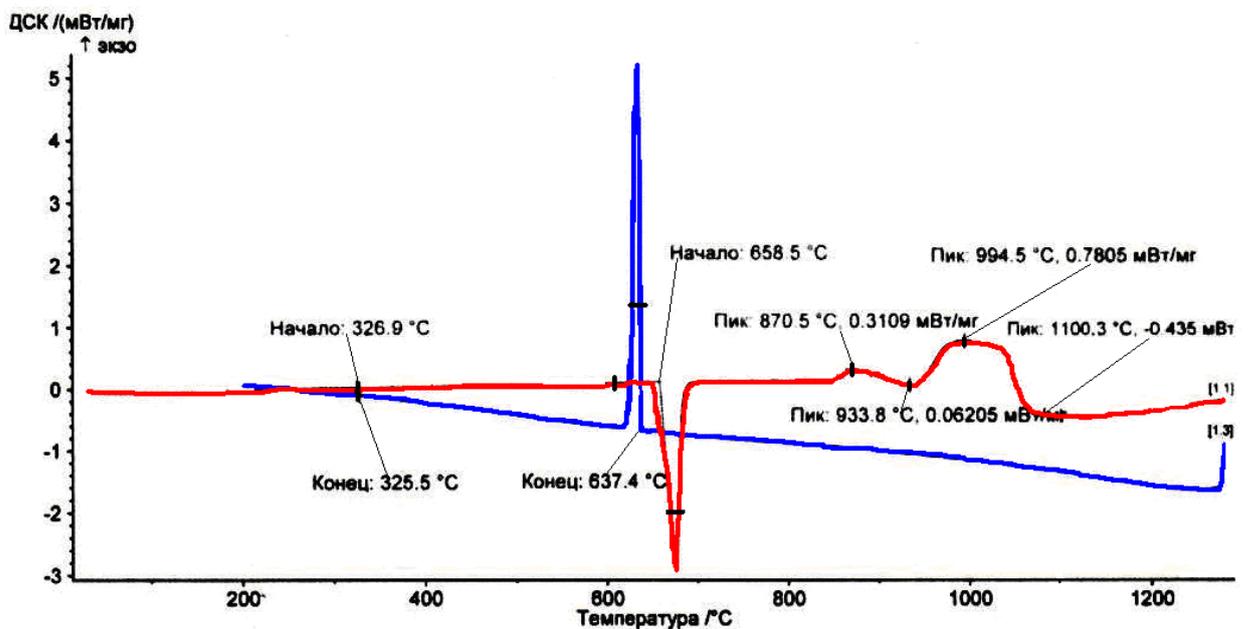


Рисунок 3.3 – Термограмма физико-химических превращений при нагреве и охлаждении сплава системы Al-15%Pb

На основании результатов термического анализа установили, что содержание свинца в гранулируемом сплаве не должно превышать 15% (масс.), а температура расплава с учетом необходимого перегрева для литья гранул должна составлять 1100<sup>0</sup>C. В процессе истечения расплава из печи и последующей грануляции капля сплава, попадая в воду с высоты 80 см, кристаллизуется и при

достижении дна емкости охлаждается до температуры проточной воды, равной  $17^{\circ}\text{C}$ .

Оптимизация режимов теплообмена при литье гранул позволяет предупреждать расслаивание расплава в системах с несмешивающимися компонентами и получать заданную структуру гранул. На примере сплава монотектической системы Al-Pb разработали математическую модель, описывающую теплофизические процессы при получении гранул. Математическая модель состоит из двух частей. Первая часть модели описывает теплофизические процессы, происходящие во время движения частиц в воздухе, а вторая часть – в воде.

При истечении расплава в воздухе его температура уменьшается за счет потерь тепла излучением и конвекцией, а при движении капли расплава в воде происходит процесс кипения. Теплообмен капли расплава с водой усложняется тем, что возникает необходимость учитывать парообразование. Скорость движения капли расплава в воде определяется согласно принципа Д'Аламбера в зависимости от значений сил тяжести, сопротивления, а также сил Архимеда [56]. Следует также учесть теплоту, выделяемую в процессе кристаллизации сплава. Нестационарный характер процессов в сопряжении с турбулентным режимом движения жидкости, омывающей падающую кристаллизирующуюся каплю сплава, а также влияние фазовых переходов значительно усложняют определение температурного состояния капли кристаллизуемого сплава.

В результате решения первой части задачи (движения капли расплава в воздухе) определяются граничные условия для второй части задачи (движения капли расплава в воде).

При решении задач были приняты следующие упрощения модели:

1. Капли кристаллизуемого сплава имеют сферическую форму;
2. Массообмен между сплавом и жидкостью отсутствует;
3. Сила сопротивления среды, действующая на каплю кристаллизуемого сплава, принимается без учета парообразования;
4. Капля не вращается при падении.

Первая часть математической модели, включает уравнения описывающие процессы, происходящие при движении капли в воздухе:

Уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \text{div}(\rho v) = 0 \quad (2)$$

уравнение импульсов:

$$\rho \cdot \left( \frac{\partial v}{\partial t} + v \text{grad}(v) \right) = -\text{grad}(\rho) + \mu \Delta v, \quad (3)$$

уравнение энергии:

$$c_p \rho \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial t} + v \text{grad}(T) \right) = \text{div}(\lambda \cdot \text{grad}(T)) + q, \quad (4)$$

где  $q$  член, учитывающий тепловую энергию теряемую частицей с поверхности за счет излучения.

При движении капли сплава в воде возникает необходимость учитывать процесс парообразования, а также теплоту, выделяющуюся при кристаллизации сплава.

В качестве модели, учитывающей двухфазность, используется модель смеси, в которой применяется одножидкостный подход к моделированию многофазной среды. Этот подход сохраняет основные особенности распределенной модели и использует осредненное описание фаз в уравнениях сохранения суммарной массы, импульса и энергии. В данной модели также сохраняется возможность относительного движения фаз путем введения скорости скольжения фаз.

Вторая часть математической модели представляет собой систему дифференциальных уравнений описывающих теплообмен кристаллизующейся капли сплава в двухфазной среде:

Уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial}{\partial t} (p_a) + \nabla \cdot (\rho_a v_a) = m \quad (5)$$

$v_a$  - скорость усредненная по массе.

$$v_a = \frac{\sum_{i=1}^2 a_i \cdot p_i \cdot v_i}{p_a} \quad (6)$$

$\rho_a$  - средняя плотность смеси

$$\rho_a = \sum_{i=1}^2 a_i \cdot \rho_i \quad (7)$$

здесь  $a_i$  - объёмная доля фазы  $i$ ,  $\rho_i$  описывает возникновение массы газовой фазы.

Уравнение движения для смеси:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho_a v_a) + \nabla \cdot (\rho_a v_a v_a) = -\nabla P + \nabla[\mu_a(\partial v_a + \nabla v_a^t)] + \nabla \left( \sum_{i=1}^2 a_i \rho_i v_{dr} v_{dr} \right) \quad (8)$$

$\mu_a$  - средняя вязкость среды,  $v_{dr}$  - дрейфовая скорость паровой фазы в воде.

$$\mu_a = \sum_{i=1}^2 a_i \cdot \mu_i \quad (9)$$

Уравнение энергии смеси:

$$\frac{\partial}{\partial t} \sum a_i \rho_i E_i + \nabla \cdot \sum (a_i v_i (\rho_i E_i + P)) = \nabla(\lambda_{\gamma\delta} \nabla \dot{O}) + S_E \quad (10)$$

где  $S_E$  – описывает внутреннее тепловыделение при кристаллизации компонентов сплава.

Для первой части задачи, граничные и начальные условия принимали следующий вид:

$$T=T_0, v=0 \text{ при } t=0, y=0 \quad (11)$$

Для второй части задачи, краевыми условиями является температурное поле капли, а также ее скорость в момент попадания на поверхность воды.

Решение задачи проводилось в двумерной осесимметричной постановке с использованием численного метода контрольного объема. Использовалась явная схема решения с равномерным шагом по времени. При решении задачи была учтена нелинейность физических свойств сплава и воды, значения которых были приняты из [54, 55]. Сетка, используемая для решения, представлена на рисунке 3.4.

В результате решения математической модели получена зависимость температурного поля кристаллизующейся капли сплава диаметром 4,5 мм от времени ее падения в воздухе и воде. Как показали расчеты, температура капли уменьшилась на 12 °С при ее падении в воздухе до соприкосновения с водой.

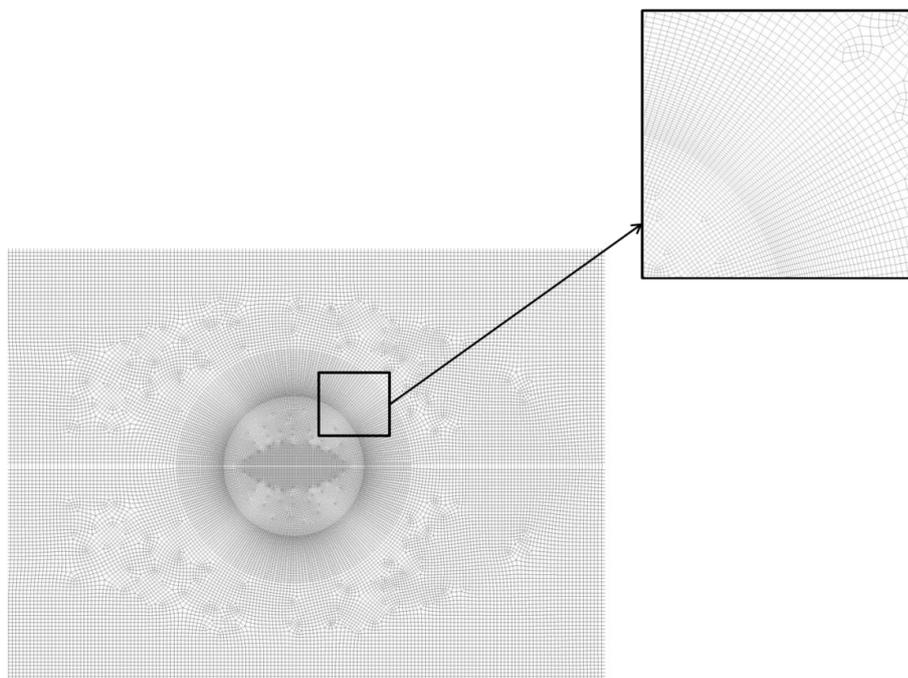


Рисунок 3.4 – Сетка, используемая при решении задачи

При движении капли в воде происходит очень интенсивный теплообмен сопровождающийся кристаллизацией сплава и последующим охлаждением ее до температуры близкой к температуре воды. На рисунке 3.5 а,б показаны температурные поля жидкости омывающей частицу и самой частицы. Как видно, максимум температур сместился в кормовую область частицы, что объясняется меньшим значением теплового потока от поверхности частицы, относительно лобовой части. Меньшие значения теплового потока с поверхности кормовой области частицы относительно теплового потока с поверхности лобовой области, объясняются анализом результатов представленных на рисунке 3.5 в,г. Видно, что с тыльной стороны частицы появляется циркуляционная зона ограниченная конусоидальной фигурой образованной оторвавшимся с поверхности сферической частицы пограничным слоем. Поскольку сфера является плохо обтекаемым телом происходит отрыв пограничного слоя с поверхности при сравнительно небольших числах Рейнольдса, что следует также из работы [56]. Циркуляционная зона содержит два симметричных вихря, омывающих поверхность кормовой области частицы. Скорости циркуляционной зоны

небольшие и в образованных вихрях содержится наибольшая доля паровой фазы, что объясняет слабый теплоотвод с кормовой части частицы.

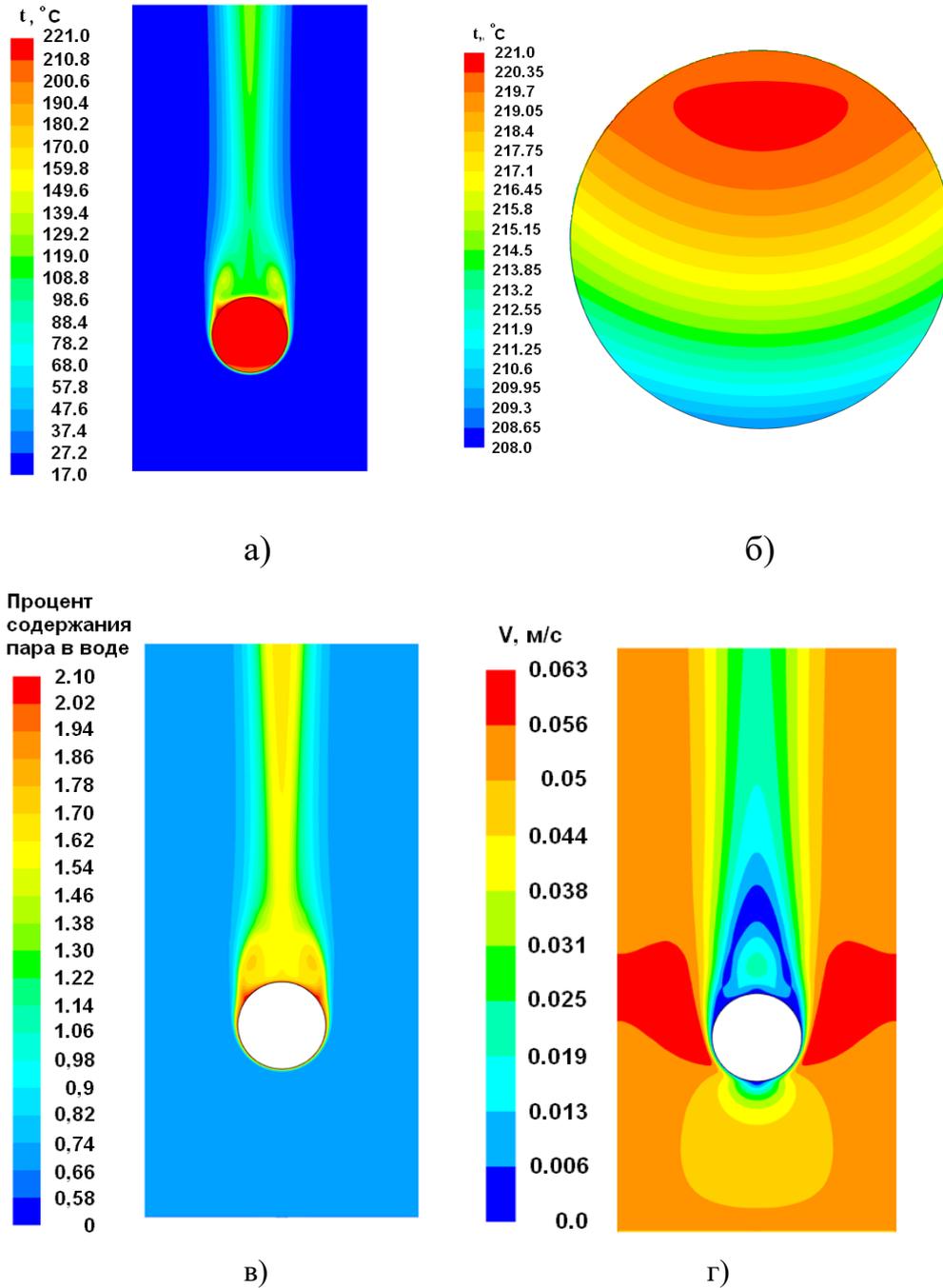


Рисунок 3.5 – Параметры капли спустя 2 секунды после ее движения в воде:

- а) температурное поле капли и пароводяной смеси; б) температурное поле капли; в) доля паровой фазы; г) контуры скоростей.

На рисунке 3.6 представлен график зависимости средней температуры кристаллизующейся капли сплава от времени ее движения в воде. Из него

следует, что процесс кристаллизации капли завершается менее чем за 2 секунды от начала литья гранул. В таблице 3.1 приведены минимальная и максимальная температура капли и гранулы в процессе кристаллизации и охлаждения до температуры окружающей среды. Установлено, что средняя температура капли уменьшается с 1088 до 26,5<sup>0</sup>С за 5 секунд движения ее в воде, что соответствует расстоянию  $\approx 0,25$  мм.

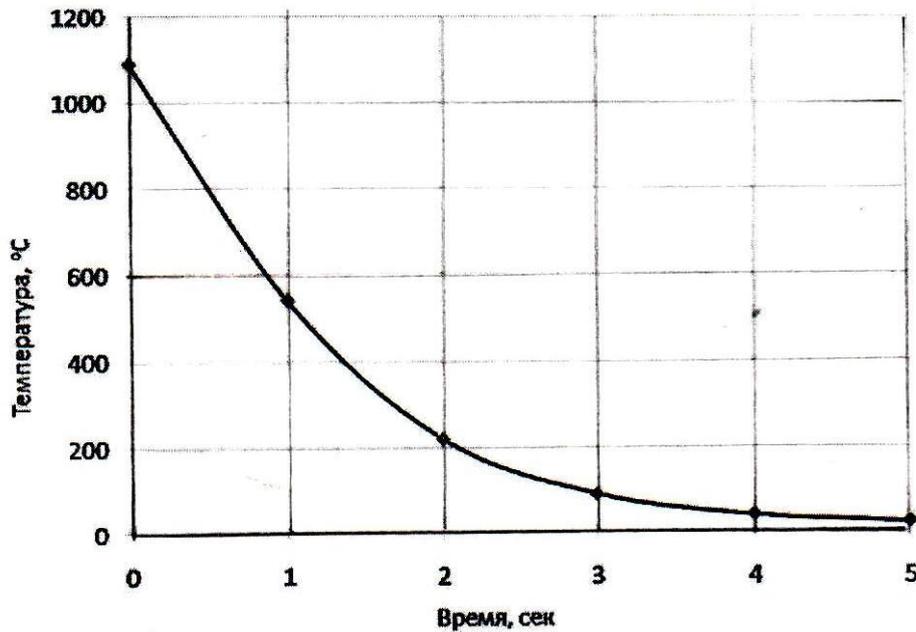


Рисунок 3.6 – Зависимость средней температуры кристаллизующейся капли сплава от времени ее движения в воде.

Таблица 3.1 – Максимальная и минимальная температура капли сплава в разные моменты времени при ее движении в воде

Время, сек	Минимальная температура, <sup>0</sup> С	Максимальная температура, <sup>0</sup> С
0,01	977	1047
1	505	540
2	208	221
3	87	91,5
4	42	44
5	25,5	26,5

Численное решение математической модели и экспериментальные данные дают возможность оценить скорость охлаждения и время кристаллизации с учетом физических свойств сплава, размеров гранул и условий охлаждения.

В таблице 3.2 приведены основные характеристики процесса кристаллизации малых частиц сплава Al-Pb (15%).

Таблица 3.2 - Скорость охлаждения ( $V_{\text{охл.}}$ ) и время кристаллизации ( $\tau_{\text{кр}}$ ) гранул различных размеров.

№ п/п	Размер гранул	Способ охлаждения	$V_{\text{охл.}}$ , °C/с	$\tau_{\text{кр}}$ , с
1	d>6 мм	Частицы, полученные литьем в воду	$1 \cdot 10^2$	2,0
2	d=5-6мм	Гранулы, полученные на опытной установке, охлаждение в воде	$6 \cdot 10^2$	~1,2
3	d=3-4мм	гранулы получены центробежным способом, охлажденные в воде,	$5 \cdot 10^2$	0,4
4	d=500мкм	Центробежное разбрызгивание расплава в воду [6]	$5 \cdot 10^2$	0,001
5	d=500мкм	Центробежное разбрызгивание расплава на воздухе [6]	$5 \cdot 10^2$	0,1

Из таблицы следует, что переход на гранулирование увеличивает скорость охлаждения и кристаллизации, особенно резко при центробежном разбрызгивании расплава вследствие уменьшения размеров капли и массы охлаждаемого расплава при сохранении интенсивного охлаждения поверхности гранул водой. Однако, для легирования предпочтительно применять гранулы размером 4-5 мм, так как более мелкие гранулы (500 мкм) обладают высокой удельной поверхностью и более активно образуют гидратированные оксидные пленки, загрязняющие расплав при легировании.

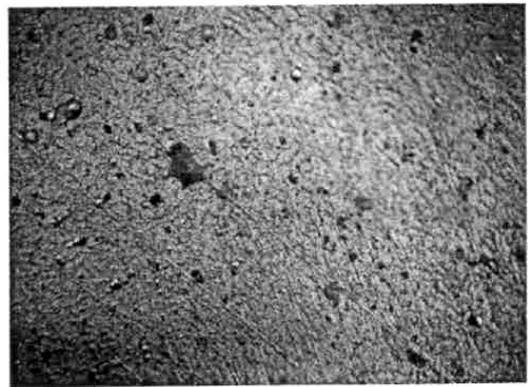
### 3.3. Исследование структуры гранул с применением световой и электронной микроскопии

Структуру гранул исследовали с применением световой и электронной микроскопии на образцах, средняя скорость охлаждения которых в температурном интервале кристаллизации составляла  $1 \cdot 10^2$  и  $6 \cdot 10^2$  °C/с соответственно для

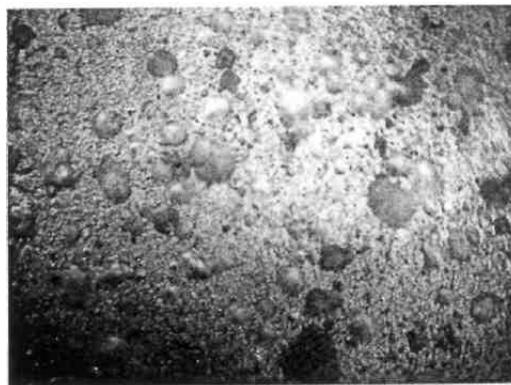
гранул размером 3-4 и 5-6 мм. На рис. 3.6 показана структура гранул сплавов системы Al-15% Pb и Al-7,5%Pb-7,5%Bi. Несмотря на достаточно высокие скорости кристаллизации и неравновесный характер процесса на фотографиях всех систем обнаруживаются частицы свинца, образовавшиеся выше монотектической температуры, в процессе монотектической реакции и ниже монотектической температуры.



а)



б)



в)

Рис. 3.6 – Микроструктура гранул алюминия со свинцом и висмутом:  
а) Al-15%Pb, гранулы диаметром 5-6 мм; б) Al-15%Pb, гранулы диаметром 3-4 мм; в) Al-7,5%Pb-7,5%Bi, гранулы диаметром 5-6 мм

Критерием, как и в работе [57], служило резкое различие в размерах частиц этих трех видов. В гранулах сплавов Al-15% Pb и Al-7,5Pb-7,5%Bi диаметром 5-6 мм имеются крупные частицы свинцовой фазы (рис. 3.6а) и сферические частицы свинцово-висмутовой фазы (рис. 3.6в), которые могли образоваться при

температуре выше температуры монотектического превращения. При более высоких скоростях охлаждения гранул диаметром 3-4 мм крупных включений свинцовой фазы значительно меньше (рис. 3.6б). Можно предположить, что значительное количество мелких включений свинца соответствуют структуре, сформировавшейся при неравновесном монотектическом превращении. В структуре гранул, полученных с высокими скоростями охлаждения (более 10<sup>0</sup>С/с) имеются частицы размером около 0,1 мкм. Такие частицы могут образоваться при охлаждении от температуры монотектики до температуры эвтектики за счет выделения из раствора  $\alpha$ -фазы второго компонента при понижении температуры.

#### **3.4. Производственная апробация способа получения автоматного алюминиевого сплава марки 2007 с применением гранульной лигатуры системы Al-Pb**

Для оценки эффективности применения свинецсодержащей гранульной лигатуры при получении автоматного алюминиевого сплава марки 2007 провели производственные испытания на ООО «КраМЗ» [52]. Сплав готовили в печи ИАТ-6, затем окончательную доводку производили в электрическом миксере емкостью 10 т. Приготовление расплава и отливка слитков осуществлялась по утвержденной серийной технологии. Присадку свинца в расплав осуществляли путем плавления чушки в тигельной печи. При этом содержание свинца в расплаве соответствовало нижней границе интервала согласно требованиям EN573-3 для сплава 2007. Затем дополнительное легирование свинцом проводили вручную порционным введением в виде гранул непосредственно в раздаточный лоток перед блоком фильтрации со скоростью 1 кг/мин, поскольку в лабораторной установке ПИ СФУ не представлялось возможным получить требуемое количество гранулированной лигатуры на весь объем заливки. Замешивание гранул в расплав производили ручной мешалкой. Разливка производилась в слитки, диаметром 320 мм, со скоростью литья 45 мм/мин. Результаты экспресс-анализа химического состава сплава приведены в табл. 3.3 и соответствуют требованиям EN 573-3.

Таблица 3.3. – Содержание легирующих и примесных элементов по длине слитка

по длине слитка	по сечению темплета	Процентное содержание легирующих и примесных элементов											
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Pb	Bi	Sn
литник	периф	0.39	0.31	3.30	0.57	0.63	0.066	0.027	0.23	0.054	1.04	0.032	0.007
	серед	0.49	0.44	3.81	0.60	0.74	0.062	0.037	0.25	0.043	1.02	0.030	0.010
	центр	0.47	0.46	3.48	0.64	0.71	0.064	0.034	0.24	0.049	1.16	0.032	0.009
донник	периф	0.42	0.34	3.32	0.59	0.64	0.065	0.029	0.23	0.054	0.98	0.031	0.007
	серед	0.48	0.43	3.62	0.60	0.71	0.062	0.035	0.24	0.045	1.08	0.033	0.009
	центр	0.47	0.43	3.50	0.61	0.69	0.062	0.035	0.24	0.051	1.04	0.028	0.009
середина	периф	0.42	0.33	3.34	0.58	0.65	0.064	0.029	0.23	0.058	1.02	0.029	0.007
	серед	0.50	0.45	3.76	0.61	0.74	0.06	0.037	0.25	0.046	1.07	0.032	0.009
	центр	0.49	0.46	3.67	0.62	0.72	0.062	0.035	0.25	0.048	1.10	0.030	0.009
EN 573-3, сплав 2007		0.8	0.8	3.3-4.6	0.50-1.0	0.40-1.8	0.10	0.20	0.8	0.20	0.8-1.5	0.20	0.20

Для исследования макро и микроструктуры слитка Ø320мм из сплава 2007 были отобраны темплеты по длине слитка от литниковой, донной частей и из середины.

Оценку макро- и микроструктуры представленных темплетов проводили на наличие неметаллических включений, размер и равномерность распределения свинцовых монотектик. Равномерность распределения свинца также определяли методом спектрального анализа.

Результаты макроконтроля показали, что структура по длине и сечению слитка достаточно равномерная мелкозернистая. Дефектов металлургического происхождения в виде неметаллических включений, пористости при визуальном макроконтроле не обнаружено.

Микроструктура исследуемых темплетов соответствует литому состоянию сплава 2007. При исследовании микроструктуры замечено, что свинцовые монотектики располагаются преимущественно по границам дендритных ячеек, значительно реже – по телу зерен. Замечено, что количество свинцовых фаз несколько больше наблюдается в центральной и средней зонах по сечению темплета в сравнении с периферийными зонами. Размер монотектик изменяется от 8 до 30 мкм. Существенных различий в количестве и размере свинцовых фаз по

длине слитка при металлографическом контроле не выявлено. Характерная микроструктура исследуемых темплетов представлена на рисунке 3.7.

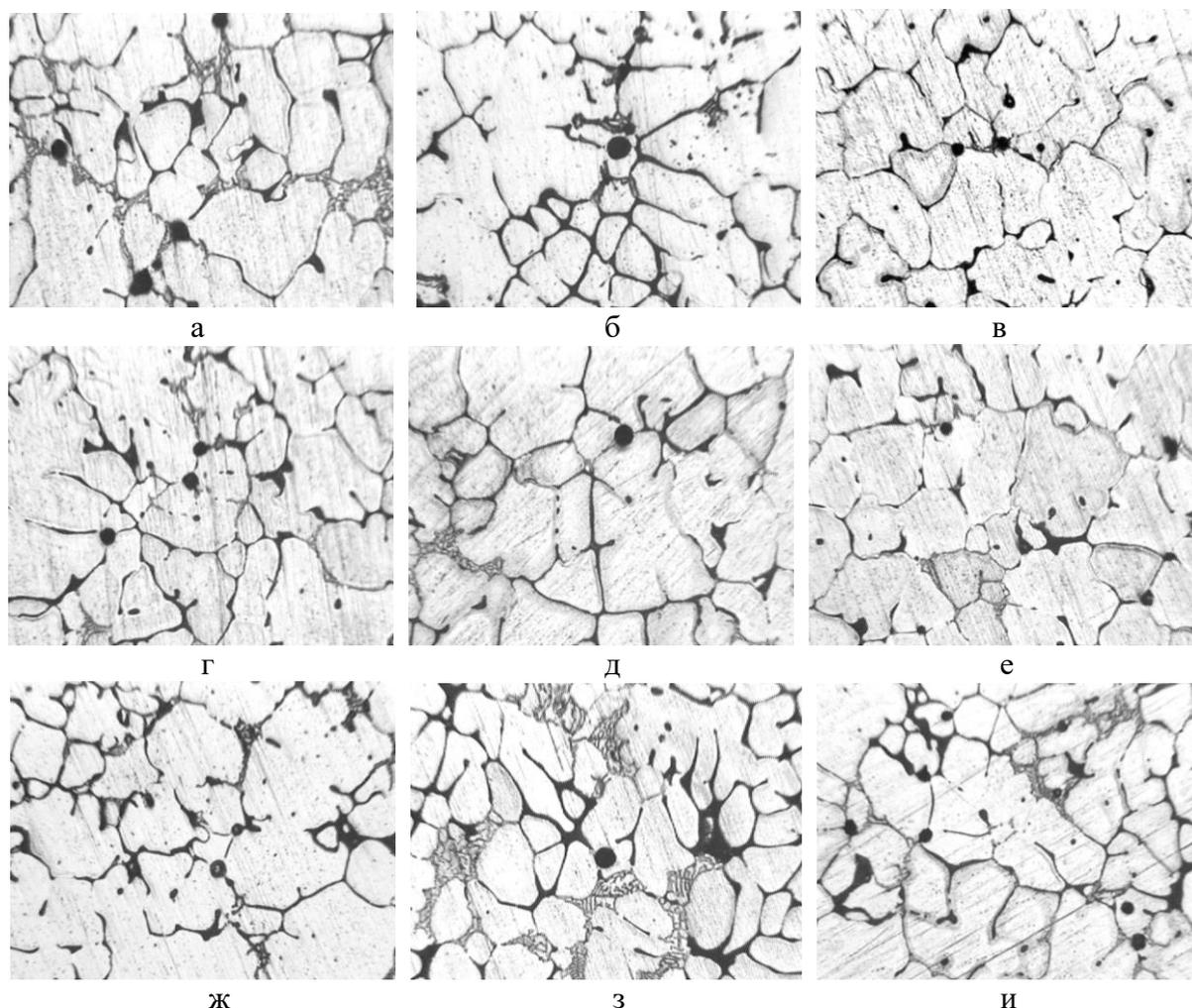


Рисунок 3.7 Характерная микроструктура слитка Ø 320мм из сплава 2007 пл.8-691, x100

а-в – литник; а, г, ж – центральная зона слитка

г-е – донник; б, д, з – средняя зона слитка

ж-и – середина; в, е, и – периферийная зона слитка

Результаты экспериментов подтверждают возможность ввода свинца в виде гранульной лигатуры непосредственно перед кристаллизатором, что дает возможность не «засорять» свинцовой фазой плавильные и раздаточные агрегаты, а также уменьшить потери свинца и повысить стойкость футеровки.

### 3.5. Исследование механизма распределения включений свинца между жидкой и твердой фазами при охлаждении и кристаллизации слитка из автоматного сплава, полученного методом полунепрерывного литья

Как показали результаты исследований микроструктуры гранулированных лигатур и автоматных сплавов, полученных с их применением, в структуре обнаруживаются достаточно крупные сферические частицы свинцовой фазы. Свинцовые монотектики располагаются, в основном, на границе зерен и дендритных ячеек. Если объем металла слишком долго находится в твердожидком состоянии в интервале между температурами ликвидуса и солидуса, образуются крупные ячейки и создаются условия для дальнейшего укрупнения свинцовых включений. Поэтому ближе к центру слитка размер ячеек увеличивается, достигая 20-30 мкм. Выявлена лишь незначительная часть мельчайших частиц свинца, располагающихся в теле зерна.

Для уточнения механизма распределения включений свинца между жидкой и твердой фазами рассмотрели важнейшие усилия, действующие на частицы свинца перед растущим кристаллом [58]. Расчеты приведены в таблице 3.4.

Таблица 3.4. – Значение сил, действующих на частицы свинца у грани растущего кристалла

Силы и расчетные уравнения Размер г частицы свинца, мкм	Капиллярные $f_k = \frac{8}{3} \pi r^2 \frac{\Delta\sigma}{\delta}$ ; $\Delta\sigma = 10 \text{ мДж/м}^2$ ; $\delta = 10^{-5} \text{ м}$	Кристаллизационные $f_{кр} = 2\pi r h \frac{\Delta T \Delta H}{TV}$ ; $\Delta T = 10 \text{ К}$ ; $h = 10^{-9} \text{ м}$ ; $T = 934 \text{ К}$	Архимеда $f_A = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta\rho g$ ; $\Delta\rho = 8,28 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$
0,5	$3,5 \cdot 10^{-8}$	$3,24 \cdot 10^{-8}$	$4,2 \cdot 10^{-14}$
1	$1,4 \cdot 10^{-7}$	$6,5 \cdot 10^{-8}$	$3,4 \cdot 10^{-13}$
5	$3,5 \cdot 10^{-6}$	$3,24 \cdot 10^{-7}$	$4,2 \cdot 10^{-11}$
10	$1,4 \cdot 10^{-5}$	$6,5 \cdot 10^{-7}$	$3,4 \cdot 10^{-10}$

Анализ расчетов свидетельствует о преобладающем влиянии на начальных стадиях кристаллизации капиллярных и кристаллизационных сил. С увеличением размера частиц роль гравитационных сил возрастает более интенсивно, чем капиллярных и кристаллизационных и по мере продвижения фронта кристаллизации сила Архимеда может составить значительную величину.

При непрерывном литье и небольшом переохлаждении кристалл растет в форме скелета или дендрита в направлении температурного градиента вглубь слитка. Перед растущим кристаллом сплава системы Al-Pb появляются избыточные концентрации свинца, растворимость которого в твердой фазе незначительна. Обычно образовавшиеся частицы новой фазы, взвешенные в расплаве имеют размер  $10^{-9}$  м. Эти частицы представляют собой метастабильную, термодинамически неустойчивую фазу, поэтому испытывают естественное стремление к укрупнению. Процесс укрупнения сопровождается уменьшением поверхности раздела, чему способствуют высокие значения межфазного натяжения и соответственно малые величины вязкости расплава и частиц новой фазы.

Повышение приграничной концентрации свинца над объемной в глубине жидкой фазы вызывает появление градиента межфазного натяжения  $\sigma$  вдоль поверхности частицы жидкого свинца, оказавшейся в ликватном (диффузионном) слое перед фронтом кристаллизации и соответствующей ему капиллярной силе  $f_k$  [59]:

$$f_k = \frac{8}{3} \pi r^2 \frac{d\sigma}{dx} \quad (12)$$

Производная  $\frac{d\sigma}{dx}$  в пределах ликватного слоя изменяется, соответственно, изменяются значение капиллярной силы при  $x=0$  (на границе с кристаллом) и  $x=\delta$  (толщина диффузионного слоя, для металлов  $\sim 10^{-5}$  м). Анализ экспериментальных значений поверхностного натяжения сплавов алюминия со свинцом [60] позволил определить по правилу Антонова<sup>1</sup> разность межфазного натяжения  $\Delta\sigma_{x=0}=170\text{mJ/m}^2$  ( $0,17 \text{ J/m}^2$ ). Эту величину приняли для оценочных расчетов капиллярной силы, действующей на частицы жидкого свинца различных размеров у грани растущего кристалла.

Частица свинца, прошедшая под действием капиллярных сил ликватную

---

<sup>1</sup> Межфазное натяжение на границе двух взаимно насыщенных жидкостей равно разности их поверхностных натяжений

пленку на растущей грани кристалла (рисунок 3.8) и коснувшись кристаллического остова, испытывает противодействие кристаллизационного давления, которое не зависит от символа отталкивающей грани и природы препятствия и связано с энергией фазового перехода [59, 61]. Выталкивающая сила кристаллизационного давления  $f_{кр}$  из однокомпонентного расплава, переохлажденного до  $\Delta T$ , определяется из выражения

$$f_{кр} = 2\pi r h \frac{\Delta T \Delta H}{TV} \quad (13)$$

где  $T$  - абсолютная температура;  $V$  - молярный объем;  $\Delta H$  - теплота фазового перехода;  $h$  - толщина переходного слоя, на который оказывается кристаллизационное давление;  $r$  - радиус жидкой частицы свинца, углубившейся в переходный слой.

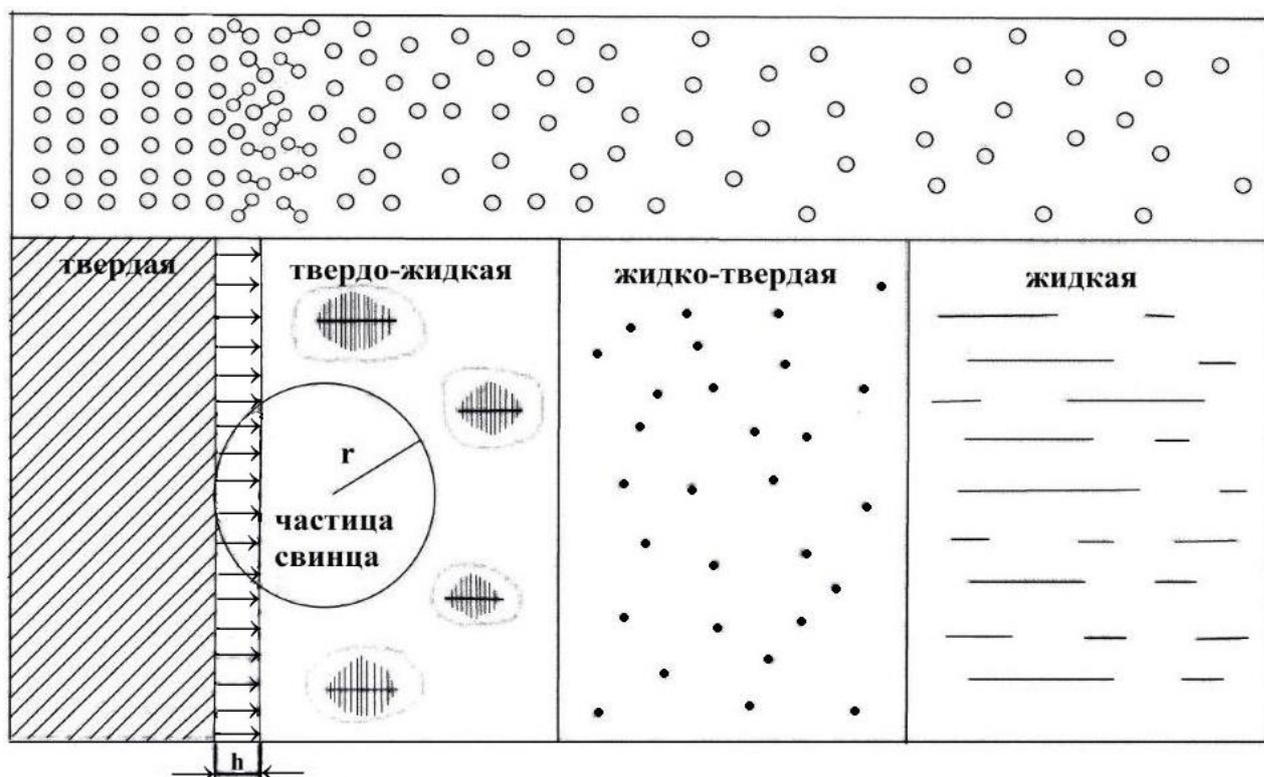
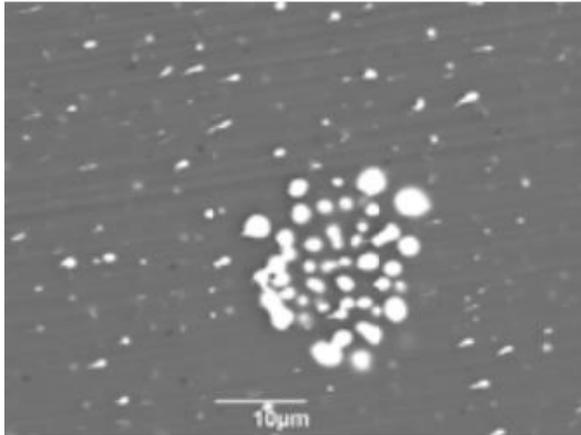


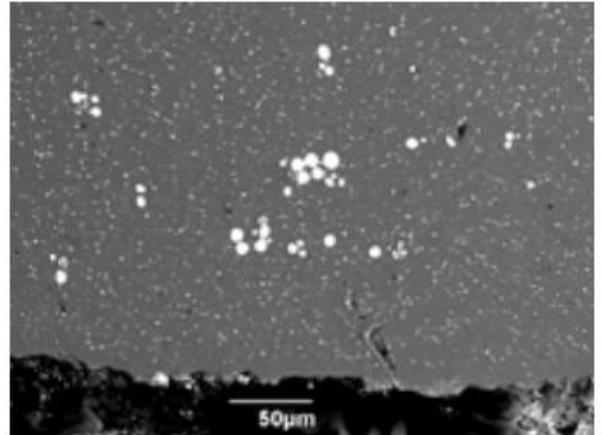
Рисунок 3.8 – Схема формирования включений свинца в структуре слитка

При степени переохлаждения на фронте кристаллизации 2-5 К растущим кристаллом захватываются частицы менее 0,1-0,25  $\mu\text{m}$ , а более крупные оттесняются в междендритное пространство. Частицы жидкого свинца, оказавшиеся между растущими кристаллами в двухфазной зоне, склонны к

слиянию (коалесценции) (рисунок 3.9 а). В двухфазной зоне происходит укрупнение жидких частиц свинца и их перемещение вдоль фронта растущих кристаллов. Чем меньше переохлаждение, тем более крупными образуются частицы жидкого свинца, и их распределение по высоте слитка требует учета архимедовой силы.



а



б

Рисунок 3.9 – Микрофотографии распределения включений свинца, полученные на растровом электронном микроскопе.

Результаты исследований показали, что в периферийной зоне слитка частицы свинца размером менее 0,10-0,25  $\mu\text{m}$  располагаются преимущественно в теле зерна, а более крупные включения по границам зерен. По мере приближения к центральной зоне слитка количество и размер свинцовых включений несколько увеличивается (рисунок 3.9 б), достигая 20-30  $\mu\text{m}$ , что не оказывает отрицательного влияния на структуру и параметры производства слитков и полуфабрикатов.

Уменьшить размеры свинцовых включений можно увеличив степень переохлаждения расплава или модифицируя расплав прутковыми или таблетированными лигатурами Al-Ti-B, Al-Ti-C, что позволяет существенно повысить скорость разливки, не опасаясь чрезмерного возрастания степени зональной ликвации в слитке и возникновения горячих трещин. Уменьшение гравитационной ликвации достигается также перемешиванием расплава и повышением скорости

охлаждения. В частности положительного результата можно достичь, применяя короткий кристаллизатор и интенсивное охлаждение слитка водой после его выхода из кристаллизатора.

### **3.6. Выводы по главе**

1. Предварительные лабораторные исследования существующих технологий получения высококонцентрированных свинецсодержащих алюминиевых сплавов подтвердили неравномерное распределение свинцовых фаз в структуре слитка, изготовленного в конусном металлическом кокиле. В верхней части слитка содержание частиц свинца составляло 7-8%, в средней – 10-15%, а в нижней части наблюдалась сегрегация основной массы свинца. Переход на гранулирование сплава Al-15%Pb (литье в воду) способствовал равномерному распределению частиц свинца по сечению гранул, а их размер не превышал 10 мкм.

2. Для стабилизации процесса гранулирования разработана лабораторная установка, позволяющая получать гранулы заданных размеров. На основании результатов термического анализа сплава Al-15%Pb установлено, что температура его перегрева в процессе плавки и литья гранул не должна превышать 1100 °С для устранения испарений свинца и продуктов его окисления.

3. С целью определения технологических параметров гранулирования разработана математическая модель процессов теплообмена при литье гранул на лабораторной установке, которая состоит из двух частей. Первая часть математической модели включает уравнения неразрывности, импульсов и энергии, описывающие процессы, происходящие при движении капли в воздушной среде, а вторая часть – в воде. При движении капли в воде учитывали процесс парообразования, теплоту, выделяющуюся при кристаллизации, а также теплообмен кристаллизующейся капли в двухфазной среде.

4. В процессе моделирования установлены температурные поля жидкости, омывающей частицу и самой частицы, а также получены зависимости средней температуры кристаллизующейся капли от времени ее движения в воде.

Установлено, что средняя температура капли уменьшается с 1088 до 26,5 °С за 5 секунд движения ее в воде, что соответствует расстоянию  $\approx 0,25$  мм.

5. Численное решение математической модели и экспериментальные данные позволили оценить основные характеристики процесса кристаллизации гранул сплава Al-15%Pb. В частности, скорость кристаллизации гранул размером 5-6 мм составила  $1 \cdot 10^2$ , а размером 3-4 мм -  $5 \cdot 10^2$  °C/с.

6. Структуру гранул исследовали с применением световой и электронной микроскопии. В структуре гранул обнаруживаются частицы свинца, образовавшиеся выше монотектической температуры, в процессе монотектической реакции и ниже монотектической температуры. Наиболее крупные частицы  $\sim 10$  мкм образуются выше температуры монотектики, что связано с коалесценцией мелких частиц свинца, а наиболее мелкие  $\sim 0,1$  мкм при охлаждении от температуры монотектики до температуры эвтектики за счет выделения из раствора  $\alpha$ -фазы второго компонента при понижении температуры. В гранулах диаметром 3-4 мм крупные включения свинца значительно меньше, чем в гранулах диаметром 5-6 мм.

7. Эффективность применения свинецсодержащей гранульной лигатуры проверена при получении слитка диаметром 320 мм из сплава марки 2007 в условиях ООО «КраМЗ». Результаты макроконтроля и микроскопических исследований показали, что структура по длине иссечению слитка достаточно равномерная, мелкозернистая. Однако свинцовые включения размером от 8 до 30 мкм располагаются преимущественно по границам дендритных ячеек и только более мелкие частицы свинца частично располагаются в теле зерна. Производственные испытания подтвердили возможность ввода лигатуры в виде гранул в расплав непосредственно перед кристаллизатором, что позволяет уменьшать потери свинца и сделать более равномерным его распределение в слитке.

8. Анализ усилий, действующих на частицу свинца перед растущим кристаллом в процессе затвердевания слитка позволил выявить механизм распределения частиц свинца в теле зерна и по границам дендритных ячеек.

Установлено, что при степени переохлаждения на фронте кристаллизации 2-5 К растущим кристаллом захватываются частицы менее 0,1-0,25 мкм, а более крупные оттесняются в междендритное пространство. По мере приближения к центральной зоне слитка количество и размер свинцовых включений увеличивается, достигая 20-30 мкм и их распределение по высоте слитка требует учета архимедовой силы.

9. Уменьшение размеров свинцовых включений достигается увеличением степени переохлаждения или применением модифицирующих лигатур. Снижение гравитационной ликвации можно достичь перемешиванием расплава и повышением скорости охлаждения при выходе слитка из кристаллизатора.

#### **Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ АВТОМАТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МЕЛКОДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ СВИНЦА В ТРАНСПОРТНОМ КОВШЕ**

##### **4.1. Микрогетерогенность и особенности формирования структуры слитка из свинецсодержащих алюминиевых сплавов**

Как показали экспериментальные исследования и производственные испытания, применение литых свинецсодержащих гранульных лигатур и лигатур в виде брикетов, спрессованных из гранул свинца и алюминиевой стружки, позволяет получать слитки с более равномерным распределением свинца по сечению слитка. Получение автоматных алюминиевых сплавов в плавильных печах с использованием таких лигатур позволяет уменьшить потери свинца и повысить стойкость футеровки. Однако во всех случаях при полунепрерывном литье слитков наблюдается склонность к укрупнению включений свинца до 20-30 мкм, которые располагаются по границам дендритных ячеек, а частицы больших размеров в результате ликвации наблюдаются в донных частях слитка [62].

Отмеченные особенности формирования структуры слитка из свинецсодержащих алюминиевых сплавов определяются свойствами расплава, в

частности его микрогетерогенностью. При небольшом перегреве сплавов системы Al-Pb, когда твердый раствор свинца в алюминии переходит в жидкое состояние (656-658<sup>0</sup>C), сосуществуют две жидкие фазы: фаза 1 (содержит до 1,5 % Pb) и фаза 2 (жидкие микрочастицы свинца, содержащие до 0,18 % Al). Жидкий свинец при затвердевании сплава не смачивает твердый алюминий и его частицы укрупняются. Как отмечается в работах [63-65], разрушение микрогетерогенности, т.е. перевод металлического расплава в состояние однородного на атомарном уровне, происходит в условиях высокого перегрева над линией ликвидус. Перевод расплава в состояние истинного раствора существенно меняет условия кристаллизации, структуру и свойства формирующегося слитка. В работе [65] показана возможность регулирования температур гомогенизации микрогетерогенных расплавов за счет введения присадок, снижающих межфазное натяжение на границе дисперсных частиц.

В связи с изложенным, представляло интерес изучение возможности снижения температуры гомогенизации расплава автоматного сплава системы Al-Cu-Mg-Pb за счет применения ПАВ и их влияния на формирование структуры металла в процессе кристаллизации при низких скоростях охлаждения (1,0–10,0<sup>0</sup>C/с), которые характерны для литейных процессов. Из-за экспериментальных трудностей определения межфазного натяжения на границе включений жидкого свинца с раствором на основе алюминия величину  $\sigma_{1,2}$  с некоторым приближением оценивали по правилу Антонова [66], согласно которому межфазное натяжение на границе взаимно насыщенных расслаивающихся металлов равно разности их поверхностных натяжений. Однако это правило выполняется для таких пар жидкостей, из которых одна хорошо смачивает другую. Таким образом, для оценки влияния разрушения микрогетерогенности исследуемого расплава на морфологические особенности структуры слитков необходимо комплексное исследование его поверхностных свойств.

Поверхностное натяжение расплава алюминия и некоторых деформируемых сплавов на его основе изучено ранее [67]. В данной работе изучили влияние

поверхностных свойств расплавов системы Al-Cu-Mg-Pb на формирование структуры металла в процессе кристаллизации.

#### 4.2. Влияние поверхностных свойств расплавов системы Al-Cu-Mg-Pb на разрушение их микрогетерогенности и получение слитка с высокодисперсными включениями свинца

Автоматные сплавы, полученные с применением брикетированной лигатуры, содержащей 50% Al и 50% Pb, выплавляли в печи Таммана. Лигатуру вводили в расплавы технического алюминия или сплава системы Al-Cu-Mg (Д1) при определенной температуре из расчета получения в сплаве заданного количества свинца. Расплав перемешивали, выдерживали в графитовом тигле 5 минут и после снятия шлака разливали в обычный или водоохлаждаемый стальной кокиль. Из полученных слитков вырезали образцы для исследования поверхностных свойств расплавов на вакуумной установке, пробы для химического анализа, а также образцы для металлографических исследований. Контактное взаимодействие расплава с чистым алюминием и сплавами на его основе оценивали по величине углов смачивания (рисунок 4.1).

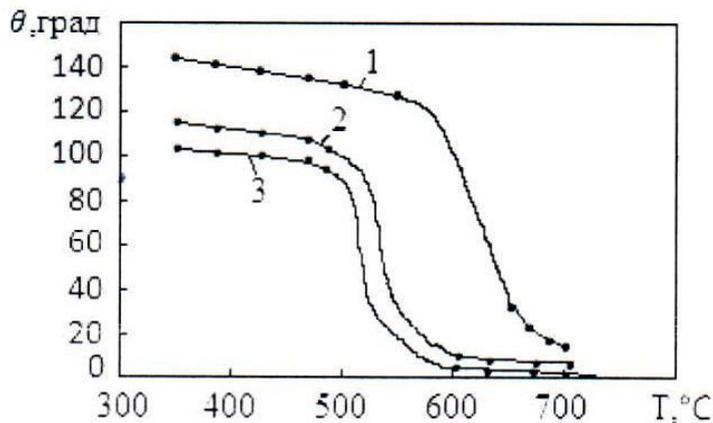


Рисунок 4.1 – Температурная зависимость углов смачивания свинцом чистого алюминия (1), алюминиевого сплава Д1(2) и сплава Д1+0,1% Sn(3)

Результаты опытов показывают, что во всех рассматриваемых системах наблюдается порог смачивания, связанный с фазовым переходом и разрушением

оксидных пленок на межфазных границах. Для системы Al-Pb порог смачивания отмечен в интервале 620-650<sup>0</sup>С, т.е. вблизи монотектической температуры, при которой растворимость свинца в твердом алюминии составляет 0,17%. В результате насыщения поверхностного слоя алюминиевой подложки свинцом и его подплавления (t = 658<sup>0</sup>С) контактные углы резко снижаются со 130<sup>0</sup> до 20<sup>0</sup> (рисунок 4.1, кривая 1). Аналогичная зависимость для этой системы была отмечена ранее другими авторами [68].

Для перевода расплава Al-Pb перед кристаллизацией в микрооднородное состояние необходимо существенно улучшить смачивание свинцом алюминиевой матрицы. Представляет интерес легирование алюминиевой основы элементами, увеличивающими взаимную растворимость фаз. В промышленном сплаве Д1 системы Al-Cu-Mg таким компонентом является магний. Магний сокращает область расслоения в жидком состоянии сплавов системы Al-Pb и снижает углы смачивания свинцом подложки из сплава Д1 со 140<sup>0</sup> до 110<sup>0</sup> (рисунок 4.1, кривая 2). Порог смачивания свинцом промышленного сплава Д1 наблюдается в интервале 500-540<sup>0</sup>С. Понижение пороговой температуры связано с образованием в системе Al-Pb-Cu однофазной жидкости при 547<sup>0</sup>С и содержании свинца менее 1,0%. Еще большей поверхностной активностью в расплавах на основе алюминия обладает олово. Введение 0,1% Sn в подложку из сплава Д1 приводит к снижению углов смачивания на 10<sup>0</sup> при температуре вблизи 500<sup>0</sup>С, а при температурах выше 600<sup>0</sup>С угол смачивания приближается к нулю (рисунок 4.1, кривая 3).

Для определения межфазного натяжения  $\sigma_{1,2}$  применяли методику, основанную на исследовании поверхностных натяжений соприкасающихся жидкостей и угла контакта между ними. Расчет межфазного натяжения по этой методике [60] проводили по уравнению (1):

$$\sigma_{1,2} = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - 2\sigma_1 \times \sigma_2 \times \cos \theta} \quad (13)$$

где  $\sigma_1, \sigma_2$  – поверхностные натяжения расплавов, находящихся в равновесии;  $\theta$  – равновесный угол контакта;  $\sigma_{1,2}$  – межфазное натяжение.

Поскольку в рассматриваемых системах углы смачивания при температурах выше 600-700<sup>0</sup>С малы, а их косинусы близки к 1, то для расчета  $\sigma_{1,2}$  с достаточным приближением применимо правило Антонова (формула 2):

$$\sigma_{1,2} = \sigma_1 - \sigma_2 \quad (14)$$

Значение поверхностного натяжения взаимно насыщенных расплавов на основе алюминия ( $\sigma_1$ ), свинца ( $\sigma_2$ ) и межфазного натяжения  $\sigma_{1,2}$  приведены в таблице 4.1

Таблица 4.1 – Поверхностные свойства равновесных расплавов в системах Al-Pb, Д1-Pb

Температура, <sup>0</sup> С	Расплав	$\sigma_1$	$\sigma_2$	$\sigma_{1,2}$	$W_a$
		мДж/м <sup>2</sup>			
660	Al-1,0%Pb	650	417	233	834
660	Д1-1,0%Pb	480	420	60	840
660	Д1-1,0%Pb-0,1Sn	450	426	24	852
710		430	430	0	860

Межфазное натяжение на границе взаимно насыщенных фаз алюминия со свинцом при 660<sup>0</sup>С составило 233 мДж/м<sup>2</sup>, а в системе Д1-1,0%Pb снижается при этой температуре до 60 мДж/м<sup>2</sup>. Значительное снижение межфазного натяжения обусловлено существенным возрастанием растворимости свинца в расплаве промышленного сплава Д1. В системе Al-Cu-Mg-Pb жидкость (1) появляется при 327<sup>0</sup>С (как и для сплава Al-Pb), а жидкость (2) с 4,0% меди – при 547<sup>0</sup>С. При содержании свинца до 1,0% жидкость 1 и жидкость 2 растворяются друг в друге с образованием однофазной жидкости [69]. Если свинца больше 1,0%, то для получения однофазной жидкости требуется больший перегрев. Низкие значения углов смачивания и межфазного натяжения, отличные от нуля свидетельствуют о том, что система находится в микрогетерогенном состоянии, для которого характерно наличие межфазной поверхности, отделяющей микрочастицы свинца от остального расплава. После выдержки и разлива при 660<sup>0</sup>С сплав охлаждается, из него выделяются мельчайшие включения свинца, которые

укрупняются в капли за счет коалесценции еще до начала монотектической кристаллизации. Разрушение микронеоднородности происходит в области высоких температур, когда металлический расплав на основе алюминия переходит в состояние однородного на атомарном уровне. Снизить температуру гомогенизации микрогетерогенных расплавов можно путем введения ПАВ, для системы Al-Pb можно взять олово [70,71]. Олово обладает значительной поверхностной активностью в жидком алюминии, которая с ростом температуры уменьшается, что связано с тенденцией к расслоению в системе Al-Sn. Известно, что введение 0,01 молярной доли олова при 700<sup>0</sup>C в жидкий алюминий понижает поверхностное натяжение алюминия на 110 мДж/м<sup>2</sup> [72]. Еще большую поверхностную активность при небольшом перегреве расплава олово проявляет при его введении в количестве 0,1% в сплав системы Al-Cu-Mg-Pb (таблица 4.1), что обусловлено сравнительно слабым взаимодействием атомов алюминия и меди с атомами олова в объеме расплава и более сильным притяжением их пограничными атомами свинца. С повышением температуры до 710<sup>0</sup>C возрастает взаимная растворимость компонентов, в соответствие с этим снижается до нуля  $\sigma_{1,2}$ .

Адгезия фаз в рассматриваемых системах изменяется незначительно, поскольку вблизи температуры затвердевания углы смачивания свинцом сплавов на основе алюминия малы. Наибольшую адгезию к свинцу, равную 860 мДж/м<sup>2</sup>, имеет сплав Д1 с добавкой олова, когда углы смачивания приобрели нулевое значение и величина адгезии сравнялась с когезией металла с более слабыми силовыми полями.

Приведенные результаты свидетельствуют, что низкие значения межфазного натяжения и хорошее смачивание можно достичь не только высоким перегревом расплава, но и при более низких (технологических) температурах, модифицируя расплав системы Al-Cu-Mg-Pb поверхностно-активным оловом. Предложенная обработка расплава способствует переходу метастабильной структуры в структуру истинного раствора и возможному измельчению структуры кристаллизующегося сплава.

Влияние температуры обработки и модифицирования расплавов на структуру сплавов на основе алюминия изучили на цилиндрических образцах, изготовленных в металлическом кокиле со скоростью охлаждения 1-2<sup>0</sup>С/с. Дисперсность дендритной структуры оценивали по величине дендритного параметра, среднее значение которого вычисляли по результатам 30 измерений в различных зонах слитка. Размеры дендритной ячейки приведены в таблице 4.2, а микроструктура исследованных образцов на рисунке 4.2 и 4.3. Анализ микроструктуры позволил оценить форму и размер включений свинца на границах и в теле зерна.

Как показали исследования (таблица 4.2) с ростом температуры уменьшается дендритный параметр, а следовательно, и размер зерна (рисунок 4.2).

Таблица 4.2 – Влияние температуры и модифицирования расплава системы Al-Cu-Mg-Pb (Д1) оловом на величину дендритного параметра.

Номер образца	Содержание Pb и Sn в сплаве системы Al-Cu-Mg-Pb (сплав Д1)		Температура, °С	Дендритный параметр (среднее значение), мкм		
	Pb, масс.%	Sn масс.%		Зона 1	Зона 2	Зона 3
1.2	0,7	0,004	660	27,2	29,1	26,9
2.2	0,7	0,003	800	21,6	24,7	20,9
3.2	1,0	0,003	1100	18,8	21,9	18,2
1.2.1	0,7	0,024	660	22,8	25,3	28,9
3.2.1	1,2	0,028	850	19,0	21,4	20,1
1.0	0,8	0,025	750	21,0	21,1	22,2
4.2	1,2	0,23	750	21,7	21,3	19,6

Небольшой перегрев расплава над ликвидусом с последующей заливкой при 660<sup>0</sup>С в кокиль способствует формированию достаточно крупных включений свинца (10-15 мкм), располагающихся по границам зерен и дендритных ячеек (рисунок 4.2а).

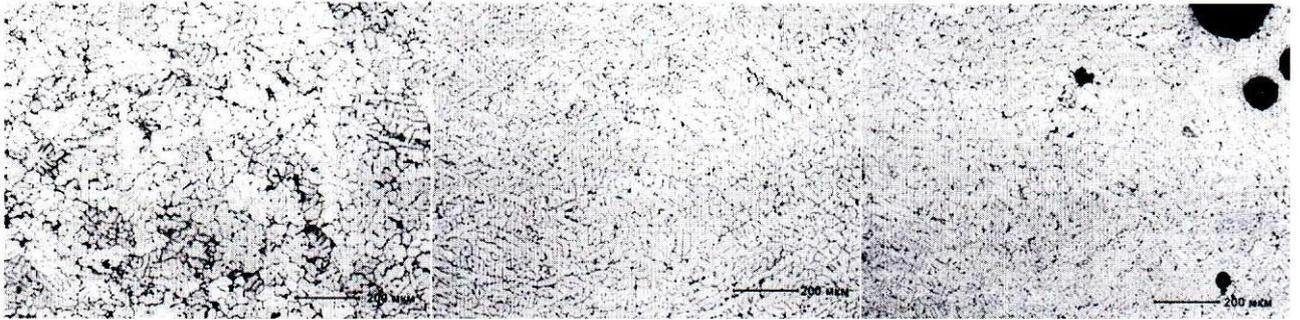


Рисунок 4.2 – Микроструктура сплавов системы Al-Cu-Mg: а – образец №1.2;  
б – образец №2.2; в – образец №3.2

Перегрев расплава до  $800-1100^{\circ}\text{C}$  приводит к значительному снижению размеров частиц свинца до 3-5 мкм. Включения свинца менее 1-2 мкм располагаются преимущественно в теле зерна. Отметим, что при температурах свинца выше  $950^{\circ}\text{C}$  наблюдаются испарения свинца [52], что приводит к образованию в литом образце газовых раковин (рисунок 4.2в). Выявленные закономерности подтверждают возможное разрушение микрогетерогенности расплава в области  $800-1100^{\circ}\text{C}$ , а его последующее охлаждение даже с небольшими скоростями приводит к уменьшению макрорасслоения металла и получению литых образцов с высокодисперсными включениями свинца.

Необходимые размеры частиц свинца можно получить при более низких температурах, модифицируя расплав дуралюмина Д1 оловом в количестве 0,03-0,2%. На рисунке 4.3 показана микроструктура образцов из не модифицированного сплава (рисунок 4.3а) и сплава, модифицированного оловом в количестве 0,03% (рисунок 4.3б).

Видно, что включения свинца размером до 1-2 мкм в структуре модифицированного сплава располагаются в основном в теле зерна, а в не модифицированном сплаве имеются и по границам зерен. Повышение содержания олова до 0,2% способствует даже при низких температурах заливки ( $750^{\circ}\text{C}$ , рисунок 4.3в) значительному измельчению частиц свинца и их полному внедрению в тело зерна за счет капиллярной пропитки пористого каркаса

дендритной ячейки. Олово также оказывает существенное влияние на получение мелкозернистой структуры.



Рисунок 4.3 – Микроструктура сплавов системы Al-Cu-Mg: а – образец №2.2; б – образец №3.2.1; в – образец №4.2

Величина дендритного параметра модифицированного образца оказалась наименьшей (таблица 4.2, образец 3.2.1), что объясняется адсорбционной способностью олова на поверхности зародившихся кристаллов алюминиевого твердого раствора.

Таким образом, модифицирование расплава системы Al-Cu-Mg-Pb оловом снижает температуру перехода метастабильной структуры в структуру истинного раствора до 710-750<sup>0</sup>С. Экспериментальные исследования опытных образцов, изготовленных в металлической форме со скоростью охлаждения расплава 1-2<sup>0</sup>С/с показали, что модифицирование способствует измельчению включений свинца. Однако получение автоматных сплавов в транспортном ковше с применением брикетированной лигатуры требует интенсивного диспергирования свинца и электромагнитного перемешивания расплава. Для выработки рекомендаций и технических решений по новой технологии провели специальные исследования и их проверку в ООО «Красноярский металлургический завод».

### **4.3. Применение численно-математических моделей для анализа электромагнитного и гидродинамического полей системы «ковш-ЭМП» в процессе обработки расплава на основе алюминия в транспортном ковше**

Как показали исследования, для успешного перевода расплава системы Al-Cu-Mg-Pb в микрогетерогенное и далее в гомогенное состояние с применением ПАВ необходимо его эффективное перемешивание в транспортном ковше при вводе брикетированной свинецсодержащей лигатуры с целью диспергирования свинца и его равномерного распределения в объеме расплава. Поэтому важным этапом в определении эффективности приготовления автоматных сплавов является использование электромагнитного перемешивания для интенсификации процессов диспергирования и растворения свинца в расплаве на основе алюминия. Преимуществами электромагнитного перемешивания, как отмечено выше, являются:

- бесконтактное воздействие на расплав, генерирующее его движение;
- сохранение существующего исходного теплового режима расплава в ковше без существенного увеличения тепловых потерь;
- уменьшение шлакообразования расплава алюминия в ковше со стороны зеркала металла;
- снижение насыщения водородом расплава алюминия.

Наиболее эффективным способом электромагнитного перемешивания алюминиевого расплава в транспортном ковше для приготовления автоматного сплава является расположение индуктора вдоль вертикальной образующей ковша. При таком варианте расположения индуктора электромагнитного перемешивателя его эффективная работа возможна уже при высоте столба расплава алюминия, составляющего хотя бы половинную высоту индуктора. Кроме того, такое расположение индуктора позволяет создавать эффективное многокомпонентное воздействие на расплав. При этом с применением математического моделирования процесса перемешивания расплава возможно определение характеристик процесса с целью выдачи рекомендаций для повышения эффективности приготовления автоматных сплавов. Основными блоками

рассматриваемой задачи являются: транспортный ковш с расплавом на основе алюминия; индуктор электромагнитного перемешивателя, расположенный с боковой стороны ковша; твердая брикетированная лигатура Al-Pb, загружаемая через верхнюю часть ковша в расплав и располагающаяся на дне ковша. Представленная задача может быть разделена на следующие подзадачи: электромагнитную, гидродинамическую, тепловую.

Допущения, принятые при решении поставленных подзадач, обоснование расчетных моделей для анализа электромагнитного поля системы «ковш – электромагнитный перемешиватель», нестационарного гидродинамического поля и оценка теплового поля алюминия в ковше достаточно подробно изложены в работе [73], выполненной коллективом авторов под руководством д.т.н. Р.М. Христинича.

Для расчета электромагнитного перемешивания алюминиевого расплава в ковше принят электромагнитный перемешиватель со следующими параметрами индуктора:

- габаритные размеры 1300x400x700 мм;
- частота тока, питающего индуктор 1,0 Гц;
- ток индуктора 200 А (регулируемый);
- линейная токовая нагрузка 160000 А/м;
- активная мощность 30-40 кВт;
- охлаждение индуктора воздушное.

Величина тока в катушках обмотки индуктора составляет 60 ампер. Что генерирует магнитное поле в жидком алюминии величиной 0,1-0,12 тесла. При увеличении тока в обмотке индуктора до 200 ампер и частоте 1,0 Гц величина магнитной индукции достигает 0,3-0,4 тесла. Это способствует увеличению значений сил Лоренца и повышению скорости движения расплава алюминия в транспортном ковше. Увеличение магнитной индукции почти в 4 раза увеличивает интенсивность магнитного поля, что способствует увеличению электромагнитных сил в расплаве алюминия и интенсификации направленного движения расплава.

Объемные электромагнитные силы Лоренца при заданных параметрах индуктора обеспечивают скорость расплава алюминия в ковше в области расположения индуктора до 0,8-1,0 м/с. Максимальное значение скорости расплава алюминия достигается в пристеночной области ковша со стороны индуктора. При удалении расплава от индуктора происходит его растекание по объему, что предопределяет некоторое снижение скорости до 0,25-0,4 м/с у донной части ковша.

Поток жидкого алюминия, разогнанный электромагнитными силами в активной области индуктора, приводит в движение расплав во всем объеме ковша за счет гидродинамического взаимодействия между собой.

Значения скоростей движения расплава алюминия в области индуктора в реверсивном режиме (вниз) имеют такие же значения, как и при работе индуктора в прямом направлении (вверх). Величина скоростей движения расплава достигает в обоих случаях 0,8-1,0 м/с, что говорит об идентичности работы индуктора при генерации электромагнитного поля в расплаве алюминия. При этом можно отметить зеркальное отображение полей скоростей с боковой стороны ковша относительно горизонтальной плоскости, расположенной на уровне  $\frac{1}{2}$  высоты ковша, т.е. максимальная скорость движения расплава достигается в месте установки индуктора и в пристенной области. Следует отметить турбулентность движения расплава при соприкосновении струи расплава с дном, боковой и задней стенкой ковша.

При введении в алюминиевый расплав, находящийся в транспортном ковше, свинцовой лигатуры, последняя опускается на дно ковша. Под действием гидродинамических сил, создающих гидравлические потоки, происходит вовлечение частиц свинца в поток алюминиевого расплава и их транспортировка во все точки объема жидкого алюминия в транспортном ковше.

Количество точек для исследования траекторий движения расплава под действием гидродинамических сил в соответствие с численно-математической моделью, реализованной в среде программного комплекса ANSYS, принимается равным 15 единиц: 5 точек у индуктора; 5 точек в средней части дна ковша; 5

точек у дальней части дна ковша. Расположение точек в объеме ковша показано на рисунке 4.4

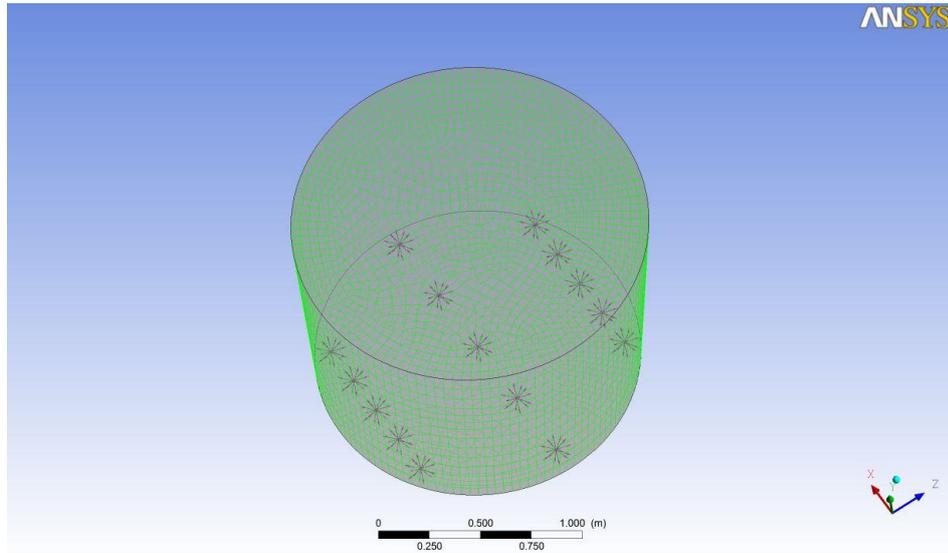


Рисунок 4.4 – Расположение свинцовой лигатуры на дне ковша

Плотность частиц свинца принята равной плотности свинца и составляет  $11340 \text{ кг/м}^3$ . Индуктор расположен с левой стороны ковша.

В объеме алюминиевого расплава в ковше движение осуществляется под действием электромагнитных сил индуктора, генерируемых бегущим электромагнитным полем, направленным вниз, рисунок 4.5. Скорость движения расплава у дна ковша со стороны индуктора составляет  $0,8-1,0 \text{ м/с}$ .

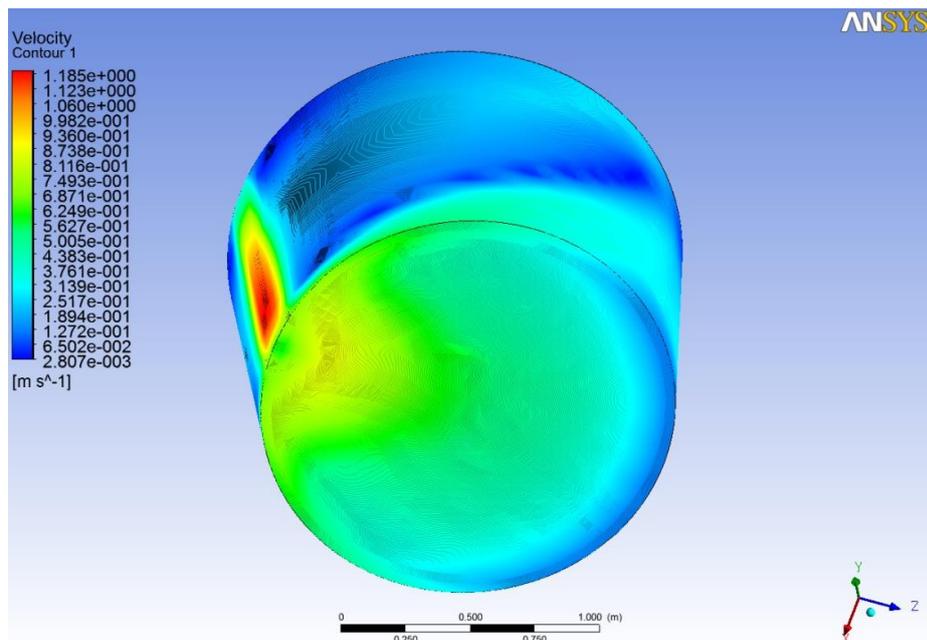
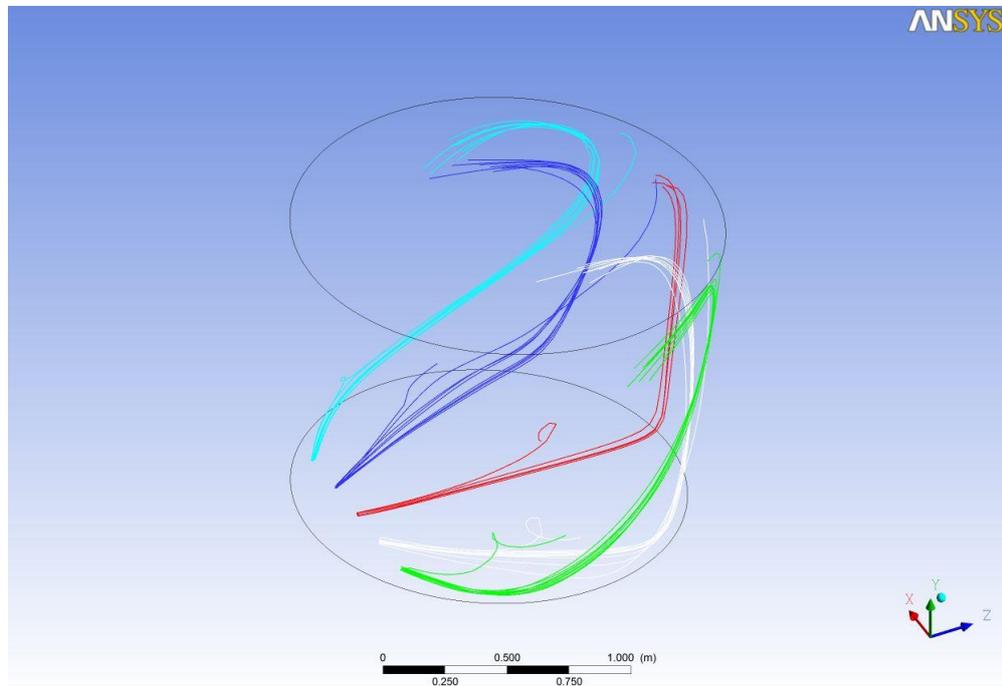
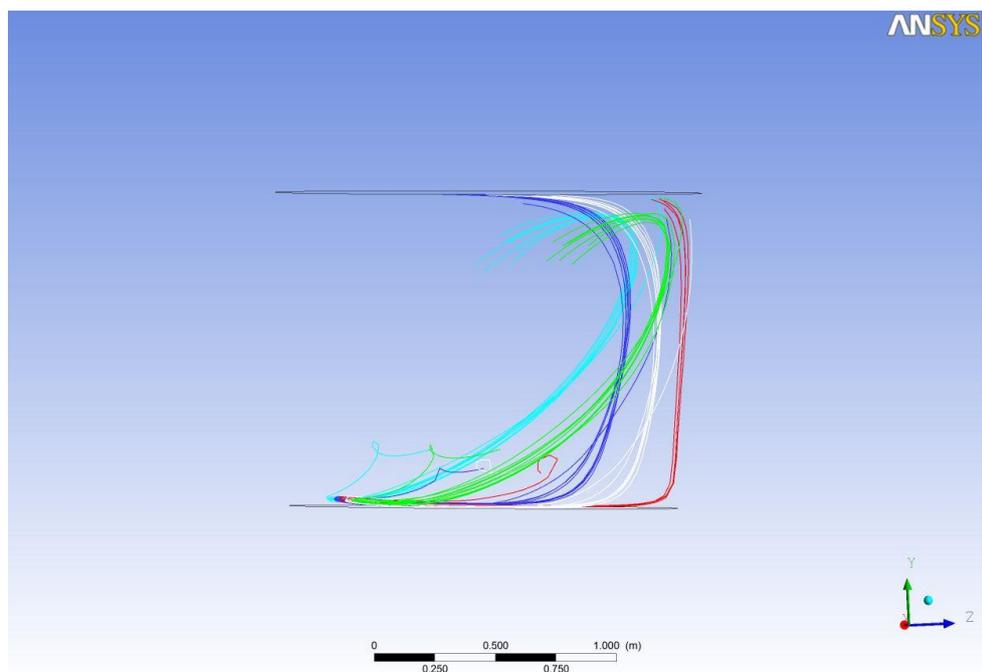


Рисунок 4.5 – Движение алюминиевого расплава вниз

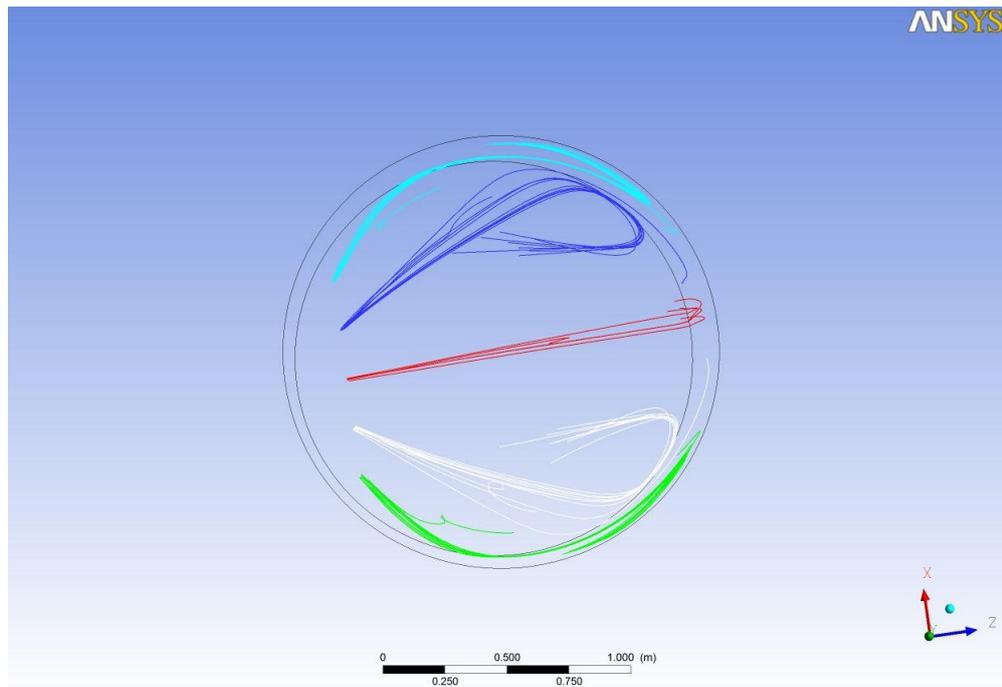
Под действием гидравлического потока жидкого алюминия частицы свинца вовлекаются в движение. На рисунке 4.6 представлена картина траекторий движения частиц свинца, расположенных на дне ковша со стороны индуктора.



а)



б)



в)

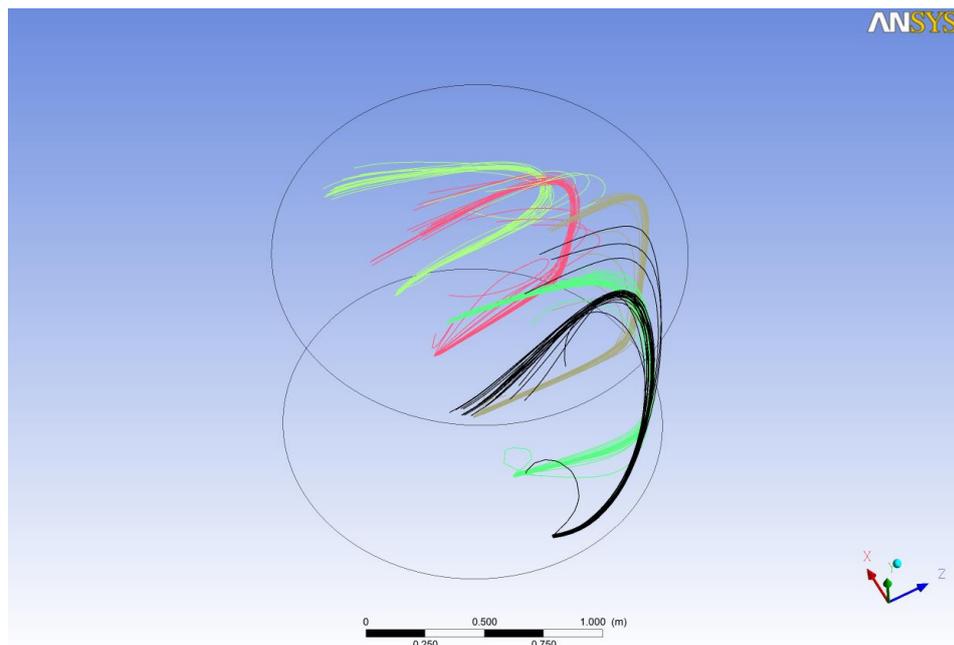
Рисунок 4.6 – Траектории движения частиц свинца: а - вид со стороны индуктора; б - вид с боковой стороны; в – вид со стороны зеркала расплава

Анализ рисунка 4.6 показывает, что все частицы свинца, расположенные на дне ковша со стороны индуктора (5 точек) эффективно вовлекаются потоками жидкого алюминия и поднимаются вместе с ними в верхнюю часть объема расплава. Так как частицы свинца расположены в различных точках дна ковша и вовлекаются потоками жидкого алюминия, движущимися с различной скоростью, то их траектории движения отличаются друг от друга в вертикальной плоскости, что хорошо видно на рисунке 4.6 б. Такие траектории движения частиц свинца позволяют судить, что достигнув верхней части расплава и имея различную скорость движения, они распределяются по всему объему расплава в ковше.

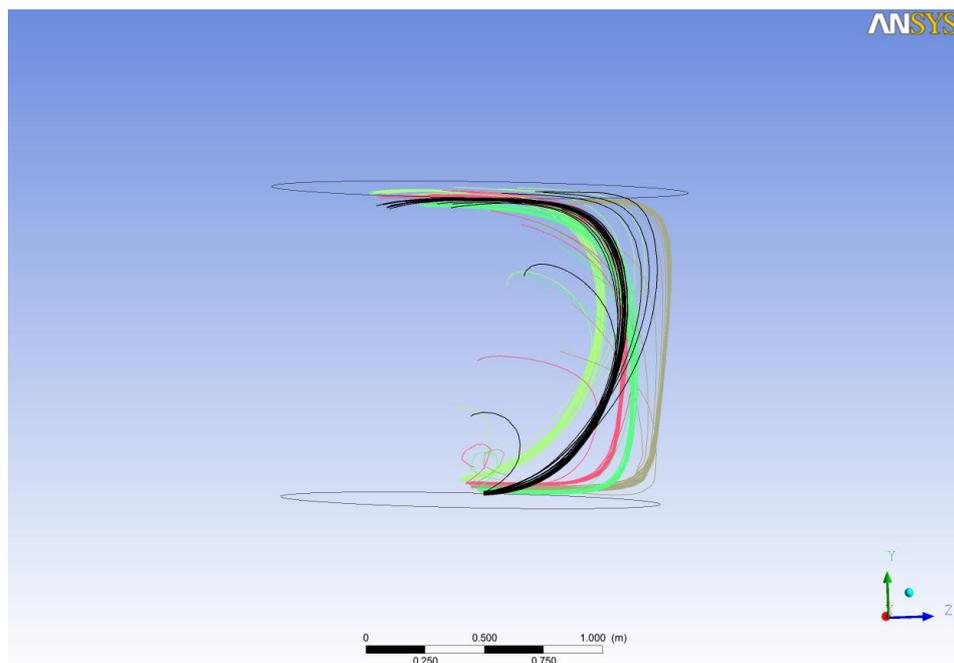
Траектории движения частиц свинца в горизонтальной плоскости показаны на рисунке 4.6 в, которые позволяют судить, что за счет изменения траекторий движения потоков расплава с частицами свинца посредством боковых образующих ковша, присутствует интенсивное перемещение частиц свинца в горизонтальной плоскости.

На рисунке 4.6 представлены части траекторий движения частиц свинца на активной фазе движения. Она составляет 30 секунд. Акцент был сделан на изучении траекторий частиц свинца в момент их вовлечения в алюминиевый расплав и их движении вверх. Дальнейшее движение частиц свинца совпадает с траекториями движения алюминиевого расплава.

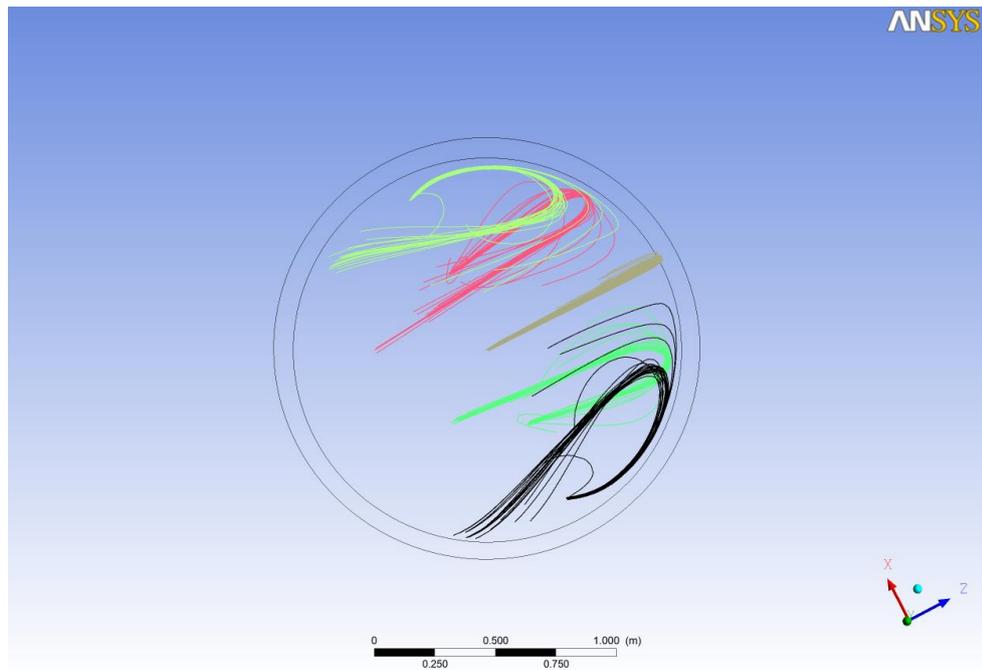
На рисунке 4.7 представлены траектории движения частиц свинца, исходное положение которых расположено в центральной части дна ковша.



a)



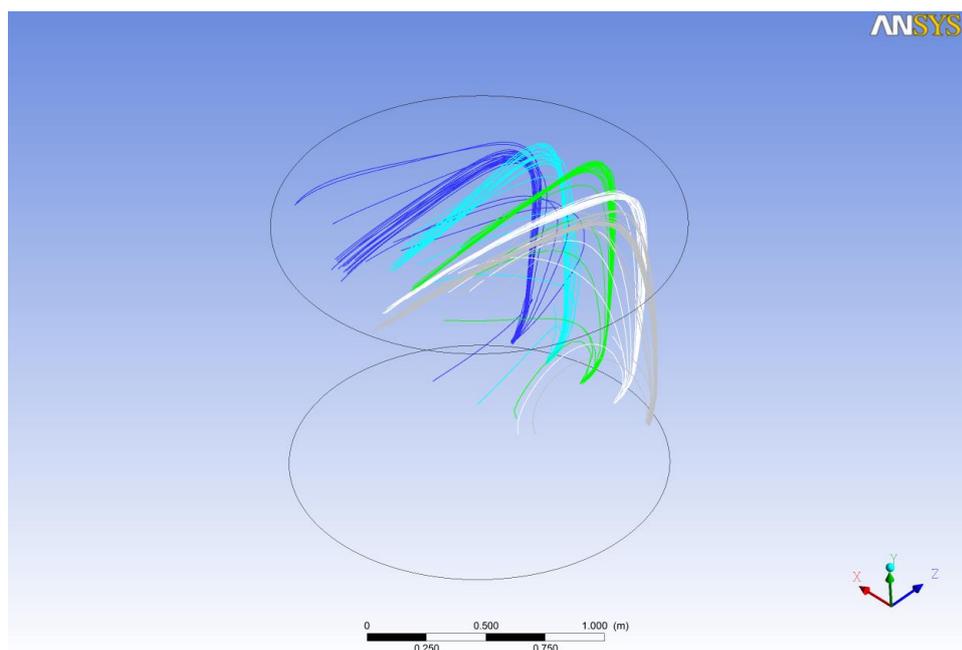
б)



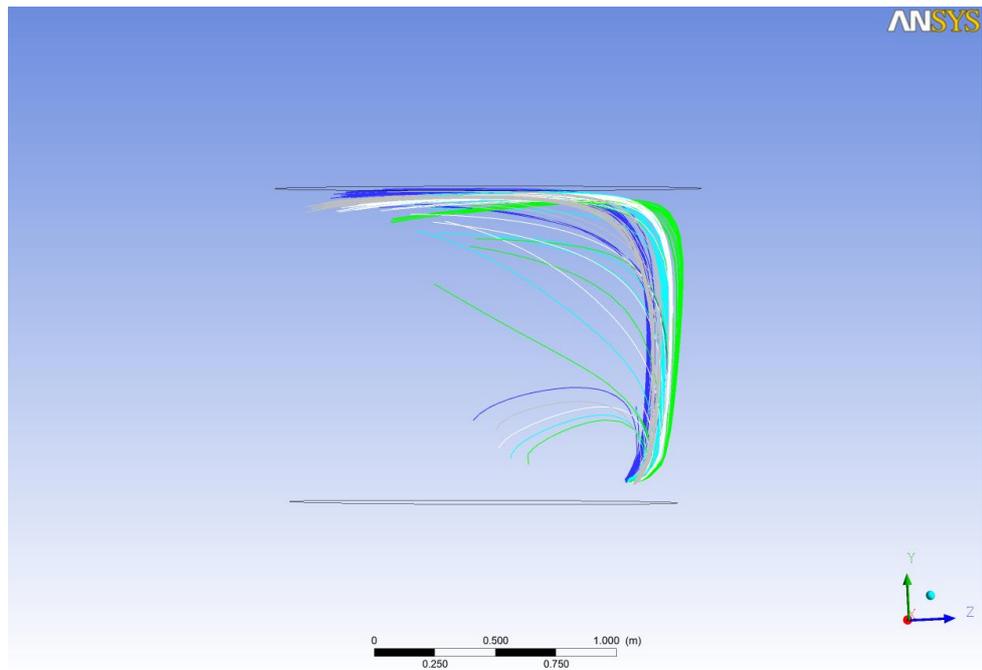
в)

Рисунок 4.7 - Траектории движения частиц свинца с центральной части дна ковша: а - со стороны индуктора; б - с боковой стороны; в - со стороны зеркала расплава

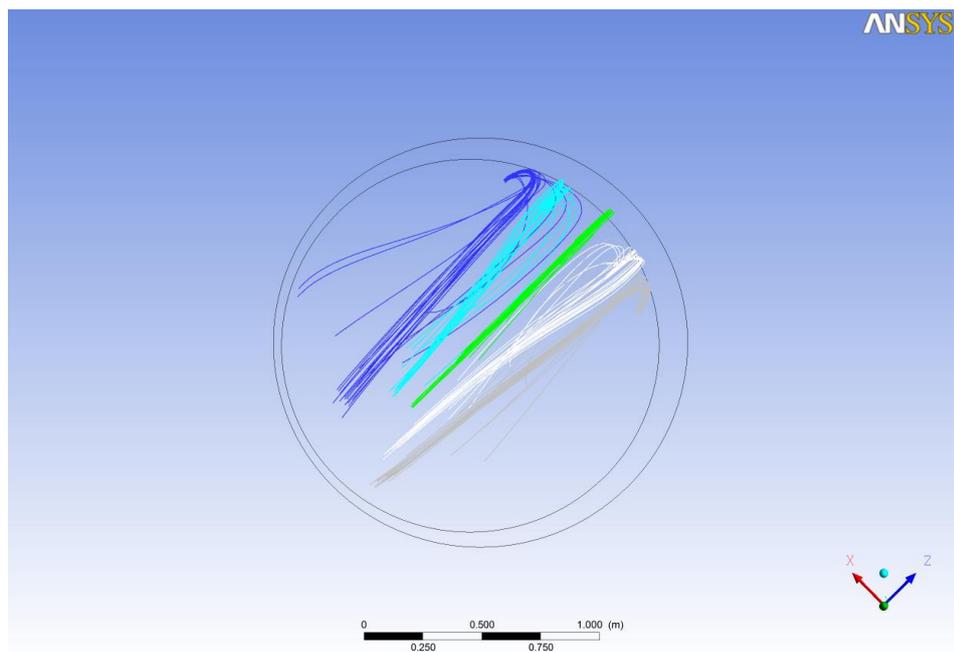
Как видно из рисунка 4.7, все частицы свинца активно вовлекаются расплавом алюминия в движение, хотя скорость расплава в этой области дна ковша составляет около 0,5 – 0,65 м/с, согласно рисунку 4.5.



а)



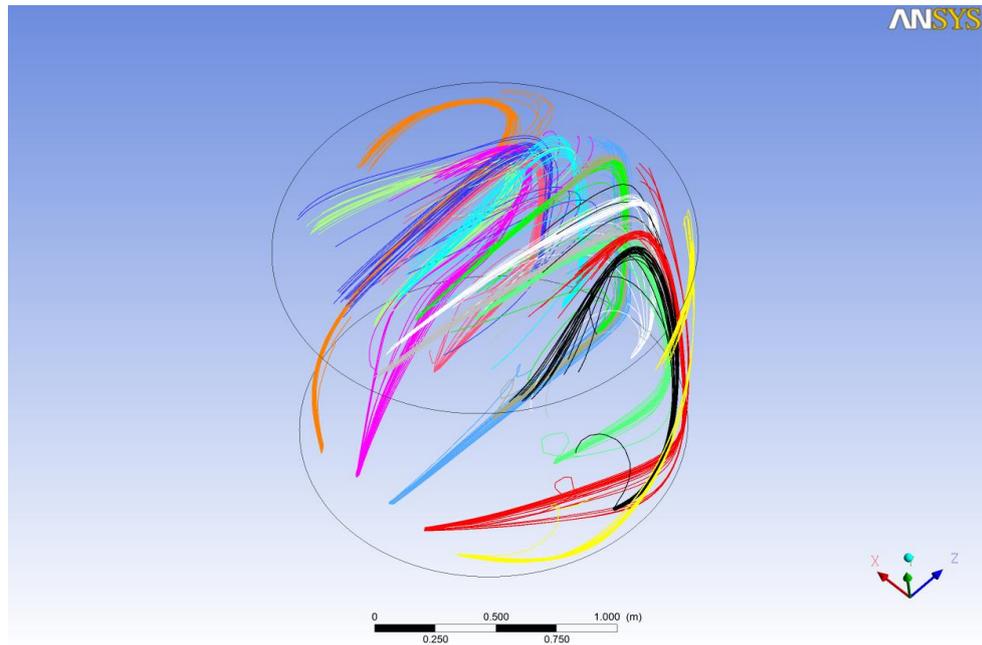
б)



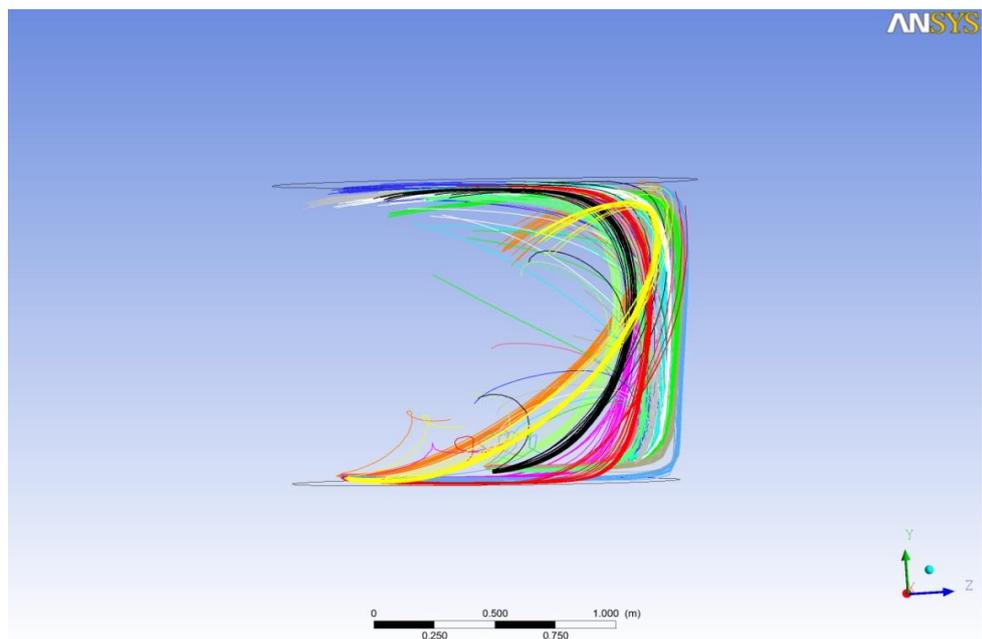
в)

Рисунок 4.8 - Траектории движения частиц свинца с противоположной индуктору части дна ковша: а - со стороны индуктора; б - с боковой стороны; в - со стороны зеркала расплава.

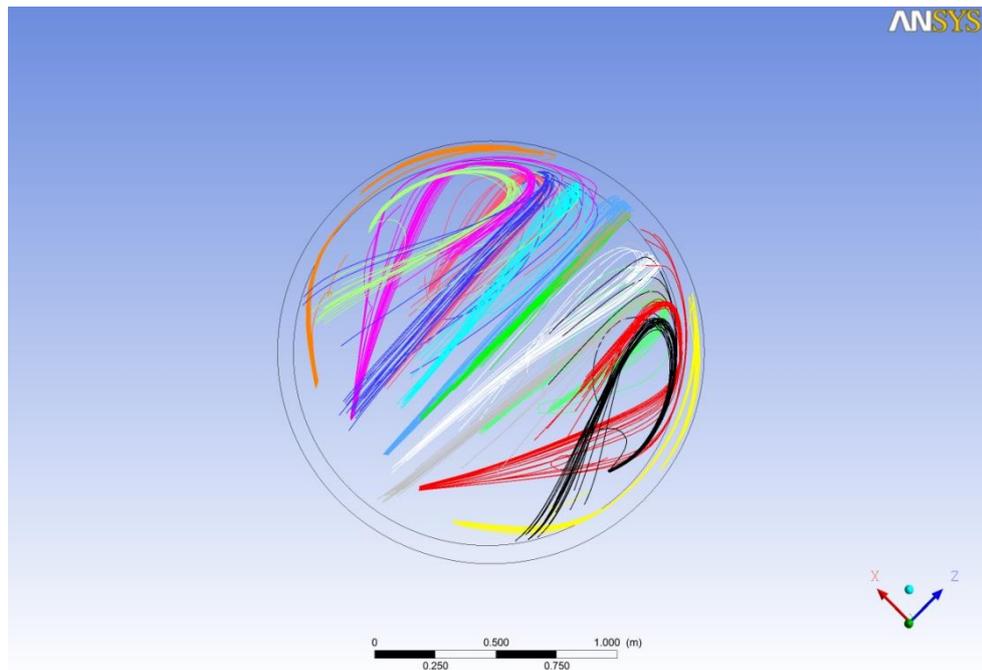
При загрузке лигатуры «алюминий-свинец» в ковш она распределяется практически по всей донной части ковша. На рисунке 4.9 представлены траектории движения частиц свинца, распределенных по всему дну ковша в соответствии с рисунком 4.4. Количество точек расположения свинцовой лигатуры на дне ковша составляет 15 единиц. Такое расположение точек свинцовой лигатуры охватывает практически всю поверхность дна ковша и моделирует реальное распределение свинцовой лигатуры в период ее загрузки в ковш.



а)



б)



в)

Рисунок 4.9 – Траектории движения частиц свинца: а – со стороны индуктора;  
б – с боковой стороны; в - со стороны зеркала металла

При расположении лигатуры «алюминий-свинец» на дне ковша и движении расплава в противоположном направлении (вверх со стороны индуктора), свинец также равномерно, как показали исследования, распределяется практически по всему объему алюминиевого расплава в ковше.

На основе анализа движения частиц свинца, расположенных в исходном состоянии на дне ковша, можно сделать следующие выводы:

1. Вовлечение частиц свинца в расплав алюминия происходит достаточно интенсивно, практически, из любой точки дна ковша.
2. Направленное движение бегущего электромагнитного поля, генерированное индуктором вниз или вверх, достаточно активно позволяет вовлекать частицы свинца в движущийся расплав.
3. Проработка алюминиевого расплава при интенсивном движении последнего позволяет эффективно распределить частицы свинца по всему объему расплава.

4. Реверсирование бегущего электромагнитного поля индуктора приводит к реверсированию движения алюминиевого расплава в ковше и к пересечению траекторий движения расплава. За счет этого исключаются слабо проработанные области в объеме расплава в ковше.

#### 4.4. Тепломассоперенос в алюминиевом расплаве при электромагнитном перемешивании лигатуры свинца в транспортном ковше

Важным этапом эффективности перемешивания является определение интенсивности теплообмена при воздействии электромагнитных сил в расплаве, генерируемых электромагнитным полем индуктора. Обоснование математической модели и особенности расчета теплового поля алюминия в ковше достаточно подробно изложены в работе [74].

За основу математической модели расчета теплового поля алюминия в ковше принято дифференциальное уравнение теплопроводности

$$\frac{\partial(T)}{\partial\tau} = \frac{\lambda}{c\rho} \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = \frac{\lambda}{c\rho} \nabla^2(T) \quad (15)$$

которое с учетом внутренних (сторонних) источников теплоты можно привести к виду:

$$\rho c \frac{\partial(T)}{\partial\tau} + \rho c T \operatorname{div}(u) = \lambda \cdot \operatorname{div}(\operatorname{grad}T) + Q \quad (16)$$

где  $\rho$  – плотность, кг/м<sup>3</sup>;  $U$  – вектор скорости, м/с;  $c$  – удельная теплоемкость, Дж/кг<sup>0</sup>С;  $T$  – температура, <sup>0</sup>С;  $\lambda$  – теплопроводность, Вт/м<sup>0</sup>С;  $Q$  – сторонние источники теплоты, Вт.

Расчетная область, в которой происходит теплообмен определялась следующими границами:

- внешняя расчетная область определена поверхностью вокруг ковша, для которой не происходит существенного изменения температуры, но в тоже время учитывается конвективный съём тепла с металлокаркаса ковша;

- средняя расчетная область заключена между металлокаркасом ковша и внутренним пространством ковша, т.е. – область футеровки;

- внутренняя расчетная область ограничена поверхностью огнеупорного слоя футеровки ковша и зеркалом расплава в ковше.

Постановка задачи для исследования массопереноса в ковше:

- весь расплав алюминия в ковше и свинцовая лигатура разбита на две области и в каждой области задана единая температура для этой области;

- лигатура «алюминий-свинец» представлена единым объемом, расположенным на дне ковша;

- температура алюминиевого расплава в ковше принята  $800^{\circ}\text{C}$ ;

- лигатура «алюминий-свинец» представлена в виде цилиндрических брикетов диаметром 100 мм и высотой 50 мм;

- цилиндрические брикеты лигатуры группированы в блоки в бумажных коробках, весом 20 кг каждая;

- состав лигатуры: 45% - алюминий, 50% - свинец, 5% - медь;

- усредненная плотность лигатуры составляет  $6700 \text{ кг/м}^3$ ;

- температура лигатуры «алюминий – свинец» перед загрузкой составляет  $20^{\circ}\text{C}$ ;

На рисунке 4.10 представлена лигатура «алюминий-свинец» перед загрузкой в ковш с жидким алюминием.



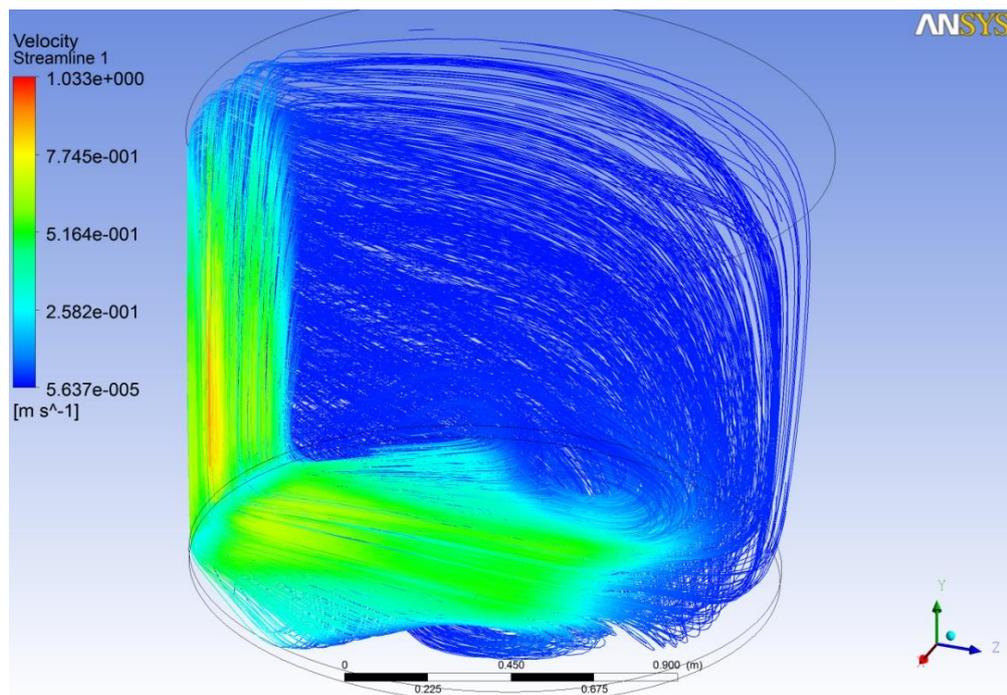
Рисунок 4.10 - Лигатура «алюминий-свинец»

Свинцовая лигатура в алюминиевый расплав ковша загружается посредством вбрасывания четырех коробок с брикетами лигатуры последовательно одна за другой. Вес лигатуры в одной коробке составляет 20 кг; суммарный вес лигатуры 80 кг.

После попадания лигатуры в расплав алюминия, брикеты погружаются на дно ковша, омываясь расплавом алюминия. Так как коробки с брикетами погружаются одна за другой, то образуется скопление свинцовой лигатуры на дне ковша, которое омывается потоком алюминиевого расплава. По истечении небольшого промежутка времени вся твердая лигатура «алюминий – свинец» преобразуется в жидкий расплав, распределенный по дну ковша.

Загрузка лигатуры в количестве 80 кг образует на дне ковша цилиндрическую подложку высотой 30-35 мм. Температура лигатуры после расплавления в жидком состоянии принимается 330 °С. Температура жидкого алюминия в ковше составляет 800°С. Исследуем распределение лигатуры по объему алюминия в ковше косвенным методом, проводя анализ изменения температуры расплава по объему ковша.

На рисунке 4.11 представлено поле скоростей при расположении лигатуры «алюминий-свинец» на дне ковша.



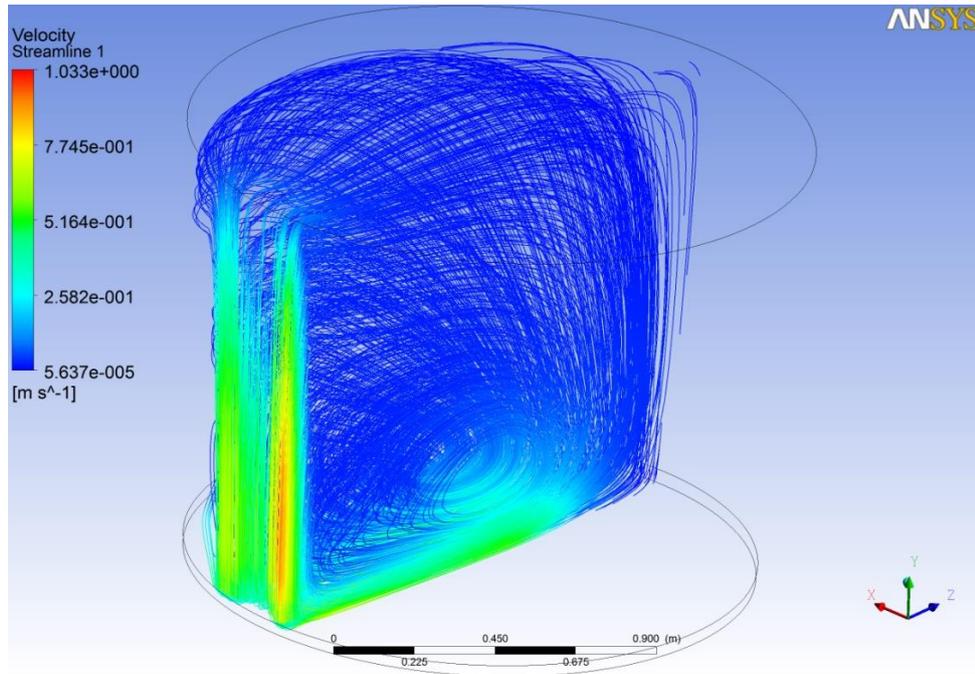


Рисунок 4.11 - Поле скоростей при расположении лигатуры на дне ковша

Рассмотрим теплоперенос в расплаве алюминия при наличии лигатуры свинца на примере движения бегущего электромагнитного поля вниз ковша. На рисунке 4.12 представлено распределение температуры в ковше с алюминиевым расплавом и загруженной лигатуре «алюминий-свинец» в начальный момент расчета для времени  $t=0$  сек.

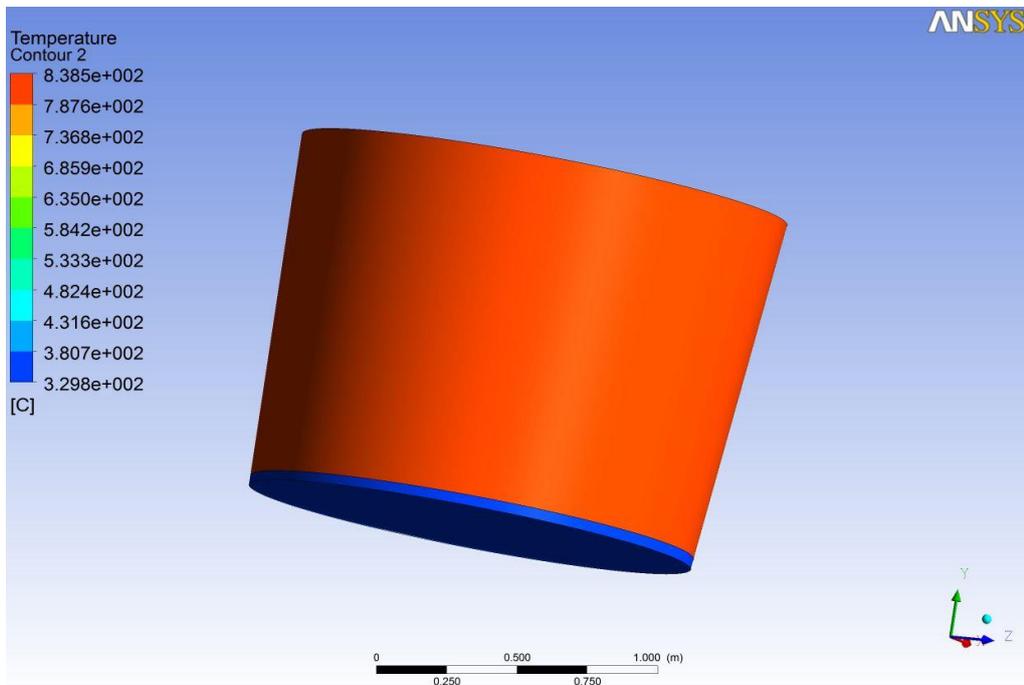
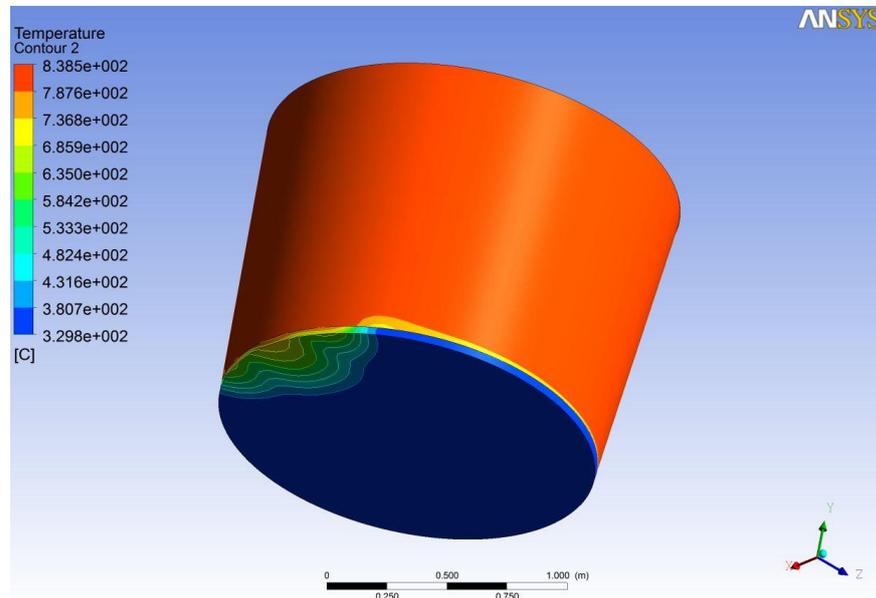
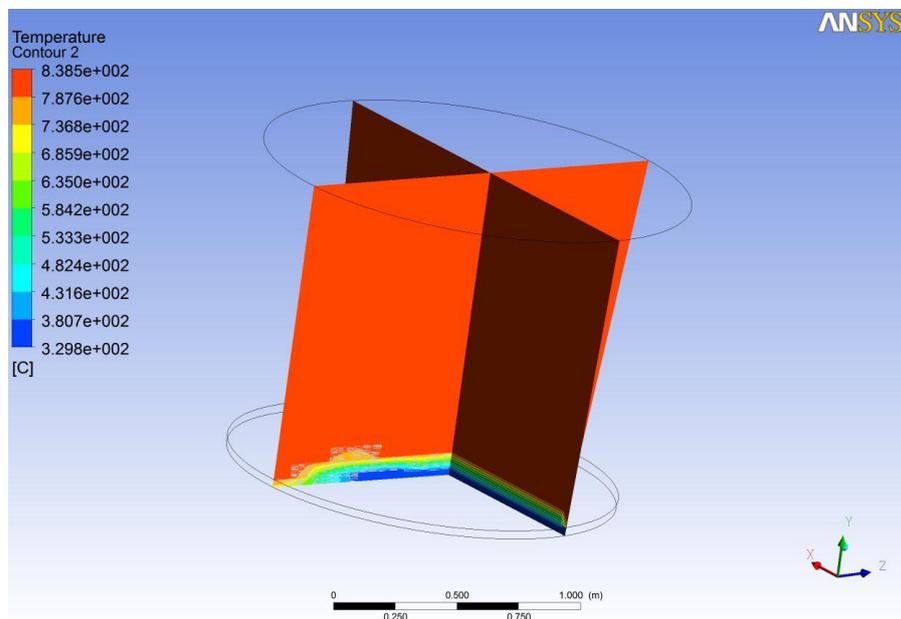


Рисунок 4.12 – Распределение температуры в начальный момент времени  $t=0$  сек:

После работы индуктора, установленного у боковой стороны ковша, в течение 30 секунд картина распределения температуры в объеме расплава представлена на рисунке 4.13.



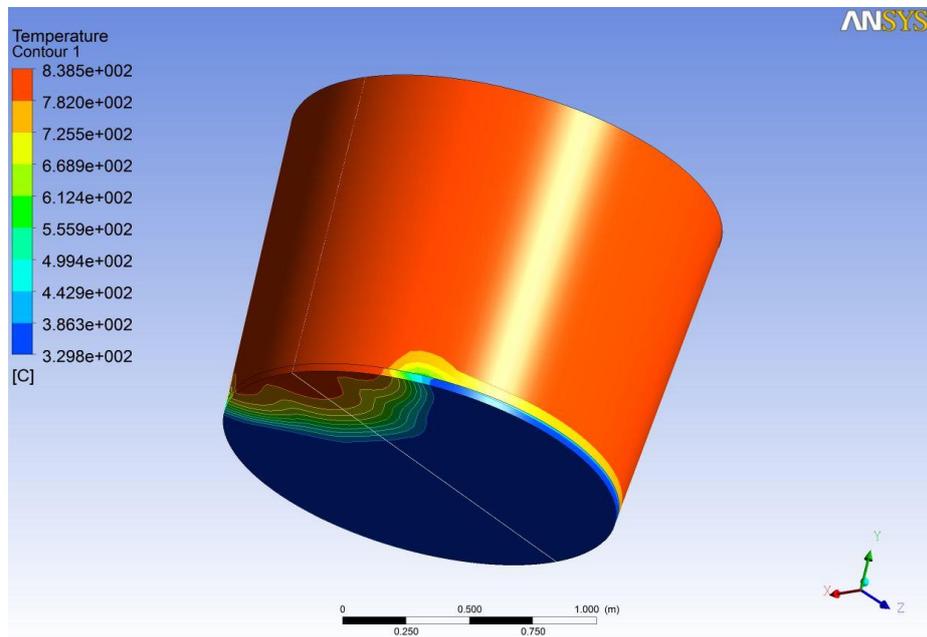
а)



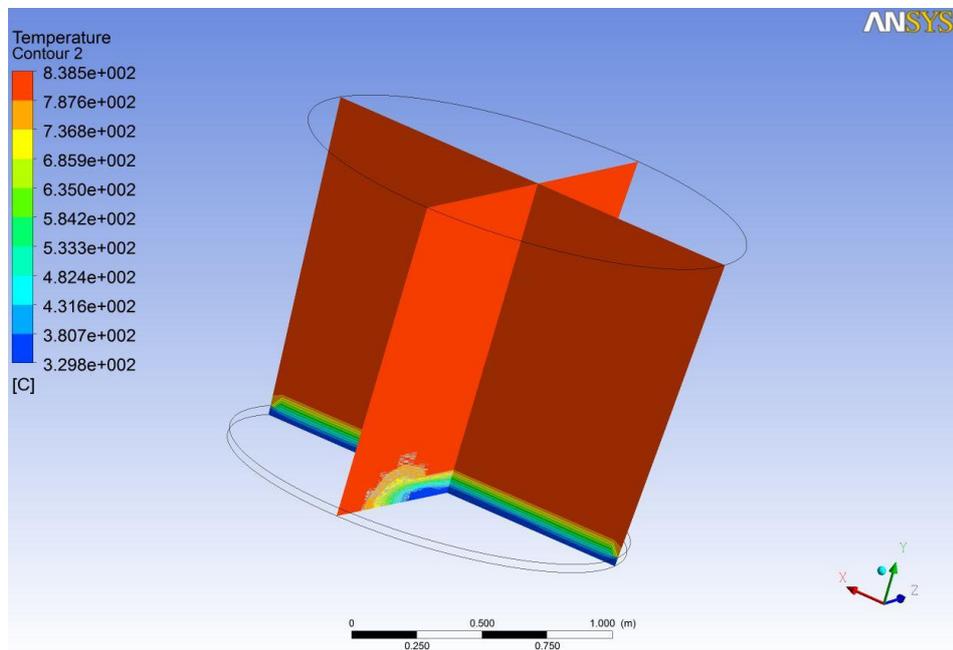
б)

Рисунок 4.13- Картина распределения температуры в расплаве после работы индуктора в течение  $t=30$  сек.: а- объемный вид; б- сечения.

На рисунке 4.14 показана картина распределения температуры в расплаве печи после работы индуктора в течение 60 секунд.



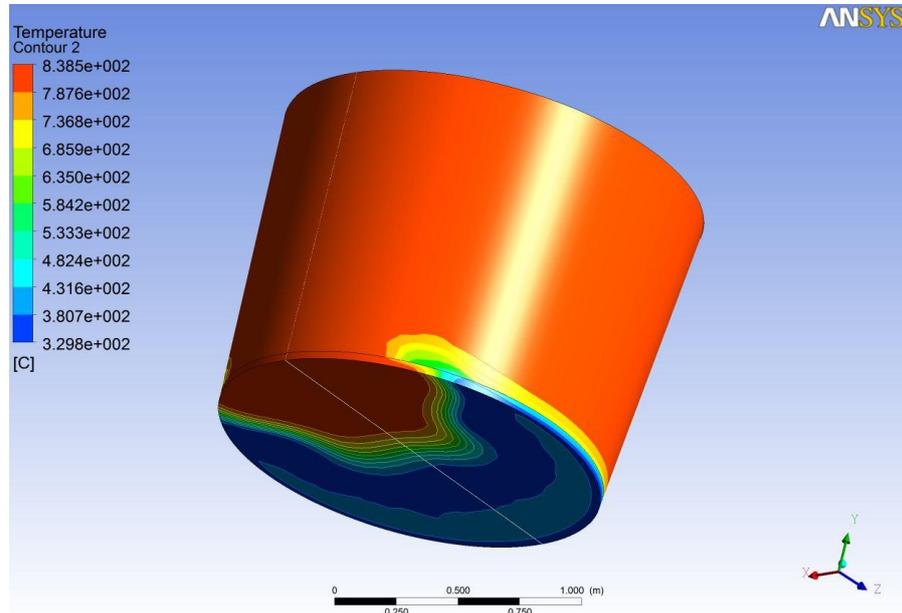
а)



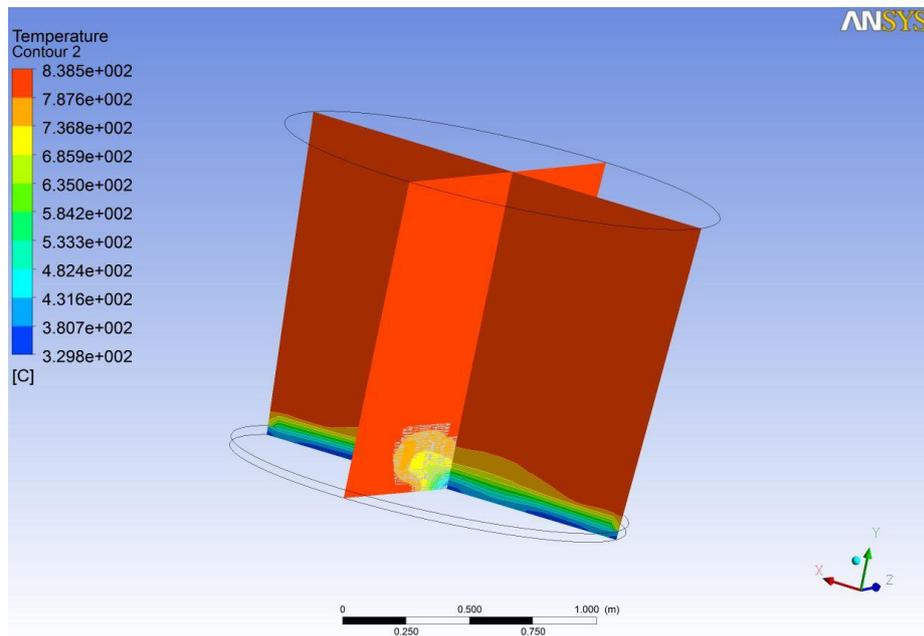
б)

Рисунок 4.14- Распределение температуры в объеме расплава после работы индуктора в течение  $t=60$  сек: а - объемный вид; б - сечения.

Градиент средней температуры между лигатурой и расплавом алюминия составляет  $470^{\circ}\text{C}$ . Наблюдается движение лигатуры свинца под действием расплава алюминия.



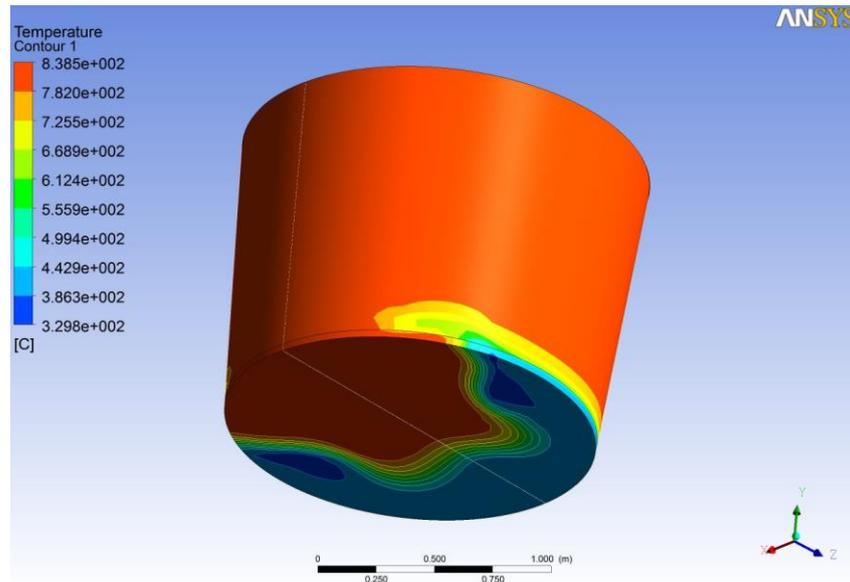
а)



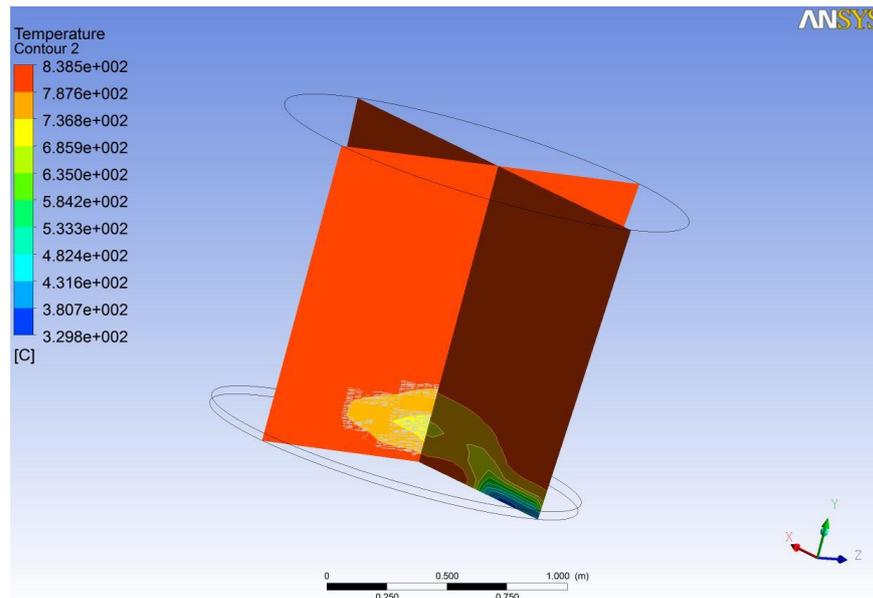
б)

Рисунок 4.15 - Распределение температуры в расплаве по истечении  $t=120$  секунд: а - объемный вид; б - сечения.

На рисунке 4.16 показана картина температурного поля расплава после работы электромагнитного перемешивателя в течение 180 секунд.



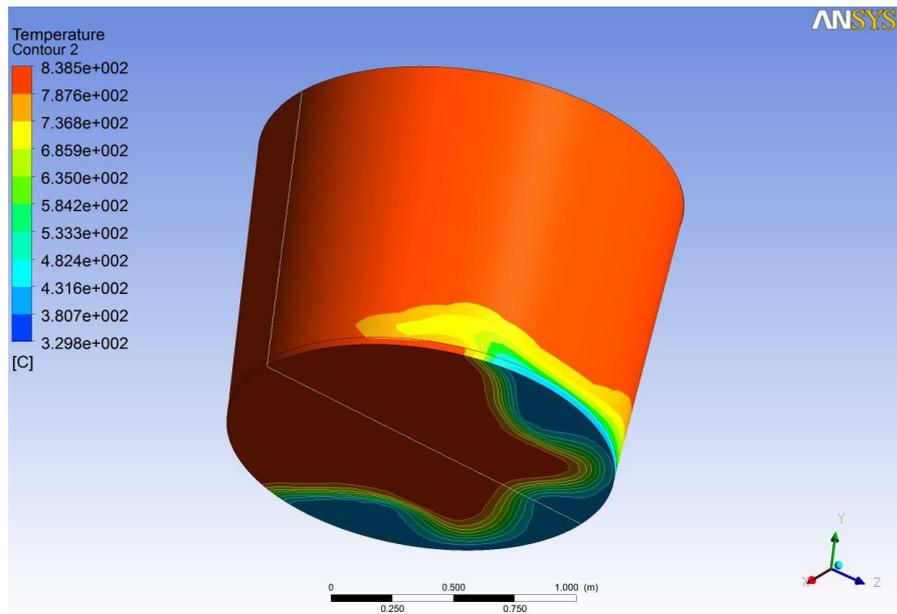
а)



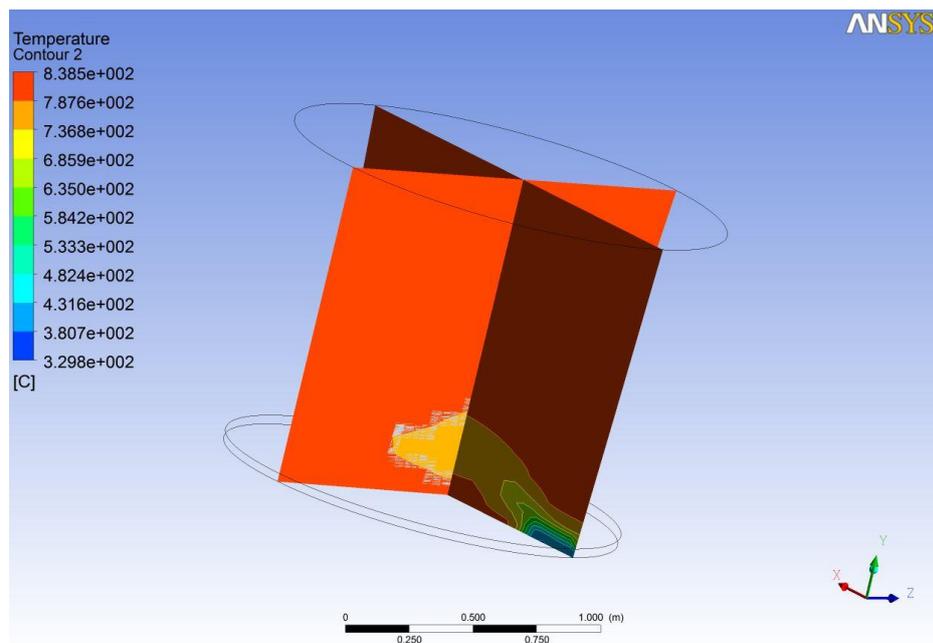
б)

Рисунок 4.16 - Распределение температуры в расплаве алюминия по истечении  $t=180$  секунд. а- объемный вид; б - сечения.

Через 180 секунд электромагнитного перемешивания градиент температур значительно уменьшился в объеме расплава алюминия, что подтверждает интенсивный теплообмен между лигатурой свинца и алюминием.



а)



б)

Рисунок 4.17 - Распределение температуры в расплаве по истечении  $t=240$  секунд: а - объемный вид; б - сечения.

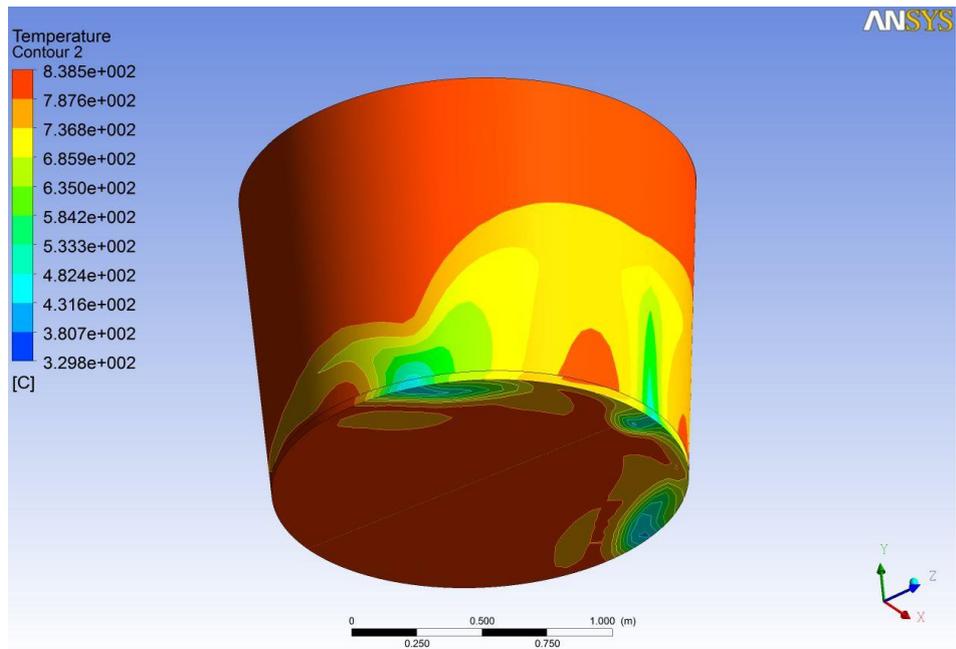
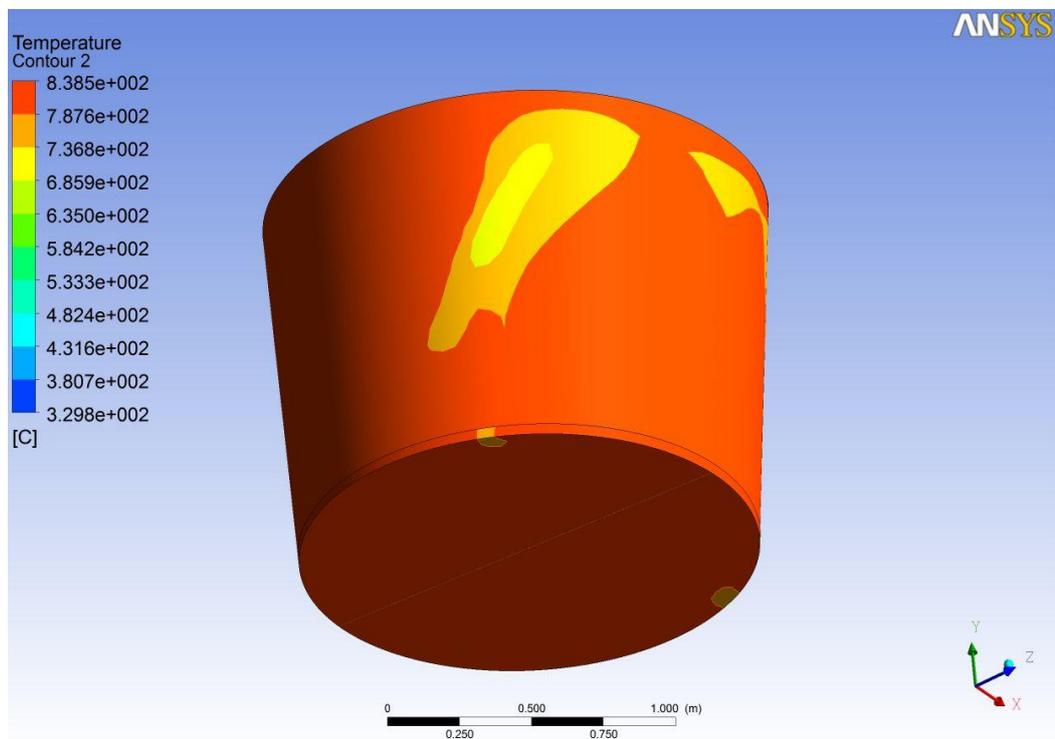
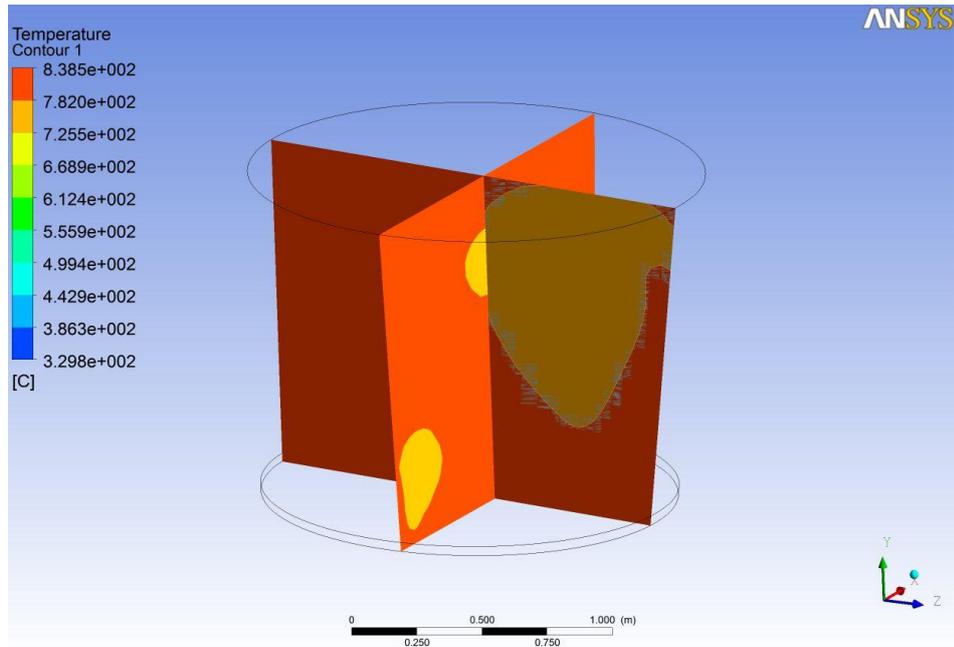


Рисунок 4.18 - Распределение температуры в расплаве по истечении:  
 $t=270$  секунд;





б)

Рисунок 4.19 - Распределение температуры в расплаве по истечении  $t=300$  секунд: а- объемный вид; б - сечения

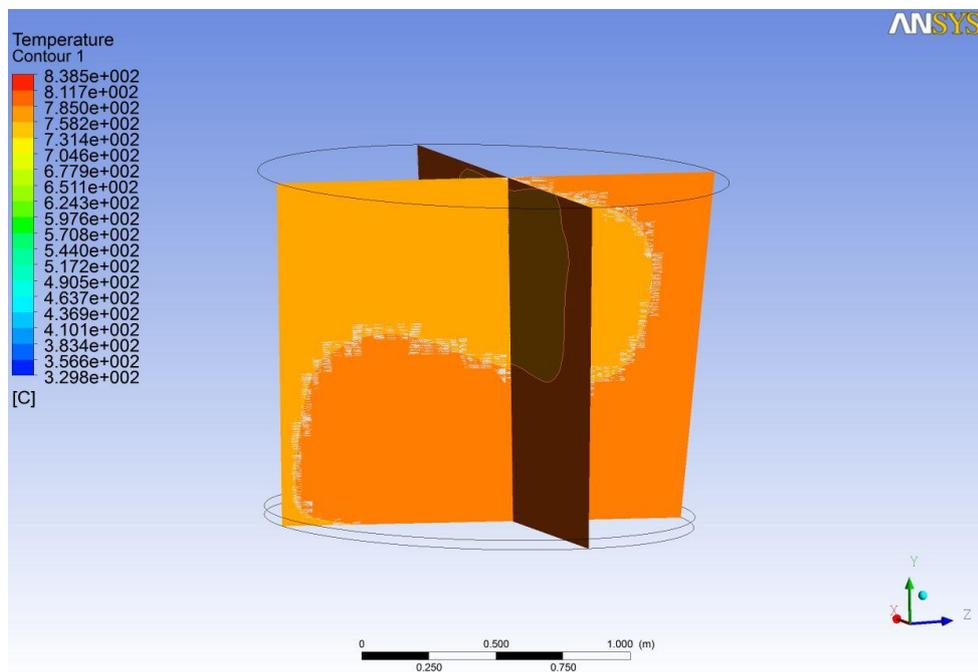


Рисунок 4.20 - Распределение температуры в расплаве по истечении  $t=420$  секунд.

Градиент температур в алюминиевом расплаве в ковше через 420 секунд работы электромагнитного перемешивателя, установленного с боковой стороны ковша не превышает  $27^{\circ}\text{C}$  ( максимальное значение температуры  $758^{\circ}\text{C}$ ; минимальное значение температуры –  $731^{\circ}\text{C}$ ).

Анализ рисунков 4.12-4.20 доказывает, что индуктор, установленный с боковой стороны ковша, генерирующий бегущее электромагнитное поле вниз, позволяет эффективно перемешивать лигатуру в расплаве алюминия во всем объеме ковша. Дальнейшее перемешивание расплава приведет к более равномерному распределению лигатуры в объеме жидкого алюминия и позволит снизить градиент температуры в расплаве до  $3-5^{\circ}\text{C}$ . Аналогичные зависимости получены, когда тепломассоперенос в расплаве алюминия происходит при движении бегущего электромагнитного поля вверх ковша.

Следующий этап работы включает проверку результатов исследования эффективности обработки расплава в транспортном ковше, полученных с применением математического моделирования, непосредственно в производственных условиях при приготовлении сплава системы Al-Cu-Mg-Pb.

#### **4.5. Опытно-промышленные испытания технологии получения автоматных алюминиевых сплавов в транспортном ковше с применением электромагнитного перемешивания расплава**

В данном разделе исследовали эффективность новой технологии получения автоматных алюминиевых сплавов в транспортном ковше с применением брикетированных лигатур системы Al-Pb-Cu, электромагнитного перемешивания и влияние поверхностно-активных веществ на формирование структуры слитков. Исследования проводили в условиях ООО «КраМЗ» на установке электромагнитного перемешивания, представленной на рисунке 4.21.

Оно включает в себя двухфазный индуктор с вентилятором воздушного охлаждения, источник питания низкой частоты, пульт управления с коммутационной и защитной аппаратурой, транспортный ковш и рабочую площадку обслуживания установки.



Рисунок 4.21 - Комплекс электромагнитного перемешивания установленный на ООО «КраМЗ»

Установка оснащена системой аспирации и удаления газов из пространства над ковшем с металлом. Удаляемые газы очищаются от пыли и выводятся за пределы литейного цеха. Оптимальными параметрами установки являются режим работы индуктора при токе 230А и частоте питающего напряжения 1,5 Гц. Данные параметры обеспечивают скорость движения расплава в активной области индуктора в диапазоне 1,1-1,3 м/с; в противоположной области ковша по отношению к индуктору скорости достигают величин 0,8-1,0 м/с.

Сплав системы Al-Cu-Mg выплавляли в пламенной печи, переливали в транспортный ковш и доставляли к установке электромагнитного перемешивания. Предварительно на рабочую площадку установки поступала свинцовая лигатура в виде цилиндрических брикетов. Масса одного брикета составляла около 2 кг. Лигатура имела следующий состав, масс. %: свинец – 50%; медь – 5%; алюминий – 45%. После задания параметров перемешивания и включения комплекса электромагнитного перемешивания в работу, в ковш с расплавом загружали заданное количество лигатуры в бумажных коробках. Через

каждые 5 минут работы установки электромагнитного перемешивания с поверхности расплава брали пробы для химического анализа.

На начальном этапе исследования возможности приготовления сплавов системы Al-Cu-Mg-Pb в транспортном ковше задавали следующие параметры на панели управления установкой: амплитуда тока 200А; частота 1 Гц; время работы 5 мин; время реверса 3 мин; движение расплава «вверх» 3 мин; движение расплава «вниз» 2 мин. Общее время перемешивания составляло 20 мин.

Предварительные испытания показали возможность повышения эффективности диспергирования свинца по сравнению с выплавкой сплава в индукционных тигельных печах, за счет периодического реверсирования направления бегущего магнитного поля. В этот период в расплаве создается максимальная турбулентность и растворение свинца происходит преимущественно за счет конвективной диффузии, скорость которой на порядок выше молекулярной диффузии. Однако из-за плохого смачивания каплями свинца расплава на основе алюминия в области со стороны противоположной индуктору при движении расплава «вверх», где скорость движения значительно меньше скорости движения расплава «вниз» со стороны области расположения индуктора, возможно слияние капель свинца (коалесценция), т.е. их укрупнение и ликвация по плотности. Этим объясняется достаточно низкий процент равномерного распределения свинца – 73 %.

С целью повышения скорости движения расплава в активной области индуктора до 1,1-1,3 м/с, а в противоположной области ковша по отношению к индуктору – до 0,8-1,0 м/с была произведена корректировка параметров установки электромагнитного перемешивания до следующих значений: амплитуда тока 230А; частота 1,5 Гц; время перемешивания 30 мин; реверс движения расплава осуществлялся через 10 мин; начальная температура расплава- 775 °С; конечная температура - 742 °С. Увеличение скорости движения вместе со снижением диффузионного контроля привело к более эффективному диспергированию свинца, увеличению поверхности контакта частиц свинца с расплавом алюминия и интенсификация процесса растворения.

На форму и размер частиц свинца, реагирующих с расплавом на основе алюминия, помимо гидродинамических факторов могут влиять поверхностные свойства двух несмешивающихся жидких фаз: динамическое межфазное натяжение и условия смачивания жидким свинцом расплава алюминия при небольших перегревах над точкой плавления. Если в систему, включающую две несмешивающиеся жидкости, ввести капиллярно-активное вещество, то его адсорбция на поверхности раздела должна вызвать снижение межфазного натяжения и повысить эффективность диспергирования свинца. В качестве веществ с высокой поверхностной активностью к алюминию выбрали висмут и олово, которые в количестве 0,044-0,047 и 0,011-0,012% соответственно входили в состав шихты. Для более точного фиксирования включений свинца при определенном времени перемешивания расплава пробы отливали в емкость с водой через 5, 15 и 30 минут после ввода лигатуры и в дальнейшем подвергали химическому анализу и металлографическому исследованию. Результаты химического анализа образцов, взятых из различных зон по объему расплава в ковше, приведены в таблице 4.3

Таблица 4.3 – Результаты испытаний, проведенных на ООО «КраМЗ» 17.10.2017г.

С П Л А В	№ плавки, марки- ровка образ- цов	Результаты анализа – массовые доли элементов в %											
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Pb	Bi	Sn
Al- Cu- Mg- Pb	1	0.44	0.57	3.37	0.43	0.67	0.041	0.17	0.29	0.048	0.54	0.046	0.011
	2	0.44	0.58	3.45	0.42	0.65	0.042	0.17	0.30	0.045	0.95	0.045	0.011
	3	0.43	0.59	3.43	0.42	0.65	0.041	0.17	0.30	0.046	1.14	0.044	0.012
	4	0.44	0.60	3.52	0.42	0.66	0.042	0.17	0.30	0.045	1.20	0.044	0.012
	5	0.44	0.60	3.46	0.42	0.65	0.042	0.17	0.30	0.046	1.22	0.044	0.012
	6	0.43	0.59	3.45	0.42	0.65	0.041	0.17	0.30	0.046	1.35	0.044	0.011
	7	0.43	0.59	3.42	0.42	0.64	0.043	0.17	0.30	0.047	1.47	0.044	0.011
	8	0.44	0.59	3.46	0.42	0.64	0.041	0.17	0.31	0.045	1.48	0.045	0.011
	9	0.44	0.60	3.50	0.42	0.65	0.042	0.17	0.31	0.045	1.51	0.047	0.012

Из нее следует, что сплав системы Al-Cu-Mg является многокомпонентным, среднее содержание свинца составляет 1,2%. Количество поверхностно-активных примесей (Bi, Sn) в среднем составило 0,056%, что является полезным для улучшения усвоения свинца, но недостаточным для их активного действия. Наличие примесей ПАВ в расплаве и повышение скорости движения расплава в активной области индуктора улучшило усвоение свинца и способствовало его более равномерному распределению по объему. Коэффициент распределения свинца по объему составил 91%.

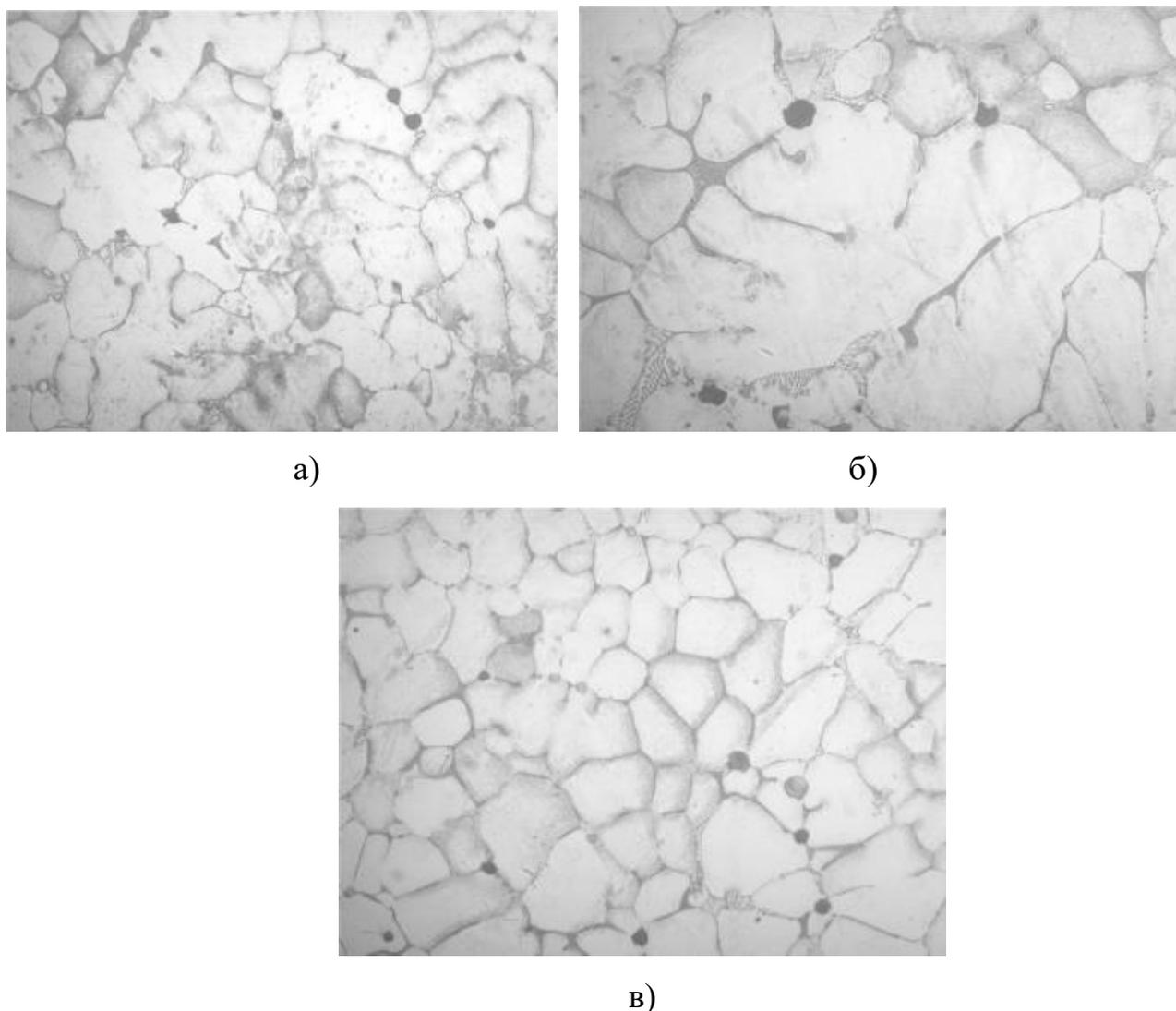


Рисунок 4.22 Микроструктура отливок из сплава системы Al-Cu-Mg-Pb  
а - проба № 1; б – проба № 2; в – проба № 3, x200

Приближение расплава к однородному состоянию оказало положительное влияние на процесс кристаллизации и структуру отливок. Установлено, что в структуре всех образцов присутствуют свинцовые монотектики различных размеров (рисунок 4.22). В пробе №1, отобранной из ковша через 5 мин после ввода лигатуры размер монотектик колеблется от 6 до 8 мкм, единичные включения достигают 26 мкм (рисунок 4.22а). В пробе №2, отобранной из ковша через 15 мин после ввода лигатуры, размеры монотектик изменяются от 2 до 12 мкм (рисунок 4.22б), а в пробе №3, отобранной из ковша через 30 мин - 4-6 мкм (рисунок 4.22в). В процессе не выявлено существенного различия в количестве монотектик от времени выстаивания расплава, однако их размер уменьшается с увеличением времени диспергирования. Таким образом, благодаря интенсивному электромагнитному перемешиванию и последующему быстрому охлаждению можно достичь довольно высокой дисперсности фаз и их относительно равномерного распределения в объеме ковша. Однако, при затвердевании слитков свинцовая монотектика располагается в основном по границам зерен, а не в теле зерна (рисунок 4.22), что свидетельствует о недостаточной степени диспергирования свинца и возможном укрупнении частиц в процессе отбора проб и последующем литье в воду. Для замедления процесса макрорасслоения необходимо микрогетерогенную систему Al-Cu-Mg-Pb перевести в гомогенное состояние при общепринятых температурах плавки и литья. Снизить температуру гомогенизации микрогетерогенных расплавов можно, как отмечено выше, введением в расплав на основе алюминия поверхностно-активного олова в количестве, при котором межфазное натяжение на границе жидких фаз снизится до нуля. Для выявления этого условия определили межфазное натяжение  $\sigma_{12}$  по правилу Антонова [75]:  $\sigma_{12} = \sigma_1 - \sigma_2$ , где  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$  поверхностные натяжения взаимно-насыщенных расплавов на основе алюминия ( $\sigma_1$ ) и свинца ( $\sigma_2$ ). Одновременно оценивали величину угла смачивания свинцом твердой и жидкой фазы на основе алюминия. Достижение нулевого значения угла свидетельствовало об исчезновении межфазной границы и о переходе системы в однофазное состояние. Результаты опыта приведены в таблице 4.4

Таблица 4.4 – Поверхностные свойства расплавов системы Al-Pb, Al-Cu-Mg-Pb и Al-Cu-Mg-Sn-Pb

Температура, °С	Расплав	Смачивание свинцом твердой и жидкой фазы на основе алюминия, $\theta$ , град	$\sigma_1$	$\sigma_2$	$\sigma_{12}$	Адгезия, $W_a$
			мДж/м <sup>2</sup>			
500	Алюминия марки А6	130				
660		50	650	417	233	834
710		20				
500	Al-Cu-Mg	100				
660		15	480	420	60	840
710		10				
500	Al-Cu-Mg-Sn	90				
660		5	450	426	24	852
710		0	430	430	0	860

Как следует из таблицы 4.4, частицы жидкого свинца при температуре 500°С не смачивают образующуюся при кристаллизации твердую фазу, что способствует их укрупнению и выдавливанию на границу зерен. Содержание в расплаве Al-Cu-Mg поверхностно-активных Sn и Bi в количестве 0,056% является недостаточным для более полного усвоения свинца и формирования дисперсных включений свинца на границе и в теле зерна.

Ранее изучено влияние содержания олова на структуру сплавов системы Al-Cu-Mg-Pb (см. раздел 4.2). Образцы для исследования готовили в металлическом кокиле со скоростью охлаждения 1-2 °С/с. Исследование микроструктуры образцов показало, что при содержании олова в сплаве 0,003% и температуре заливки 800°С дисперсные частицы свинца располагаются по границам зерен (рисунок 4.2а). Повышение содержания олова до 0,2% способствует даже при сравнительно низких температурах плавки и литья (750°С) значительному измельчению частиц свинца и их внедрению в тело зерна (рисунок 4.3в). Таким

образом, сочетая интенсивное электромагнитное перемешивание расплава системы Al-Cu-Mg-Pb с одновременным модифицированием расплава поверхностно-активным оловом в количестве 0,1-0,2%, можно получить в мелкозернистой структуре слитка дисперсные частицы свинца, преимущественно располагающиеся в теле зерна.

Оценку влияния структуры слитков произведенных по опытной технологии на уровень механических свойств прессованных изделий сплава системы Al-Cu-Mg-Pb проводили на базе прессового производства ООО «КраМЗ». Набор данных проводили при прессовании продукции из серийного сплава 2007. Горячедеформированные прутки диаметром от 40 до 250 мм из сплава 2007 получали экструдированием на горизонтальных гидравлических прессах 3500 т.с и 7000т.с.

Определение механических свойств прутков производили на универсальной разрывной машине AG-X Shimadzu усилием 100 кН. Механические свойства прутков из сплава 2007 с различной степенью дисперсности свинцовых монотектик приведены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Механические свойства прутков из сплава 2007 в состоянии T4

Диаметр прутка, мм	Серийная технология получения слитков			Опытная технология получения слитков		
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
40-80	480,5	306,3	14,41	511,4	326,0	15,0
	494,3	319,7	6,2	523,8	337,1	16,8
до 80мм по EN 755, ч.2	370	250	8	370	250	8
100-120	450,8	284,8	14,5	471,3	306,3	15,3
	462,5	297,4	16,4	479,5	319,2	16,9
80- 120мм по EN 755, ч.2	340	220	8	340	220	8
250	475,0	306,4	15,1	492,0	308,1	15,4
	481,6	310,5	15,8	497,5	312,4	16,5
200-254мм по EN 755, ч.2	330	210	7	330	210	7

Механические свойства прутков, как прочностные характеристики, так и пластичность, с уменьшением размеров свинцовых монотектик закономерно повышаются.

#### **4.6. Выводы по главе**

1. Укрупнение частиц свинецсодержащей фазы в процессе плавки и литья алюминиевых сплавов монотектической системы Al-Cu-Mg-Pb и их преимущественное расположение по границам дендритных зерен связано с микрогетерогенностью расплава, которая не устраняется при общепринятых температурах выплавки сплавов.

2. О возможности разрушения микрогетерогенной дендритной системы судили по изменению контактных углов на границе двух взаимно насыщенных жидкостей на основе Al и Pb и межфазного натяжения между ними. Установлено, что перегрев расплава до 1100<sup>0</sup>С снижает эти характеристики практически до нуля, что свидетельствует о возможности образования истинного раствора. Однако с технологической точки зрения такой перегрев неприемлем из-за испарений свинца, окисления расплава и насыщения его водородом. Модифицирование расплава оловом в количестве 0,1-0,2% снижает температуру перехода метастабильной структуры в структуру истинного раствора до 710-750<sup>0</sup>С.

3. С применением электромагнитной численно-математической модели определены параметры системы ковш - индуктор; получены значения магнитной индукции на границе «футеровка - жидкий металл» равные 0,3-0,4 тесла.

4. На основе гидродинамической численно-математической модели установлены скорости жидкого алюминия в ковше, равные 0,8-1,3 м/с.

5. Анализ картины распределения движения алюминиевого расплава в ковше показал, что все части объема расплава находятся в движении; реверс движения алюминиевого расплава позволяет исключить области с минимальным перемешиванием.

6. Расчеты траектории движения частиц свинца показывают, что при интенсивном движении алюминиевого расплава свинец эффективно диспергирует в расплав алюминия во всем объеме ковша.

7. Частицы свинца активно перемешиваются в объеме расплава при направлении бегущего электромагнитного поля индуктора как вниз ковша, так и при изменении направления на противоположное - вверх ковша.

8. Новая технология получения автоматных алюминиевых сплавов с применением электромагнитного перемешивания прошла производственную проверку в условиях ООО «КраМЗ». Доказана эффективность диспергирования свинца при вводе в расплав брикетированной свинецсодержащей лигатуры и его равномерное распределение в объеме расплава.

9. Установлены оптимальные параметры перемешивания расплава в транспортном ковше; температура расплава 775-742<sup>0</sup>С; скорость движения расплава в активной области индуктора 1,1-1,3 м/с; время перемешивания – 30 мин; реверс движения расплава через каждые 10 мин.

10. Для успешного перевода расплава системы Al-Cu-Mg-Pb в микрогетерогенное и далее гомогенное состояние при заданном интервале температур необходимо введение в расплав автоматного сплава поверхностно-активного олова в количестве до 0,2 мас. %, что обеспечивает повышение эффективности диспергирования свинца и расположение дисперсных частиц свинца в теле зерна при затвердевании слитка.

11. Механические свойства прутков, как прочностные характеристики, так и пластичность, с уменьшением размеров свинцовых монотектик закономерно повышаются.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что независимо от способа литья структура слитка автоматного алюминиевого сплава имеет неоднородное строение по сечению и высоте, а размеры включений свинцовых фаз достигают 40 мкм и более. При этом

уменьшить расслоение монотектической системы Al-Pb и размер частиц свинцовой фазы можно за счет применения гранулируемых свинецсодержащих лигатур и перевода расплава автоматного сплава из микрогетерогенного в гомогенное состояние.

2. На основе результатов термического анализа лигатурного сплава Al-15%Pb и математического моделирования процессов теплообмена при литье гранул на экспериментальной установке определены следующие технологические параметры процесса гранулирования: температура перегрева расплава  $1100^{\circ}\text{C}$ ; скорость кристаллизации гранул размером 5-6 мм  $1,0 \cdot 10^2$ , а размером 3-4 мм -  $5,0 \cdot 10^2$   $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

3. Металлографическим анализом и электронномикроскопическими исследованиями в структуре гранул обнаружено небольшое количество включений свинцовой фазы размером  $\sim 10$  мкм, образовавшихся в результате коалесценции при температуре выше монотектической и самые мелкие частицы менее 1 мкм, образовавшиеся при охлаждении гранул от температуры монотектики до температуры эвтектики за счет выделения из раствора  $\alpha$ -фазы второго компонента.

4. Испытание гранулированной свинецсодержащей лигатуры при литье слитков из автоматного сплава марки 2007 в условиях ООО «КраМЗ» показали, что структура по сечению и длине слитка достаточно равномерная и мелкозернистая, однако частицы свинца располагаются, в основном, по границам дендритных ячеек. Расчет усилий действующих на частицу свинца перед растущим кристаллом в процессе кристаллизации слитка подтвердил эти результаты: при степени переохлаждения 2-5К растущим кристаллом захватываются частицы менее 0,1-0,25 мкм, а более крупные оттесняются в междендритное пространство, что объясняется соотношением величин межфазных энергии на границе контактирующих фаз микрогетерогенной системы.

5. Разрушение метастабильной неоднородности и перевод расплава в состояние истинного раствора существенно меняет условия кристаллизации,

структуру и свойства слитка. Установлено, что взаимное смачивание контактирующих фаз и образование однородной дисперсной системы может быть достигнуто не только высоким перегревом расплава, но и при более низких технологических температурах за счет модифицирования монотектического расплава системы Al-Cu-Pb поверхностно-активными металлами: оловом, магнием, висмутом.

6. Применение брикетированной лигатуры состава 50%Pb, 5%Cu и 45% масс.Al потребовало разработки новой эффективной технологии получения автоматных алюминиевых сплавов в транспортном ковше. Доказано, что важным этапом технологического процесса приготовления сплава системы Al-Cu-Mg в ковше является электромагнитное перемешивание расплава с целью диспергирования свинца и его равномерного распределения в объеме расплава. На основе электромагнитной, гидродинамической и термодинамической численно-математических моделей выполнены расчеты технологических параметров процесса: значение магнитной индукции на границе «футеровка-расплав» 0,3-0,4 тесла; температура расплава в транспортном ковше 775-742<sup>0</sup>С; скорость движения расплава в активной области индуктора 1,1-1,3 м/с, время перемешивания - 30 мин, реверс движения расплава через каждые 10 мин.

7. Для успешного перевода расплава системы Al-Cu-Mg-Pb в микрогетерогенное и далее в гомогенное состояние при заданном интервале температур необходимо введение в расплав автоматного сплава поверхностно-активного олова в количестве до 0,2 мас%, что обеспечивает повышение эффективности диспергирования свинца и расположение дисперсных частиц свинца в теле зерна в процессе затвердевания слитка.

**СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ**

1. Усынина Г.П., Кокоулин В.Г., Низовцев Е.В., Окладников Н.В. Особенности структуры и производства алюминиевых сплавов систем Al-Cu-Mg и Al-Mg-Si с добавками Pb и Bi / Алюминий Сибири, под ред. П.В. Полякова, НТЦ «Легкие металлы», Красноярск. 2004. с. 203-206.
2. Черепок Г.В., Варга Н. И и др. Технологические особенности производства изделий из деформируемых сплавов, легированные свинцом и висмутом// Металловедение и технология легких сплавов. – М.: ВИЛС, 200/ с. - 256-264.
3. Батышев А.И., Батышев К.А., Головцова С.В., Георгиевский М.Г. Ликвация свинца в отливках из алюминиевых сплавов// Литейное производство. 2007 №12, с.-2-4.
4. Варга Н.И. // Литейное производство. 1997. №8-9. С. 53-54.
5. Ejipich R.E., Webber F.J., Dawson R.N. A new bearing « materials cast from Immiscible metals.» «Metals Etlgineering Quarterly», 1974. February, p. 33-37.
6. Miller M., Webbere F. Aluminium-lead based alloys and method of preparation (G.M. Corp.) Patent USA, №3. 545.943, 8.12.70.
7. Pratt G.G. New development in bearing materials, «SAE Preprints», Internal. Autom. Engng. Gongress, Jan. 13-17, 1969, №690112
8. Рудницкий Н.М., Рассадин Ю.А., Николаенко Е.Г. и др. Бесслитковая прокатка алюминиевых антифрикционных сплавов. Труды НАМИ, 1966, вып. 82, с. 70-81.
9. Горбунов В.Г. Исследование возможности получения сплавов систем Al-Pb с помощью ультразвука. Сб. «Ультразвук в машиностроении», 1969, вып. 2. с. 197-201.
10. Горбунов В.Г. Разработка новых антифрикционных алюминиевых сплавов. Сб. «Повышение качества и надежности биметаллических подшипников». ЦНИИТЭИ Тракторсельхозмаш. Серия «Технология и автоматизация производственных процессов». М., 1972. с. 46-47.

11. Нудренко Г.А., Елагин В.И., Буше Н.А. Опыт получения алюминиевых сплавов с высоким содержанием свинца и полуфабрикатов из них. Реф. сб., «Повышение качества и надежности биметаллических подшипников». ЦНИИТЭН Тракторсельхозмаш. Серия «Технология и автоматизация производственных процессов». М., 1972. с. 36-41.
12. Иосифов В.М. Получение гранул из алюминия и литейных алюминиевых сплавов. – В кн. «Вопросы прочности и пластичности металлов». Минск, изд-во «Наука и техника», 1970. с. 14.
13. Добаткин В.И., Елагин В.И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. М.: «Металлургия», 1981. с. 176.
14. Шахназаров Т. А., Шахнамиров С. С. Химическое диспергирование при получении сплавов Al-Pb. 1996. с
15. Баум Б.А. Металлические жидкости. М.: Наука. 1979. с. 135.
16. Ершов Г.С., Позняк Л.А. Микронеоднородность металлов и сплавов. М.: Metallurgia. 1985. с. 212.
17. Попель П.С. Метастабильная микрогетерогенность расплавов в системах с эвтектикой и монотектикой и её влияние на структуру сплава после затвердевания // Расплавы. 2005. №1. с. 22-49.
18. Herwig F., Hoyer W. Viscosity Investigations on Liquid Alloys of the Monotectic system Al-In // Z/ Vetallrd. 85. №6. 1994. P. 388-390.
19. Homogenising heat treatment on hypermonotectic Al-In and Al-Pb melts/ Popel P.S., Chikova O.A. and other// Abstracts of the Ninth International Conference on Liquid and amorphous metals. Chicago. USA. 1995. P. 128
20. Попель П.С., Чикова О.А., Бродова Н.Г. Особенности структурообразования при кристаллизации сплавов Al-In// Физика металлов и металловедения. – 1992. №9. с. 111-115.
21. Взаимосвязь структурного состояния жидких и твердых сплавов Al-Pb / Суханова (Колобова) Т. Д., Чикова О.А., Попель П.С. и др.// Расплавы. 2000. №6. с. 11-15.

22. Чикова О.А. Самопроизвольное диспергирование в процессах сплавообразования как причина микрорасслоения металлических расплавов// Расплавы. 2008. №9. С. 54-64.
23. Чикова О.А. О структурных переходах в жидких металлах и сплавах// Расплавы. 2009. №1. С. 18-30.
24. Бродова И. Г., Астафьева В.В. Влияние температурно-временной обработки расплава на структуру и коэффициент линейного расширения силуминов// Литейщик России. 2010. №7. С. 33-36.
25. Кузей А. М. Структурно-фазовые превращения в быстрозакаленных алюминиевых сплавах/ А.М. Кузей – Минск: Беларус. наука, 2011. – с.399
26. Матвеев В.М., Чикова О.А., Попель П.С. Влияние присадок Mg, Cd, Zn, Zr, Sc, В, Ti, и Mn на термическую устойчивость микрорегетерогенного состояния расплавов Al – 5,4 ат.% Sn// Расплавы. 1995 №2. С.82-86.
27. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. Киев: Наукова думка. 1972. с. 196.
28. Попель П.С., Баум Б.А., Косилов Н.С. Межфазные явления при смешении металлических расплавов // Адгезия расплавов и пайка материалов. Киев: Наукова думка. 1982. Вып. 9 с. 8-10.
29. Свойства металлических расплавов: Сборник/ В.С. Цепелев, Екатеринбург: УГТУ- УПИ. 2008. ч.1 с. 358., 4.2. с. 383.
30. Karnio Akihiko, Tezuka Hiroyashi, Kurnai Shinyc, Suede Sotohiro, Tarahashi Tsuneo. Механизмы монотектического затвердевания сплавов на основе алюминия// Нихон Киндзоку Таккайку. J Jap. Inst. Metals – 1985. V.49. №8. P. 077-083.
31. Сахно Г. А., Салли И. В., Ромичев. Роль поверхностной энергии в формировании эвтектических структур./ Физическая химия поверхностных явлений в расплавах. Киев: Наукова думка. 1971. с.109.
32. Горбунов В.Г., Паршина В.Д., Пупынин В.П. и др. Структура и свойства сплавов Al-Pb, полученных с помощью ультразвука и модифицированных натрием// МИТОМ. 1974. №2. С. 38-41.

33. Сумм Б.Д. Фазовые переходы в поверхностном слое и поверхностное натяжение жидкостей// ЖФХ. 2005. т.79 №2, с. 199-212.

34. / Жукова А.А., Жуков А.А., Головушкина Л.П и др. Анализ термодинамической устойчивости дисперсного состояния жидкой эвтектики// Металлы. 2001 №3 с. 14-19.

35. Чикова О.А. Микрогетерогенность и особенности кристаллизации расплавов на основе алюминия: диссертация доктора физико-математических наук: 02.00.04. Место защиты: Ур. гос. техн. ун-т. Екатеринбург. 2009. с.327.

36. Кудрин В.А. Внепечная обработка чугуна и стали. М.: Metallurgia, 1992. с.337.

37. Патент РФ №2290451. Способ рафинирования алюминия и его сплавов, опубликован 27.12.2006 г.

38. Патент РФ №2247156. Способ обработки расплава металла в ковше и устройство для его осуществления, опубликован 27.02.2005 г.

39. Смирнов А.Н., Отовекая Е.В., Салмаш И.Н. и др. Некоторые вопросы оценки интенсивности перемешивания при продувке металла в ковше инертным газом// Металлы и литье -№3-4, 2007 г., с.44-49.

40. Вольдек А.И. Индукционные магнитодинамические машины с жидкометаллическим рабочим телом [текст]: науч. издание / А.И. Вольдек – Л. : Энергия . 1970. -272с.

41. Альтгаузен А.П. Электротермическое оборудование [текст]: Справочник / под общей ред. А.П. Альтгаузена. – М: изд-во Энергия. 1980. – 416с.

42. Христинич Р.М. МГД – технологии рафинирования и приготовления алюминиевых сплавов в транспортных ковшах / Христианич Р.М., Велентеенко А.М., Головенко Е.А., Христинич А.Р. // Электротехнология, 2008. с. 1-8

43. Тимофеев В.Н. Управление конвективными потоками расплава в канальной части индукционной печи / В.Н. Тимофеев, М.Ю. Хацаюк // Известия академии наук. Энергетика. – 2013. -№3. с. 130-136.

44. Тимофеев В.Н. Исследование, разработка и внедрение МТД - технологий в плавно-литейное производство алюминиевых сплавов / В.Н. Тимофеев, Н.П.

Маракушин, М.Ю. Хацаюк и др. // 3-я международная конференция “Актуальные проблемы энергосберегающих электротехнологий”, Екатеринбург. 2014. 17.03.2014 – 20.03.2014. Электронный научный архив УрФУ. <http://hdi.handie.net/10995/36347>.

45. Технология электромагнитного воздействия на расплав алюминия. Составил Evgenij Vortnik Пт. 03/15/2016. Paseka 24.ru

46. Головенко Е.А. Технология электромагнитного воздействия на расплав алюминия в миксерах и печах / Е.А. Головенко, В.А. Горемыкин, Е.С. Кинев и др. // Цветные металлы 2014, №2

47. Физическая химия неорганических материалов: В 3т. / Под общей ред. Еременко В.Н. – Киев : Наук. думка, 1988. Т.3: Физическая химия взаимодействия жидких металлов с материалами / Еременко В.Н., Лесник Н.Д., Листовничий В.Е. и др. -1988. -192с.

48. Диаграммы состояния силикатных систем. Справочник. Выпуск первый. Двойные системы. Торопов Н.А., Барзаковский В.П., Ланин В.В., Кудрявцева Н.Н. Издательство «Наука», Ленинградское отд.. Л., 1969, 1-822.

49. Физическая химия неорганических материалов в 3 т./под общей редакцией Еременко В.Н. – Киев: Наук.думка, 1988 – Т.2: Поверхностное натяжение и термодинамика металлических расплавов / Еременко В.Н., Иванов М.И., Лукашенко Г.М. и др. 1988 -192 с.

50. Bashforth F., Adams J.G. An attempt to test the theories of capillary action.- Cambridge: Univ. press, 1883 – 139 p.

51. Структура двойных сплавов. Хансен М., Андерко К., т.1, М.: Металлургиздат, 1962 г.

52. Бабкин В.Г., Черепанов А.И., Низовцев Е.В., Чеглаков В.В. Применение гранул из лигатуры системы Al-Pb для введения свинца в автоматные алюминиевые сплавы// Технология легких сплавов, №2 – 2009, с.62-69.

53. Ромасков П.Г., Курочкина М.И. Гидромеханические процессы химической технологии// Химия, 1974 г. – 288 с.

54. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах// Справ. Изд. М.: Metallurgy, 1989 г. -384 с.
55. Ривкин С.Л., Александров А.А. Теплофизические свойства воды и водяного пара. – М.: Энергия, 1980 – 424 с.
56. Кутателадзе С.С. Теплопередача и гидродинамическое сопротивление: Справочное пособие – М: Энергоатомиздат, 1990 – 367 с.
57. Гранулирование алюминиевых сплавов. Добаткин В.И., Елагин В.И. – (Достижения отечественного металловедения).- М.: «Металлургия», 1981, - 176 с
58. Бабкин В.Г., Резяпов В.Ш., Черепанов А.И., Чеглаков В.В. Повышение качества слитков из автоматных алюминиевых сплавов при полунепрерывном литье// Журнал СФУ, Техника и технологии, №6 (3) – 2013, с.307-313.
59. Дерябин В.А., Дерябин А.А. Физико-химические исследования металлургических процессов. Межвузовский сборник научных трудов: изд. УПИ; 1995. вып.13, с.65-75.
60. Попель С.И. Поверхностные явления в расплавах. М.: Metallurgy, 1994. с.440.
61. Хаимов-Мальков В.Я. Рост кристаллов. Труды института кристаллографии АН СССР. М.; 1959. Т2, с.5-16.
62. Бабкин В.Г. Формирование включений свинца в структуру слитков автоматных алюминиевых сплавов при непрерывном литье / В.Г. Бабкин, А.И. Черепанов, В.Ш. Резяпов, // Технология легких сплавов. 2012. №1ж. с. 63-71
63. Попель П.С. Метастабильная микрогетерогенность расплавов в системах с эвтектикой и монотектикой и её влияние на структуру сплава после затвердевания // Расплавы. 2005. №1.22.49.
64. Чикова О.А. Самопроизвольное диспергирование в процессах сплавообразования как причина микрорасслоения металлических расплавов // Расплавы. 2008. №9. с. 54-56.
65. Чикова О.А. Исследование влияния структурного состояния расплава на кристаллическое строение и механические свойства фаз сплава Al-50% Sn

методом наноидентирования / О.А. Чикова, А.Н. Константинов, Е.В. Шишкина, Д.С. Чезганов // *Металлы*. 2013. №4. С.70-81.

66. Поверхностные явления в расплавах. Попель С.И. – М.:Металлургия. 1994. 440 с.

67. Золотухин В.А. Исследование поверхностных свойств и кинетики растекания алюминиевых расплавов по огнеупорным материалам / В.А. Золотухин, В.Г. Бабкин, Г.И. Кадышева и др. // *Технология легких сплавов*. 1984. №1. с.14-19.

68. Комбалов Д.А. Смачивание расплавами олова – свинец поверхности алюминия и меди /Д.А. Комбалов, А.З. Кашежева, Р.А. Кутуев и др. // *Поверхность, рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2015. №6. с. 95-99.

69. Белов Н.А. Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения / Н.А. Белов, Е.И. Гершман, И.С. Гершман и др./ под ред. А.Е. Миронова, Н.А. Белова, О.О. Столяровой // М.: МИСиС. 2016. -222 с.

70. Chen Shu. Влияние олова на кристаллизацию монотектического сплава Al-Pb/ Shu Chen, Jinzhou Zhao// *Jinshu Xuebao. Acta met siu*. – 2014. – Vol. 50. - №5 – P561-566.

71. An, J.The influence of Pb on the friction and wear behavior of Al-Si-Pb alloys/ J.An, Y.V.Lin, Y.Lu // *Mater. Sci. and Engineering*. – 2004. A373. – P.294-302.

72. Физическая химия неорганических материалов: в 3т. / Под общ. ред. Еременко В.Н. // Киев: Наук. думка. 1988. т. 2: Поверхностное натяжение и термодинамика металлических расплавов / В.Н Еременко, М.И. Иванов, Г.М. Лукашенко, и др. 1988. -192 с.

73. Отчет по НИР «Разработка численно-математической модели диспергирования свинца в расплаве алюминия при обработке в транспортном ковше по договору №2288/17 от 20 июля 2017 г., рук. Работы Р.М. Христинич, ООО «НПО MetallurgЭнергопром», г.Красноярск, 2017 г. – 106 с.

74. Христинич Р.М., Велентеенко А.М., Головенко Е.А., Христинич А.Р. МГД-технологии приготовления алюминиевых сплавов в транспортном ковше// Электromеталлургия, 2008. с. 1-8.

75. Аврамов Ю.С., Шляпин А.Д. Новые композиционные материалы на основе несмешивающихся компонентов: получение, структура, свойства/М.: МГИУ, 1999– 206 с.

76. Васильев Е.К., Нахмансон М.С. Качественный рентгенофазовый анализ/Новосибирск, Наука, 1986– 192 с.

## ПРИЛОЖЕНИЕ А



Общество с ограниченной ответственностью  
**«Красноярский  
 металлургический завод»**

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ, 660111, Г. КРАСНОЯРСК, УЛ. ПОГРАНИЧНИКОВ, 42.  
 ТЕЛЕФОН: (391) 256-48-58, 256-40-73, ФАКС: (391) 226-70-89,  
 E-MAIL: OFFICE@KRAMZ.BIZ



Утверждаю  
 Технический директор  
 ООО «КрамЗ»  
 М.Г. Мотков  
 2018 г.

## АКТ

о внедрении МГД-технологии диспергирования свинца  
 при производстве алюминиевых деформируемых сплавов

В период с мая 2017 г. по июль 2018 г. аспирант кафедры «Литейное производство черных и цветных металлов» ФГАОУ ВО «Сибирского федерального университета» Чеглаков В.В. участвовал в исследованиях, разработке и внедрении в производственный процесс МГД технологии для диспергирования свинца при выплавке автоматных алюминиевых сплавов марок 2007, 2030 и 2011. Исследовал зависимости влияния технологии введения труднорастворимых легирующих компонентов в расплав, состава сплава и технологических факторов на структурообразование слитков в процессе кристаллизации.

**Выполнены следующие работы:**

1. Изготовлена и смонтирована в плавильном цехе установка электромагнитного перемешивания расплава в транспортном ковше.
2. Разработана технология и нормативно-технологическая документация на приготовление жидких лигатур Al-Pb (1-2%) в транспортном ковше для последующего легирования сплавов 2007, 2030 и 2011 в плавильно-литейных агрегатах.
3. На плавильно-литейных агрегатах произведена отливка квалификационных партий цилиндрических слитков диаметром 145, 162, 215, 320 и 515 мм. из сплавов 2007, 2030 и 2011 с размером частиц свинца в структуре слитка 5-15 мкм.

**Достигнуты следующие результаты:**

Прессованные полуфабрикаты, полученные из квалификационных партий слитков, соответствуют требованиям нормативной документации, а именно EN 573 и EN754.

**Заключение комиссии:**

1. Разработанная технология и нормативно-технологическая документация на приготовление жидких лигатур Al-Pb для производства сплавов 2007, 2030 и 2011

- обеспечивают получение слитков удовлетворяющих требованиям стандартов предприятия СТО 808-008-2012 и СТП 808-010-2003.
2. Признать разработанную МГД-технологию диспергирования свинца эффективной и внедрить в производство.

Комиссия от ООО «КраМЗ»:

Помощник генерального директора



10.08.18

В.Г. Кокоулин

Директор по производству

С.В. Громов

От ФГАОУ ВО «СФУ»

Аспирант кафедры «Литейное производство  
черных и цветных металлов»



11.08.2018



10.08.2018

В.В. Чеглаков

## ПРИЛОЖЕНИЕ Б

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ  
Федеральное государственное автономное  
образовательное учреждение высшего образования  
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

SIBERIAN  
FEDERAL  
UNIVERSITY



СИБИРСКИЙ  
ФЕДЕРАЛЬНЫЙ  
УНИВЕРСИТЕТ

660041, Росси, г. Красноярск, проспект Свободный, 79  
телефон (391) 244-82-13, факс (391)244-86-25  
http: // www. sfu-kras.ru e-mail: [office79@sfu-kras.ru](mailto:office79@sfu-kras.ru)

№ \_\_\_\_\_  
На \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_

УТВЕРЖДАЮ

Проректор Университета по УР



М.В. Румянцев

« 25 » 09 2017 г.

### А К Т ВНЕДРЕНИЯ В УЧЕБНЫЙ ПРОЦЕСС

Настоящим актом подтверждается, что патент РФ № 2454472, МПК С22С1/03 «Способ получения сплава на основе алюминия системы Al-Pb», разработанный коллективом ученых в составе В.Г. Бабкин, А.И. Черепанов, В.Ш. Резяпов, В.В. Чеглаков и Е.В. Низовцев, внедрен в учебный процесс и применяется при обучении магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» и магистерской программы 22.04.02.07 «Теория и технология литейного производства цветных металлов и сплавов» и аспирантов по специальности 05.16.04 «Литейное производство» и используются при проведении лекционных и лабораторных занятий по дисциплинам «Технология литейного производства цветных металлов и сплавов», «Управление качеством литейной продукции», «Методы и приборы для исследования материалов литейного производства», «Металловедение и термическая обработка алюминиевых сплавов», что позволяет повысить эффективность обучения и проведения научно-исследовательских курсовых и диссертационных работ.

Директор Института цветных металлов  
и материаловедения

 /В.Н. Баранов/

Заведующий кафедрой  
«Литейное производство»

 /С.В. Беляев/

Исполнитель: Лесив Е.М.  
Тел.+ 7 983 294 09 03  
e-mail: [elisiv@inbox.ru](mailto:elisiv@inbox.ru)