

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

На правах рукописи



Фролов Виктор Федорович

**ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ
ПРОИЗВОДСТВА ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ
СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ ДЛЯ ФОЛЬГОПРОКАТНОГО
ПРОИЗВОДСТВА**

Специальность 05.16.04 – Литейное производство

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
Беляев Сергей Владимирович
доктор технических наук, доцент

Красноярск – 2016

ОГЛАВЛЕНИЕ

УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ.....	5
ВВЕДЕНИЕ.....	6
ГЛАВА 1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА В ОБЛАСТИ ИССЛЕДОВАНИЙ ПРОЦЕССА ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ ДЛЯ ФОЛЬГО- ПРОКАТНОГО ПРОИЗВОДСТВА.....	12
1.1 Современные тенденции развития производства плоских слитков из алюминиевых сплавов для фольгопрокатного производства.....	12
1.2 Анализ качества плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства	31
1.3 Анализ современных методов компьютерного моделирования процессов литья	43
1.4 Выводы и постановка цели и задач диссертационного исследования.....	45
ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КАЧЕСТВА СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ.....	47
2.1 Методика проведения плавки и схема отбора образцов от слитков из сплавов 1XXX серии	47
2.2 Методика проведения металлографических исследований сплавов 1XXX серии.....	54
2.3 Методика исследования деформируемости и определения механических свойств литых и деформированных полуфабрикатов из слитков 1XXX серии.....	63
2.4 Выводы.....	68

ГЛАВА 3 АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ НА КАЧЕСТВО ПРОДУКЦИИ.....	69
3.1 Исследование влияния химического состава на образование крупнокристаллической структуры слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии	69
3.2 Исследование влияния теплофизических параметров литья и кристаллизации на образование дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры.....	79
3.3 Выводы.....	94
ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МОДИФИЦИРОВАНИЯ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ.....	96
4.1 Анализ технологии приготовления расплавов в миксере при производстве слитков из алюминиевых сплавов 1050 и 1200.....	96
4.2 Экспериментальные исследования деформируемости и свойств образцов алюминиевого сплава 1050.....	115
4.3 Компьютерное моделирование распределения интерметаллидов при модифицировании алюминиевого сплава 1XXX серии на литейной машине	124
4.4 Компьютерное моделирование процесса растворения лигатурного прутка AlTi5B1 в системе литейных желобов	128
4.5 Исследование качества модифицирующих лигатур системы Al-Ti-B, используемых в производстве плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии	133
4.6 Выводы.....	138
ГЛАВА 5 НОВЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ОБЛАСТИ ПРОИЗВОДСТВА ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ	140

5.1 Разработка и внедрение технологии производства плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства, исключающих появление дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры	140
5.2 Новые технические решения в области производства слитков из алюминиевых сплавов.....	148
5.3 Выводы.....	156
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	157
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	159
ПРИЛОЖЕНИЕ А.....	170
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	185
ПРИЛОЖЕНИЕ В.....	202
ПРИЛОЖЕНИЕ Г.....	205

УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

БП – беслитковая прокатка

КС – кристаллизатор скольжения

ЭМК – электромагнитный кристаллизатор

FTS – структура Fir-Tree («ёлочная структура»)

ВС – веерная структура

ПКС – плавающие кристаллы в структуре

ОМД – обработка металлов давлением

ЭМП – электромагнитное перемешивание

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время развитие научно-технического прогресса в алюминиевом производстве происходит в условиях жесткой конкурентной борьбы на мировом рынке, основными требованиями которого является неуклонное повышение эффективности конечной продукции. Одним из главных направлений развития металлургической промышленности России на период до 2020 года является обеспечение растущего спроса на металлопродукцию на основе ускоренного инновационного обновления отрасли, повышения ее экономической эффективности, экологической безопасности, ресурсо- и энергосбережения, конкурентоспособности продукции, импортозамещения и сырьевого обеспечения [1]. Данная задача решается повышением производительности и качества продукции за счет совершенствования действующих или создания новых технологических процессов. Для России данная задача усложняется тем, что цветная металлургия, в том числе и литейное производство в основном развивается на базе импортируемых технологий, материалов и оборудования. Поэтому для производства конкурентоспособной продукции требуется организация специальной подготовки и переобучения специалистов на качественно более высоком уровне, а, главное, проведение дополнительных исследований для адаптации импортного производства к Российским условиям.

В условиях действующего кризиса в металлургии главным вектором развития алюминиевой отрасли в последнее время стала тенденция увеличения в общей структуре производства продуктов высокого уровня обработки, где самым востребованным продуктом на мировом рынке потребления алюминия являются алюминиевые сплавы, позволяющие создавать продукт (слитки, прокат, профили, упаковочные материалы), свойства которого полностью отвечают запросам конечного потребителя. Лидер Российской алюминиевой отрасли ОК РУСАЛ (UC RUSAL) активно развивает литейное производство и планирует довести долю сплавов до 75 % в общем объеме выпуска продукции. Одним из перспективных проектов этого направления является производство плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного произ-

водства. Однако существующие технологии данного производства не обеспечивают стабильного получения качественных характеристик по внутреннему строению этих слитков. Поэтому разработка научно-обоснованных технических и технологических решений для обеспечения требуемого уровня качества плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства, несомненно, является актуальной научно-технической проблемой. Актуальность работы подтверждается тем, что она выполнялась в рамках Федеральной программы «Стратегия развития цветной металлургии России на 2014-2020 годы и на перспективу до 2030 года», разработанной в соответствии с поручением Правительства Российской Федерации от 16 июля 2013 г. N ДМ-П9-53пр.

Благодаря исследованиям отечественных и зарубежных ученых таких, как М.Б. Альтман, В.А. Андерсон, В.Г. Бабкин, Г.Ф. Баландин, А.И. Батышев, К.А. Батышев, А.Ф. Белов, В.Д. Белов, Н.А. Белов, А.И. Беляев, В.С. Биронт, А.А. Бочвар, И.Г. Бродова, А.И. Вейник, С.М. Воронов, И.Е. Горшков, Б.Б. Гуляев, В.Б. Деев, В.И. Добаткин, В.И. Елагин, В.М. Замятин, Е.Д. Захаров, В.В. Захаров, В.С. Золоторевский, В.А. Кечин, Б.А. Колачев, Г.Г. Крушенко, Б.А. Кулаков, В.А. Ливанов, Д.П. Ловцов, М.В. Мальцев, Л.И. Мамина, С.В. Махов, Л.Ф. Мондольфо, Р.К. Мысик, В.И. Напалков, Б.М. Немененок, В.И. Никитин, К.В. Никитин, М.Ф. Никитина, И.И. Новиков, В.К. Портной, Ри Хосен, И.Ф. Селянин, А.Н. Соколов, А.Г. Спасский, Ю.А. Филатов, И.Н. Фридляндер, М.В. Шаров, Г.И. Эскин Д.Г. Эскин и др. разработаны научные основы плавки, кристаллизации цветных металлов и сплавов, внесен существенный вклад в дальнейшее развитие теории и технологии литейного производства, что явилось научной базой при проведении исследований в настоящей работе для обоснования и дальнейшего совершенствования технологии плавки и литья плоских слитков из алюминиевых сплавов [96-101].

Объектом исследований в работе являются технологические процессы и оборудование для производства плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии, в частности 1050, 1100 и 1200.

Целью диссертационной работы является разработка комплекса новых технических и технологических решений, обеспечивающих повышение качества плоских слитков из алюминиевого сплава 1XXX серии для фольгопрокатного производства.

Для достижения данной цели были сформулированы и решены следующие задачи:

1) Исследован механизм возникновения дефектов в плоских слитках из алюминиевых сплавов 1XXX серии вида «fir tree» или «елочная» структура (FTS), «веерная» структура (BC) и плавающих кристаллов структуры (ПКС);

2) Изучено комплексное влияние легирующих компонентов и примесей в составе алюминиевых сплавов 1XXX серии на качество слитков;

3) Проанализировано влияние теплофизических параметров плавки, литья и кристаллизации на образования дефектов в плоских слитках из алюминиевых сплавов 1XXX серии;

4) Созданы компьютерные модели растворения лигатурного прутка AlTi5B1 в системе литейных желобов и распределения интерметаллидов в слитках при модифицировании алюминиевого сплава 1XXX серии;

5) Разработан комплекс новых технических и технологических решений, обеспечивающих повышение эффективности литья слитков из алюминиевых сплавов.

В работе получены следующие результаты, отличающиеся **научной новизной:**

1) На основе обобщения экспериментального материала, полученного непосредственно в промышленных условиях, были установлены следующие закономерности для возникновения дефекта FTS:

– при соотношения концентраций содержания железа и кремния $1,5 < Fe/Si < 3,5$;

– при скорости охлаждения во время кристаллизации менее $0,5^\circ C/сек$ образуется дефект «fir tree» структуры на основе фаз Al_3Fe и Al_6Fe ;

при скорости охлаждения во время кристаллизации более $15 \div 20$ °C/сек формируется дефект «fir tree» структуры, состоящий из фаз Al_6Fe и Al_mFe ;

– при содержании примесей с концентрацией более: Ni – $50 \div 70$ ppm; Mg – $50 \div 70$ ppm; V – 250 ppm; Ca – 5 ppm; Cr – $50 \div 70$ ppm (где 1 ppm=0,0001 %); TiB_2 – 0,03%;

2) Металлографическими исследованиями установлено, что появление дефектов в виде ПКС, ВС и FTS при кристаллизации слитков сплавов 1XXX серии связано с условиями образования метастабильных Al_6Fe , Al_mFe и стабильной Al_3Fe фаз, для исключения которых предложены рациональные технологические и температурно-скоростные режимы литья плоских слитков сплавов 1XXX серии, гарантирующие отсутствие этих дефектов: содержание Ti в миксере 0,01 %; температура металла в миксере 740 ± 5 °C; температура металла в раздаточном жёлобе $700 \div 710$ °C; расход лигатуры AlTi5B1 2 кг/т; скорость литья 60-65 мм/мин; уровень металла в кристаллизаторе 50 мм; расход воды выше обычного значения на 7-10 %; температура воды $15 \div 25$ °C;

3) Установлено, что микроструктура металла в зоне с плавающими кристаллами не имеет существенных отличий от характерной микроструктуры слитков, а образование плавающих кристаллов не связано с наличием интерметаллидов присутствующих в модифицирующем лигатурном прутке, что позволило установить диапазон требуемой температуры металла в раздаточном жёлобе $700 \div 710$ °C.

Практическая значимость работы заключается в следующем:

1) Разработана методика обнаружения дефектов в виде FTS, ВС и ПКС у плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии в промышленных и лабораторных условиях;

2) На всех стадиях технологии изготовления плоских слитков опробован способ модифицирования прутковой лигатурой AlTi5B1 производства KBM Af-filips, что дало возможность получить в промышленных условиях размер зерна 100-130 мкм, что позволяет исключить дефекты при производстве фольги;

3) Создана компьютерная модель процесса плавления лигатурного прутка AlTi5B1 в системе литейных желобов и распределения интерметаллидов при модифицировании алюминиевого сплава 1XXX серии на литейной машине, учитывающая конструктивные и технологические параметры процесса промышленного производства плоских слитков для фольгопрокатного производства;

4) Разработан комплекс новых технических и технологических решений, включающий технологический регламент по производству плоских слитков 1XXX серии для предприятий ОК РУСАЛ, позволяющий исключить образование дефектов в виде FTS, ВС и ПКС и устройства для производства лигатурного прутка и определения модифицирующей способности лигатур;

5) Результаты исследований внедрены в производство и учебный процесс при подготовке магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» магистерской программе 22.04.02.07 «Теория и технология литейного производства цветных металлов и сплавов» и аспирантов по специальности 05.16.04 «Литейное производство».

Методология и методы исследований, используемые в настоящей работе, основаны на основных законах термодинамики, теории литья и кристаллизации, с применением современных методик и методов исследований: методов планирования эксперимента и статистического анализа данных; численного моделирования с использованием программного комплекса PROCAST.

На защиту выносятся следующие основные положения:

1) Результаты теоретических и экспериментальных исследований механизма образования дефектов в виде FTS, ВС и ПКС при кристаллизации плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии;

2) Металлографические исследования по влиянию содержания и соотношения легирующих компонентов Fe, Si, Mn, Ti, Cr на формирования дефектов макроструктуры плоских слитков сплавов 1XXX серии;

3) Методика исследования и контроля показателей качества процессов плавки и литья плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии в лабораторных и промышленных условиях;

4) Результаты компьютерного моделирования процесса растворения лигатурного прутка AlTi5B1 в системе литейных желобов и распределения интерметаллидов при модифицировании алюминиевого сплава 1XXX серии на литейной машине;

5) Технология плавления и литья плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии, гарантирующих отсутствие дефектов в виде FTS, ВС и ПКС.

Степень достоверности научных положений и полученных результатов обоснована: применением научно обоснованных методов исследований, математического моделирования и обработки результатов; соответствием результатов исследований, полученных автором, с результатами других исследователей в этой области; практической реализацией полученных результатов.

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы, содержащего 101 источник и четыре приложения. Основной материал изложен на 170 страницах, включая 31 таблицу и 69 рисунков.

Настоящая работа является продолжением комплекса научно-исследовательских работ, выполняемых на кафедре «Литейное производство» Института цветных металлов и материаловедения (ИЦМиМ) ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» (СФУ) в рамках научно-исследовательских работ с ООО «РУСАЛ ИТЦ». Включенные в диссертацию и выносимые на защиту результаты настоящей работы представляют собой ту часть общих результатов научно-исследовательских работ по рассматриваемой проблеме, и выполнены автором с соавторами за годы совместной работы, которые получены или непосредственно автором или при его ведущем участии.

Автор работы выражает глубокую благодарность за консультации в области алюминиевого производства доктору технических наук, профессору Сидельникову Сергею Борисовичу, заведующему кафедрой «Обработка металлов давлением» ИЦМиМ ФГАОУ ВО СФУ.

ГЛАВА 1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА В ОБЛАСТИ ИССЛЕДОВАНИЙ ПРОЦЕССА ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ ДЛЯ ФОЛЬГОПРОКАТНОГО ПРОИЗВОДСТВА

1.1 Современные тенденции развития производства плоских слитков из алюминиевых сплавов для фольгопрокатного производства

В 1886 г. Поль Эрру во Франции и Чарльз Холл в США, используя накопленный учеными многих стран материал, подали заявки на аналогичные способы получения алюминия путем электролитического разложения глинозема, растворенного в расплавленном криолите, а с 1888 г. началось промышленное производство алюминия по этому способу, применяемому повсеместно до настоящего времени. Этот метод дал начало стремительному развитию мировой алюминиевой промышленности, выросшей за последние годы в одну из ведущих отраслей. Если за 1890-1899 гг. выпуск алюминия во всем мире составил 28 тыс. т, то уже к 1930 г. он приблизился к 270 тыс. т., в 1973 г. – 10 млн. т. В 2014 г. в мире было потреблено около 40 млн. тонн первичного и рециклированного алюминия. Ни один металл не имел такого быстрого успеха. По расчетам Международного алюминиевого института с 1880 года в мире произведено почти 1 млрд. тонн алюминия и три четверти всего этого объема до сих пор используется. Около 35 % в зданиях и сооружениях, 30 % в электрических кабелях и оборудовании, 30 % в транспорте.

Объемы производства первичного алюминия в 2013 и 2014 годах ведущими компаниями мира представлены на рис. 1.1, из которого видно, что крупнейшим производителем первичного алюминия является Российская компания РУСАЛ. К сожалению, в настоящее время алюминиевая промышленность переживает не самые лучшие времена – мировой рынок затоварен первичным алюминием, и предложения превышают спрос. Алюминиевые компании вы-

нуждены сокращать производство из-за мирового перепроизводства металла. Цены на алюминий на Лондонской бирже металлов достигли дна. Флуктуации цены вниз еще продолжают, размер премий сокращается (рис. 1.2)

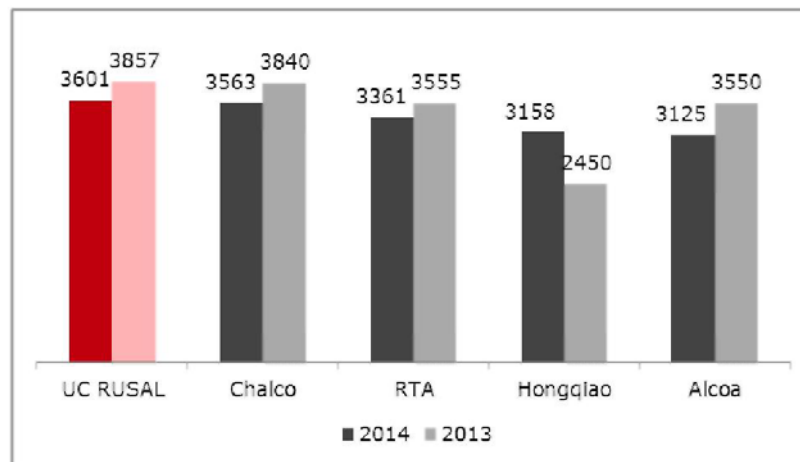


Рисунок 1.1 – Производство первичного алюминия в 2013 и 2014 годах ведущими компаниями мира (тыс. тонн)



Рисунок 1.2 – Динамика цен на алюминий на Лондонской бирже металлов в 2014-15 годах

К большому неудовольствию крупнейших мировых производителей первичного алюминия, Китай не думает снижать свою долю производства в 2016 году и последующие годы.

В настоящее время в период стагнации есть один фактор, который дает надежду алюминиевой промышленности: спрос на алюминий все-таки растет и бизнес конечных потребителей алюминия успешно развивается. Однако, скорость этого роста потребления, к сожалению, еще отстает от скорости роста объемов производства и, следовательно, предложения алюминия на мировом рынке.

Поэтому крупные производители первичного алюминия все больше сосредоточивают свое внимание на собственных вертикалях потребления алюминия, так как они чувствуют, что именно так они могут достичь максимальной прибыли в нынешней ситуации на рынке алюминия.

Крупнейший мировой производитель первичного алюминия ОК РУСАЛ тоже имеет свою вертикаль потребления алюминия – свой downstream-сегмент: производство всех видов алюминиевой фольги для нужд пищевой, строительной и электротехнической отраслей промышленности. ОК РУСАЛ поставляет автомобильным заводам Форда в России литейные алюминиевые сплавы для изготовления блоков цилиндров, головки блока цилиндров и других литых компонентов автомобилей. Из алюминиевых сплавов РУСАЛа изготавливают колесные диски всех российских моделей Форда.

В 2014 году на долю компании приходилось около 7 % мирового производства алюминия и 7 % глинозема. РУСАЛ - вертикально интегрированная компания. Производство РУСАЛа надежно защищено собственной цепочкой поставок полного цикла: от добычи бокситов до выпуска алюминиевой продукции. В ОК РУСАЛ входит более 40 предприятий в 13 странах мира на пяти континентах. Мощности предприятий РУСАЛа позволяют производить до 4,5 млн. тонн алюминия и 15,3 млн. тонн глинозема, а также добывать 22,3 млн. тонн бокситов в год. В компании работает 61 тыс. человек.

Ключевые заводы компании расположены в Сибири и имеют доступ к экологически чистым гидроэнергоресурсам. Заводы имеют логистически удобное расположение одновременно к рынкам Европы и Азии.

Основными рынками компании являются Европа, Россия и страны СНГ, Северная Америка, Юго-Восточная Азия, Япония и Корея. Конечными потребителями являются более 700 компаний по всему миру, которые представляют транспортную, строительную и упаковочную отрасли (рис. 1.3).

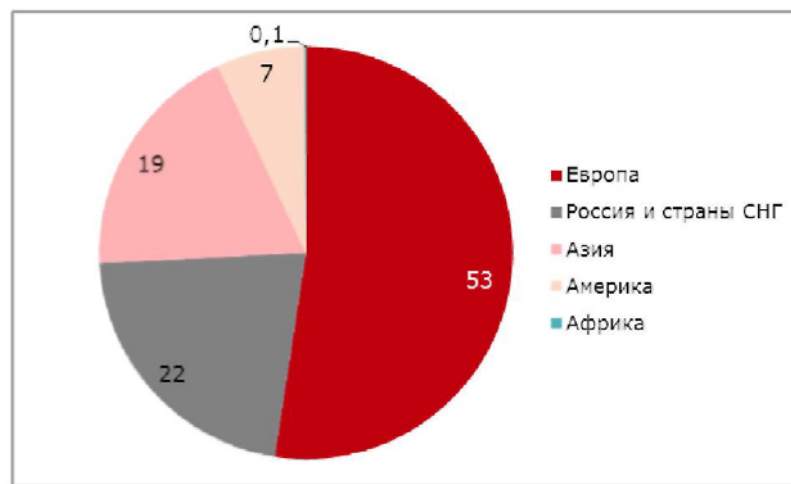


Рисунок 1.3 – Продажи РУСАЛом алюминия по регионам мира, %

К сожалению, в 2014 г. РУСАЛ сокращал алюминиевое производство. Сокращение производства является единственным способом поддержать цены. В 2014 году выпуск алюминия компании снизился на 15 % по сравнению с уровнем 2012 г. Под сокращение попали самые неэффективные мощности ОК РУСАЛ. Полностью приостановлено производство на Волгоградском, Волховском и Уральском алюминиевых заводах, на первой площадке Новокузнецкого завода и нигерийского Alcon, в некоторых корпусах Богословского и Надвоицкого заводов. За счет снижения силы тока уменьшилось производство на Саяногорском, второй площадке Новокузнецкого и Хакасском заводах, запуск Богучанского алюминиевого завода был перенесен на конец 2015 года.

В то же время ОК РУСАЛ проводит увеличение продаж первичной продукции и продукции с добавленной стоимостью. В 2014 году доля ПДС в об-

щем объеме производства РУСАЛа составила около 50 %, в перспективе планируется ее увеличение до 55 % (рис. 1.4).



Рисунок 1.4 – Мировые объемы продаж РУСАЛом основной продукции, %

Из рис. 1.4 видно, что одним из востребованных продуктов РУСАЛа на рынке потребления после первичного алюминия являются плоские слитки из алюминиевых сплавов, которые в основном идут на производство упаковочной продукции.

Сейчас среди конструкционных металлов алюминий и сплавы на его основе занимают второе место по объемам применения после сплавов железа (стали и чугуна). Благодаря уникальному комплексу свойств алюминий и его сплавы успешно выдерживают конкуренцию со стороны традиционных металлических и неметаллических материалов и все чаще используются в транспорте, строительстве, изготовлении упаковки, электротехнике, машиностроении, химии, добыче нефти и газа и других отраслях промышленности (рис. 1.5).

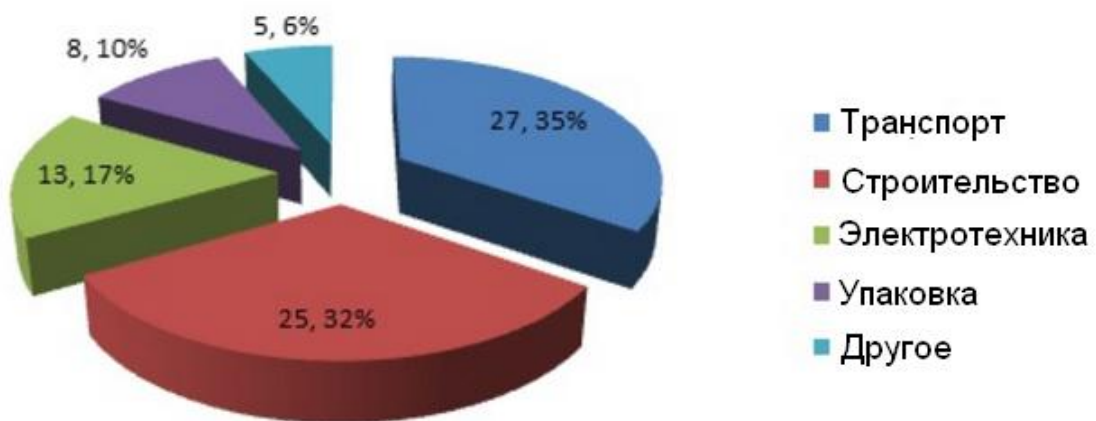


Рисунок 1.5 – Мировое потребление алюминия по секторам промышленности в 2014 году

Большее половины рынка потребления алюминия занимают транспортное машиностроение (27,35 %) и строительство (25,32 %). За ними следуют электротехническая промышленность (13,17 %) и производство упаковочных средств и материалов (8,10 %). Всем остальным потребителям алюминия остается только 5,6 % мирового его потребления.

Одним из наиболее динамично развивающихся секторов потребления алюминия является упаковка. По данным Европейской ассоциации производителей алюминиевой фольги, за последние 30 лет объемы годового потребления этой продукции в Европе увеличились с 250 до 850 тысяч тонн. Таким образом, рост составил в 3,5 раза. Проектная мощность российских заводов позволяет выпускать около 150 тысяч тонн фольги в год. При этом по оценкам иностранных экспертов, емкость отечественного рынка составляет свыше 200 тысяч тонн фольги в год.

Впервые алюминиевая фольга была получена в 1910 году после реализации процесса непрерывного проката алюминия в Швейцарии. Примерно четверть производимой в мире фольги используется в технических целях: строительстве, транспорте и других отраслях. Основной объем применяется для производства разных типов упаковки и бытовой фольги.

Наиболее широкое применение упаковка из алюминиевой фольги нашла в сфере продуктов питания. Многие продукты под воздействием солнечного света теряют свои вкусовые качества и внешний вид. Фольга решает эту проблему наилучшим образом – именно поэтому она считается идеальной основой упаковочных материалов, например, для молочных и кондитерских изделий, напитков. В частности, сухое молоко в герметичных пакетах из ламинированной фольги может храниться два года. Под воздействием высокой температуры фольга не плавится, не деформируется, не придает упакованным продуктам неприятного запаха – это позволяет использовать ее при приготовлении еды на гриле или даже на открытом огне.

Фольга нетоксична, не наносит вреда продуктам, а, наоборот, защищает их. Из нее производятся пищевые контейнеры, лотки, крышки для бутылок, мягкие пакеты для жидкостей или сыпучих товаров и многое другое. Алюминиевая фольга отлично поддается различным видам обработки: нанесению изображений, окрашиванию, напылению, ламинированию, лакированию, кашированию, тиснению, чеканке и др. Поэтому производители упаковочных материалов разработали на ее основе колоссальное количество различных видов упаковки. Они используются для упаковки любых видов продуктов: выпечки, кондитерских изделий, молочной и кисломолочной продукции, напитков, мяса и рыбы, консервов, чая и кофе, готовых обедов, а также медицинских препаратов и прочего.

Алюминиевая фольга – это один из видов плоского алюминиевого проката. Толщина алюминиевой фольги составляет от 4,5 до 150 мкм. Самая тонкая фольга (4,5 ÷ 5 мкм) используется в электротехнической промышленности для производства конденсаторов. Плоский алюминиевый прокат толщиной свыше 0,15 мм – это уже ленты, листы и плиты.

Для производства фольги чаще всего используют чистый первичный алюминий и его сплавы 1XXX, 3XXX и 8XXX серий, содержащие железо, кремний, марганец, а также медь (при необходимости повышения прочности).

Основными сплавами для производства алюминиевой фольги являются:

- марки технического алюминия: 1100, 1145, 1050, 1235;
- малолегированные сплавы серии Al-Mn: 3003 и 3102;
- сплавы Al-Si-Fe с повышенным содержанием железа: 8006, 8011, 8011А, 8111, 8079.

На практике применяются две различные технологии производства алюминиевой фольги:

- методом непрерывного литья и прокатки - бесслитковая прокатка (далее по тексту – БП);
- методом горячей прокатки алюминиевой фольги из плоских слитков.

Совмещенный способ литья алюминиевых полос на агрегатах БП из расплава является одним из современных направлений в развитии производства тонколистового проката и фольги. Метод непрерывного литья и прокатки для плоских алюминиевых заготовок имеет сравнительно небольшую историю, и получил интенсивное развитие в 70-80-ые годы прошлого столетия [2, 3]. Агрегаты с валковыми кристаллизаторами различаются относительным расположением валков в пространстве клетки и способом подачи расплава: сверху, снизу, сбоку рис.1.6 [2-4].

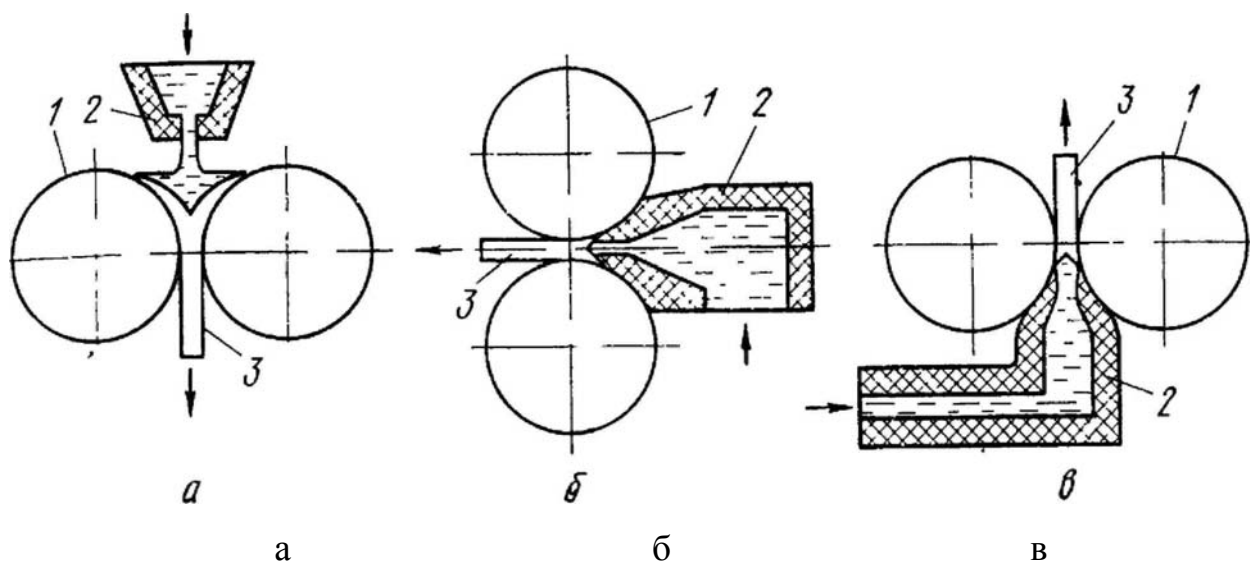


Рисунок 1.6 – Валковые кристаллизаторы с заливкой расплава: а – сверху; б – сбоку; в – снизу: 1 – валки-кристаллизаторы; 2 – заливочное устройство; 3 – сформированная заготовка

Комплекс бесслитковой прокатки устанавливается в сочетании с отражательными или индукционными плавильными печами. После обработки в печах расплав поступает в электрический миксер по переливному желобу или заливается литейным ковшом. Подготовленный и доведенный до определенной температуры алюминиевый сплав из летки миксера направляется в специальную емкость для рафинирования и через литниковую систему попадает в зазор валков-кристаллизаторов, растекаясь равномерно по всей ширине рабочей зоны валка. В результате контакта с поверхностью кристаллизаторов жидкий металл кристаллизуется и далее подвергается горячей деформации непосредственно в зазоре вращающихся валков-кристаллизаторов со степенью обжатия 50 %. Листовая заготовка в виде прокатанной полосы проходит правку и обрезку кромок сматывается в рулон на шпулю, закрепленную в моталке [2, 5]. Затем рулоны литой заготовки прокатываются на заготовительном стане, в процессе прокатки подвергаясь промежуточному высокотемпературному отжигу. После этого лента поступает на фольгопрокатные станы, где прокатывается до необходимой толщины. Затем готовая твердая фольга режется на рулоны нужной ширины.

На рис. 1.7 представлена технологическая схема производства полосы, применяемой в качестве заготовки для последующей прокатки в фольгу.

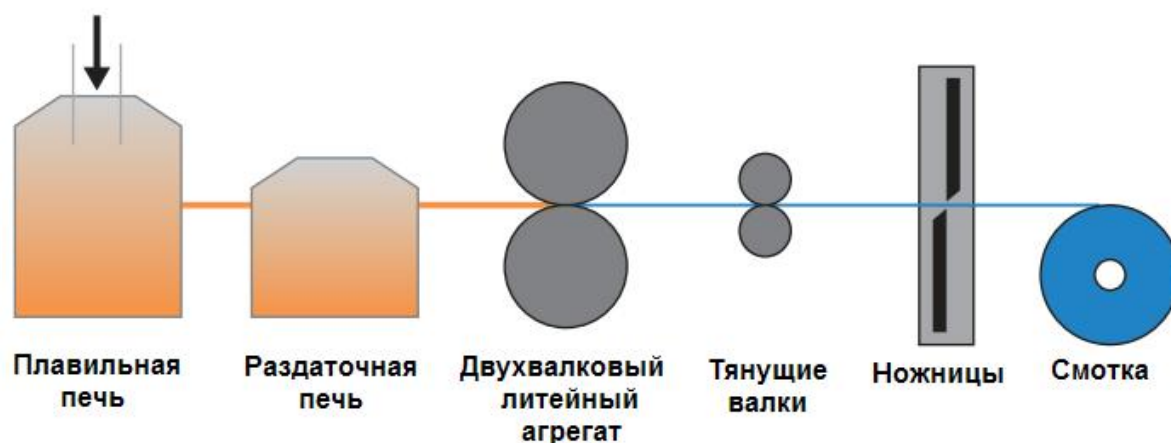


Рисунок 1.7 – Двухвалковый литейный агрегат для производства алюминиевой полосы

В мировой практике существуют агрегаты бесслитковой прокатки, которые имеют высокие производственно-технологические параметры, позволяющие увеличить экономические показатели до более высоких значений [6-10].

Процесс беслитковой прокатки (БП) алюминиевых полос известен более 50 лет [2, 5, 6]. На смену обычным агрегатам БП, установленным на «Фольгопрокатном заводе» (г. Санкт-Петербург) и «Михалюме» (г. Михайловск) с подводом металла сбоку и снизу, пришли агрегаты типа Gumbo-3 фирмы «Pechiney» с валками-кристаллизаторами диаметром 620, 840, 960 мм и агрегаты типа Super Caster фирмы «Hunter» с валками диаметром 930 мм и шириной рабочей зоны 1650 мм [11-13].

В России в 1993 году была запущена установка беслитковой прокатки алюминиевых сплавов на «Саянале» (г. Саяногорск) при участии итальянской фирмы «FATA» и американской фирмы «Reynolds Metals» [14, 15]. Использование этих установок позволило обеспечить стабильный выпуск заготовки для производства алюминиевой фольги сплава 8011 толщиной до 4,5 мкм (рис. 1.8).

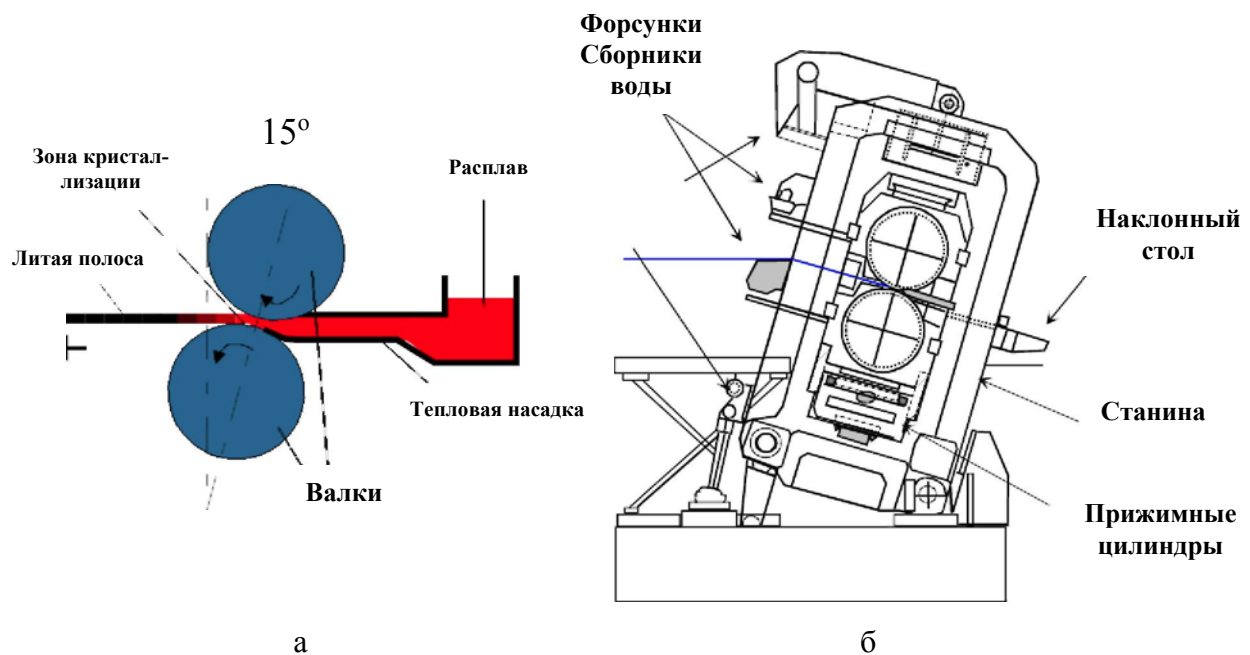


Рисунок 1.8 – Конструкция агрегата беслитковой прокатки компании Fata-Hunter:
а – принципиальная схема процесса; б – схема агрегата

К недостаткам совмещенного способа литья и прокатки алюминиевых полос относят низкую производительность, неустойчивость технологического процесса, ограниченный диапазон отливаемых сплавов, неравномерность механических свойств по сечению заготовки. Основной причиной неудовлетворительного распространения беслитковой прокатки на отечественных предприя-

тиях является качество поверхности и структуры, отливаемых на агрегатах БП заготовок, которые не обеспечивают необходимых требований заказчиков. Кроме того, применение этого процесса ограничено небольшим количеством алюминиевых сплавов, которые не подвержены сегрегации легирующих элементов при быстром охлаждении, которое возникает при непрерывной разливке. К таким сплавам в первую очередь относятся все марки нелегированного алюминия.

Однако совмещенный способ литья и прокатки алюминиевых полос является наиболее эффективным по ресурсу и энергосбережению, при этом возможно снижение себестоимости в 3 раза, в первую очередь, за счет значительного сокращения цикла металлургического производства. Перемещение затвердевающей заготовки вместе с поверхностью кристаллизатора позволяет отливать ее со скоростями, значительно превышающими скорости получения слитков в неподвижных кристаллизаторах скольжения. Отсутствие движения тонкой затвердевающей корки относительно стенки подвижного кристаллизатора создает предпосылки для неограниченного увеличения скорости литья. Именно это преимущество подвижных кристаллизаторов позволило внести революционные изменения в процесс изготовления полуфабрикатов малых сечений, резко повысив их эффективность и рентабельность, за счет совмещения процессов непрерывного литья и обработки давлением в единую производственную линию.

Другим немаловажным преимуществом подвижных кристаллизаторов является возможность изготовления длинномерных изделий очень малого сечения из низко-технологичных к деформации материалов, минуя операции обработки давлением. Одним из таких направлений являются процессы высокоскоростного затвердевания расплава, позволяющие получать материалы с уникальными свойствами за счет высоких скоростей охлаждения. Примером здесь могут служить аморфные, быстрозакаленные и магнитомягкие материалы.

Обычная технология производства плоского алюминиевого проката – листов, полос и фольги – начинается с отливки расплавленного алюминия в

большие алюминиевые прямоугольные слитки в форме трапеции – алюминиевые слябы – весом от 10 до 25 тонн и длиной до 10 м. Это происходит в специальных вертикальных литейных машинах полунепрерывного действия. Слябы подвергают предварительному отжигу при температуре 350-450 °С и затем подвергают горячей прокатке на ленты в прокатных станах – одноклетьевых или tandemных – на полосы толщину от 6 до 2,5 мм и сматывают в рулоны при температуре около 300 °С (рис. 1.9).

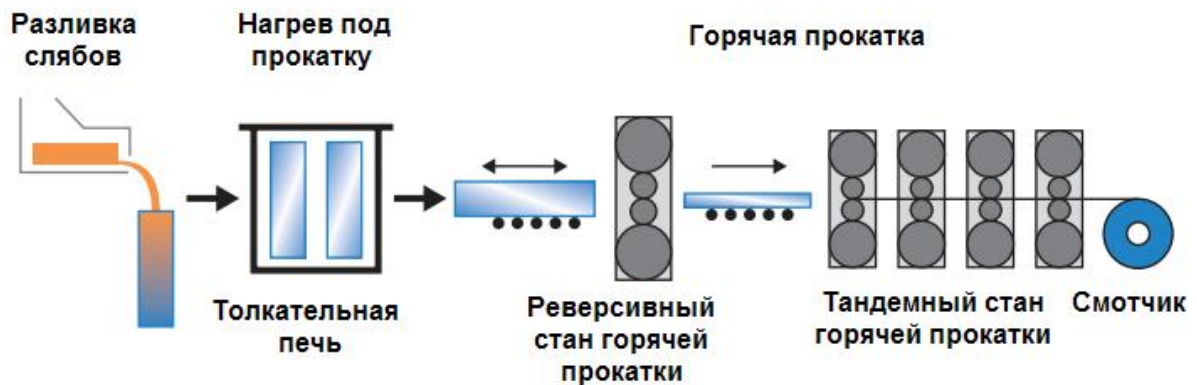


Рисунок 1.9 – Схема технологии производства алюминиевой ленты из слябов

После горячей прокатки алюминиевой ленты происходит ее холодная прокатка, затем производится холодная прокатка фольги до необходимой толщины и окончательная операция: резка и перемотка фольги в рулоны для потребителей.

Производство фольги – это самый сложный процесс, хотя все ключевые производители фольги используют одни и те же базовые технологии, но нюансы связанные с системой управления производством и работой оборудования на каждом этапе производственного процесса могут кардинально отличаться.

Технологический цикл производства фольги из алюминиевых сплавов состоит из нескольких этапов, наиболее важным среди которых является процесс литья слитков.

В настоящее время слитки получают в основном двумя способами: литьем в изложницы (наполнительным литьем) и методом полунепрерывного литья.

Оба способа имеют разновидности. Основное отличие этих способов состоит в положении фронта кристаллизации по отношению к поверхности охлаждения. При литье в изложницы фронт кристаллизации непрерывно перемещается по сечению и длине слитка, в то время как сам слиток остается неподвижным. При полунепрерывном литье, наоборот, слиток перемещается с постоянной скоростью, а фронт кристаллизации остается неподвижным по отношению к кристаллизатору.

Слитки из алюминиевых сплавов получают в настоящее время в основном полунепрерывным литьем [16, 82].

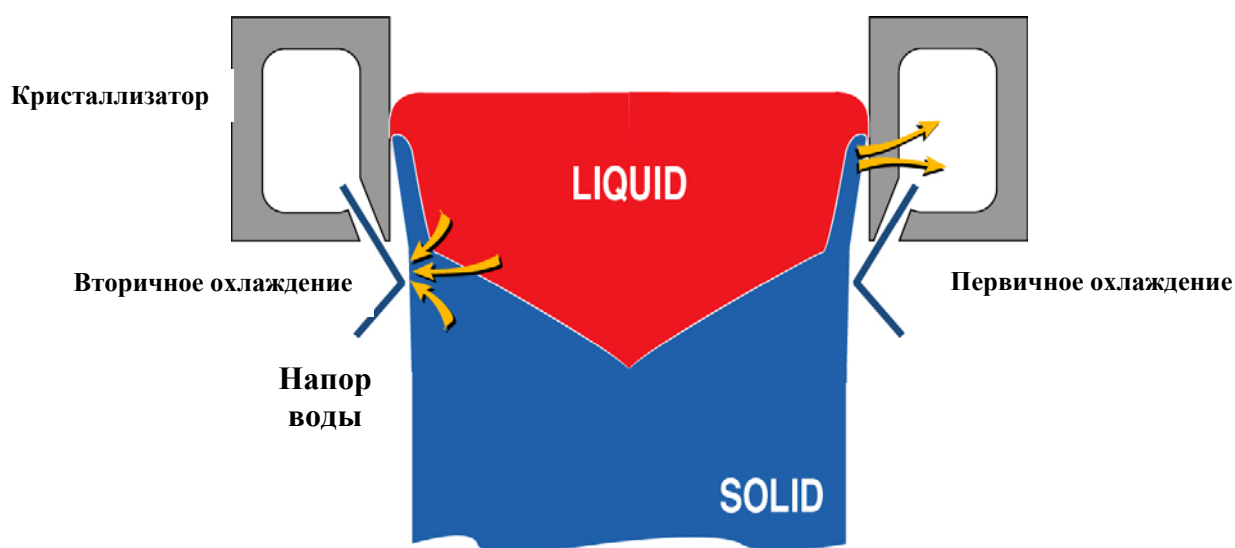


Рисунок 1.10 – Схема полунепрерывного литья алюминиевых слитков

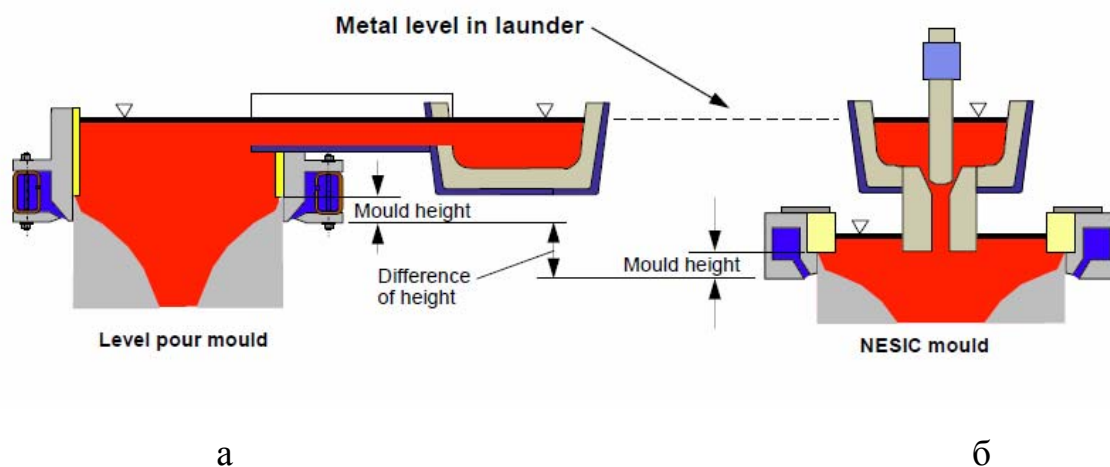


Рисунок 1.11 – Системы подачи (разливки) металла в кристаллизатор:

а – уровневая; б – вертикальная

В общем, технология производства слитков из алюминиевых сплавов включает следующие основные операции:

- 1) Производство алюминия-сырца в корпусе электролиза;
- 2) Разливка алюминия-сырца в разливочные ковши;
- 3) Транспортировка тракторами в литейное отделение;
- 4) Взвешивание алюминия-сырца, контроль химического состава, отстаивание;
- 5) Заливка алюминия-сырца в миксер поворотный, формирование расплава (подшихтовка, рафинирование, контроль химического состава, температуры, отстаивание), проведение экспресс-анализа;
- 6) Отливка слитков, контроль газового содержания и основных технологических параметров литья (температуры, скорости литья, охлаждения и длины слитка), отбор проб на химический состав;
- 7) Осмотр отлитой продукции, контроль габаритов слитка;
- 8) Резка слитков в меру на пилах «Вагнер», «Sermos» «Mosner»;
- 9) Приемка ОТК продукции у литейного отделения;
- 10) Транспортировка слитков на склад готовой продукции;
- 11) Взвешивание, нанесение товарной маркировки партии для отгрузки, оформление сопроводительных документов.

Сплавы готовятся с использованием первичного алюминия. Химический состав элементов сплавов 1XXX серии должен соответствовать ТУ 1713–098–05785276–01 и требованиям потребителя.

Для производства плоских слитков из деформируемого алюминия применяют следующее технологическое оборудование:

- электрическую поворотную отражательную печь (миксер);
- гидроопрокидыватель;
- машины для литья полунепрерывным способом;
- литейные ковши;
- технологическую оснастку;

– весы для статического взвешивания ГОСТ 29329-92, весы типа SKALEX–500 фирмы «PIVOTEX» или другие, не уступающие по точности взвешивания;

– специальный инструмент;

– печь для сушки флюсов.

В производстве деформируемого алюминия используют каскад из двух миксеров, установленных на одном уровне (один миксер готовится, второй сливается).



Рисунок 1.12 Миксер поворотный

Миксер (рис. 1.12) представляет собой поворотную отражательную печь, состоящую из металлического кожуха прямоугольной формы, зафутерованного огнеупорным кирпичом или неформованным огнеупорным составом. Свод плоский, не съемный, включающий навесные трубчатые нагреватели защищенного типа.

Для производства заливки, снятия шлака и чистки, миксер оборудован заливочным карманом и окном (форкамерой) с прижимной дверью. Летка миксера служит для перелива металла из миксера в систему металлотракта. Регулировку поступающего в кристаллизатор металла из миксера осуществляют с помощью лазерного датчика уровня. Заливка в карман миксера производится через разливочный ковш с помощью мостового крана или механизма поворота ковша. Измерение, регулирование и регистрация температуры металла в миксе-

ре производится с помощью постоянно погруженного в жидкий металл термопреобразователя.

Для получения однородности химического состава миксер оснащают МГД-перемешивателем, который представляет собой агрегат, включающий в себя источник питания низкой частоты, двухфазный редуктор, установленный в специальном гнезде миксера и комплекс оборудования, обеспечивающий контроль плиты.

Литье плоских слитков осуществляется с помощью литейной машины, которая имеет следующие основные узлы (рис. 1.13):



Рисунок 1.13 – Литейная машина ПНГ

- платформу с поддонами;
- литейный стол с кристаллизаторами;
- гидравлическую систему привода;
- направляющие рельсы литейной платформы;
- пульт управления;
- систему охлаждения;
- дренажную систему;
- АСУТП.

Каждая литейная машина снабжена средствами контроля: температуры металла, скорости литья, длины слитков, уровня металла в кристаллизаторах, давления и расхода охлаждающей воды, а также системой сигнализации падения давления или расхода воды.

Наиболее лучшей является литейная машина с гидравлическим приводом, так как такие машины обеспечивают плавность хода рабочего стола, отсутствие

перекоса на поверхности рабочего стола, а, следовательно, хорошее качество поверхности слитков. Недостатками данных машин являются: большая глубина шахты для установки гидравлического цилиндра, сложная система гидропривода, невозможность использования гидравлической машины для непрерывного процесса

К технологической оснастке относятся: кристаллизаторы, поддоны, коллекторы и распределительные лотки.

Кристаллизатор (формообразователь) – это основной элемент оснастки, обеспечивающий форму и размер слитков (рис. 1.14). Наружная и внутренняя (рабочая) поверхность кристаллизатора не должны иметь рисок, заусенцев, вмятин. В процессе эксплуатации очищают от накипи, пригоревшей смазки, не нарушая внутренней поверхности кристаллизатора. Наиболее технологичным и эффективным является кристаллизатор с принудительной смазкой, с двухуровневой зоной распределения воды в начале литья и низким уровнем металла при литье. Такие кристаллизаторы изготавливают американская компания Wagstaff и РУСАЛ.



Рисунок 1.14 – Кристаллизатор [17]

Поддон служит для формирования донной части слитков и поддержания их в процессе литья. Изготавливают поддоны из дюралюминия марок Д1, Д16, сплавов АМГ, АМЦ, 6061 и стали. Поддон устанавливают горизонтально по уровню. Зазор между кристаллизатором и поддоном составляет не более 1 мм.

Коллектор (охладитель) предназначен для подачи охлаждающей воды в кристаллизатор в процессе литья слитков.

Распределительный лоток предназначен для подвода металла к кристаллизатору через втулку. После окончания литья его очищают от металла, шлака, окисной пленки и поддерживают в горячем состоянии.

Литье слитков проводят в следующем порядке:

- подгоняют поддоны в кристаллизаторы;
- устанавливают распределительный лоток с таким расчетом, чтобы втулки находились в центре кристаллизаторов;
- устанавливают мешок (комбо-бег) в каждом кристаллизаторе;
- в кристаллизаторы подают охлаждающую воду;
- включают команду «поворот миксера»;
- одновременно заполняют кристаллизаторы металлом на $1/3$ высоты и включают рабочий ход платформы.

Поверхность металла в кристаллизаторе должна плавно и непрерывно двигаться от центра к периферии. Поверхность металла в кристаллизаторе должна быть чистой, без шлака. Для уменьшения смачивания металлом и предотвращения остановки движения пленки в начале литья место соприкосновения металла с кристаллизатором обрабатывается смазкой. Во время литья смазка подается принудительно, импульсно.

Металл из летки миксера по металлотракту должен поступать плавной, ровной струей. Равномерность струи регулируется автоматически лазером. При зависании слитка в кристаллизаторе литье прекращается. Во время литья в миксер запрещается доливать жидкий алюминий и дошихтовывать твердым металлом. Заливку металла в миксер производят после окончания очередного цикла литья, циклом является одна заливка.

По окончании литья проводят следующие операции:

- возвращают миксер в исходное положение, закрывают летку миксера огнеупорным матом;

- оставшийся металл в металлотракте сливают в изложницу, снимают распределительный лоток;
- закрывают воду и продувают кристаллизаторы сжатым воздухом для удаления влаги;
- отводят в сторону раму литейного стола;
- поднимают платформу со слитками так, чтобы слитки вышли из колодца на высоту (1,0-1,4 м);
- на этой высоте слитки с помощью захвата краном извлекают из колодца;
- осматривают поверхность и проверяют качество слитков.

В настоящее время получает все большее распространение непрерывное литье с применением, так называемого электромагнитного кристаллизатора (ЭМК) (рис. 1.15).

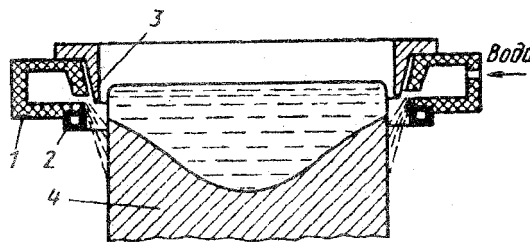


Рисунок 1.15 – Схема электромагнитного кристаллизатора:

1 – корпус; 2 – индуктор; 3 – экран; 4 – слиток [19]

Главной частью электромагнитного кристаллизатора является индуктор, состоящий обычно из одного витка. На индуктор подается переменный ток частотой $500 \div 2500$ Гц и напряжением $5 \div 100$ В. Возникающее электромагнитное поле удерживает слой расплава высотой в несколько сантиметров. Для получения вертикальной поверхности расплава подбирают необходимое распределение интенсивности электромагнитного поля в пространстве с помощью металлического экрана. В ЭМК отсутствует водоохлаждаемая рубашка - вода поступает сразу на поверхность слитка. По мере необходимости под кристаллизатором устанавливают вторичное охлаждение, усиливающее теплоотвод от твердого слитка. При литье в ЭМК исключается механическое взаимодействие с кристаллизатором, достигается постоянство условий охлаждения на разных

уровнях в ходе затвердевания, отсутствует зазор между поверхностью слитка и рубашкой кристаллизатора. Благодаря этим особенностям существенно улучшается качество поверхности слитков, не возникают поверхностные ликвационные наплывы, повышается однородность макроструктуры слитков, измельчается макрозерно.

Таким образом, как следует из проведенного обзора научно-технической литературы в области перспектив развития алюминиевого производства, в последнее время одним из мировых лидеров в алюминиевой отрасли является Российское предприятие ОК РУСАЛ, которое, не смотря на мировой кризис в алюминиевой промышленности, наращивает объемы поставок на экспорт плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX для фольгопрокатного производства. Одной из эффективных технологий изготовления данных слитков является полунепрерывное литье в кристаллизатор с принудительной смазкой, с двухуровневой зоной распределения воды в начале литья и низким уровнем металла при литье.

1.2 Анализ качества плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства

Слитком называется отливка простейшей формы (цилиндр, труба, параллелепипед, призма), предназначенная главным образом для обработки давлением операциями прокатки, прессованияковки. Слитки изготавливают в соответствии с требованиями настоящего стандарта ГОСТ 9498-79 «Слитки из алюминия и алюминиевых деформируемых сплавов плоские для проката» по технологической инструкции, утвержденной на производстве в установленном порядке. Технические условия ГОСТ 9498-79 распространяется на плоские слитки, отлитые из алюминия и алюминиевых деформируемых сплавов методом полунепрерывного или непрерывного литья и предназначенные для прокатки на листы, ленты и другие полуфабрикаты. Слитки изготавливают из алюминия по

ГОСТ 11069-74 и алюминиевых сплавов марок АД0, АД1, АМг2, АМг3, АМц, ММ по ГОСТ 4784-97.

В случае получения проката со специальными свойствами по согласованию изготовителя с потребителем допускается легирование алюминия добавками, содержание которых указывается в документе о качестве и не учитывается при определении марки алюминия.

Слиток, как и любая продукция, должен обладать определенным качеством. В соответствии с международным стандартом ИСО 9000:2005 [20] качество - это степень соответствия совокупности присущих характеристик требованиям. Более кратко данный термин представлен в учебнике В.Ю. Огвоздина [21]: качество продукции – это совокупность объективно присущих продукции свойств и характеристик, уровень или вариант которых формируется при создании продукции с целью удовлетворения существующих потребностей.

Поэтому слиток должен обладать следующими показателями качества. Кроме заданного химического состава, должен иметь высокую плотность. В нем не должно быть газовой или усадочной пористости, усадочной рыхлости и раковин. Подобного рода несплошности при обработке давлением в основном раскатываются, вытягиваются и проявляются на деформированных полуфабрикатах в виде планок, складок, трещин, надрывов и расслоений.

Поверхность слитков должна быть чистой, без неслитин, засоров, отдулин, раковин. Очень часто перед обработкой приходится снимать поверхностный слой слитка. В ряде случаев поступаются качеством поверхности слитка ради повышения его плотности. Очень вредны в слитках инородные включения шлакового, флюсового и окисного характера. Они нарушают сплошность металла и этим затрудняют обработку слитка и эксплуатацию изделия. Кроме того, во время промежуточных отжигов в ходе прокатки инородные включения могут играть роль центров газовыделения и быть причиной появления газовых пузырей на листах.

Кристаллическая структура слитков должна быть беспористой и иметь тонкое и равномерное распределение вторых фаз. Такое строение облегчает

пластическое деформирование металла. Очень крупное макрозерно в слитках нежелательно, так как при этом может возникнуть анизотропность свойств у деформированных полуфабрикатов и увеличение брака по трещинам.

Очень вредна также зональная ликвация в слитках, т.е. разница в химическом составе по сечению. Эта разница возникает в ходе затвердевания и может быть изменена путем регулирования скорости и направления охлаждения. Наконец, при получении слитков необходимо следить, чтобы возникающие в них во время затвердевания и охлаждения напряжения были минимальны. Эти напряжения могут вызвать образование трещин и изгиб слитков во время литья и при хранении и затруднить пластическое деформирование.

Следует отметить, что наличие в слитках значительного количества дефектов, присущих литой структуре, устраняется последующими операциями (деформированием, термообработкой и т.д.), за исключением одного - химической неоднородности в макрообъемах (зональной ликвации) [22, 23].

Слитки из алюминиевых сплавов получают в настоящее время в основном полунепрерывным литьем. Одно из серьезных затруднений, встречающихся при полунепрерывном литье алюминиевых сплавов, - растрескивание слитков. Кроме описанных прежде причин появления трещин, очень большое значение имеет состав сплавов в пределах, допускаемых ГОСТом. Для всех сплавов очень важно содержание железа и кремния. Горячеломкость сплавов, как правило, снижается, если содержание железа в 1,1-1,2 раза больше, чем содержание кремния [16].

Для слитков алюминиевых сплавов, полученных полунепрерывным литьем, характерна обратная зональная ликвация, которая выражается в обогащении периферийных слоёв элементами, образующими легкоплавкие структурные составляющие (медь, магний, кремний), и соответственном обеднении этими элементами центра слитка. Обратная зональная ликвация вызывается перемещением маточного расплава в твердожидкой зоне в направлении, обратном продвижению фронта кристаллизации. Расплав перемещается под действием металлостатического и атмосферного давления. Причина перемещения заключается в

усадке, происходящей в междендритных и внутридендритных порах. Степень развития ликвации определяется формой и размерами переходной твердожидкой области. Узкая переходная область с большим наклоном (при большой скорости литья) обуславливает сильное обеднение ликвируемыми элементами сравнительно небольшой центральной зоны. Широкая и пологая переходная область предопределяет равномерное понижение содержания лидирующих элементов от края к центру слитка. При наклоне переходной области к горизонту в 30° и меньше зональная ликвация почти не обнаруживается. Неравномерная подача расплава в лунку может сильно исказить ход зональной ликвации.

В своей общеизвестной работе В.И. Напалков [24] предлагает все возможные дефекты слитков алюминиевых сплавов, образующиеся, как на поверхности, так и внутри них, разделить на две основные группы:

1) Поверхностные дефекты, присущие слиткам, отлитым в кристаллизатор скольжения (КС) высотой 70-150 мм, удаляемые перед дальнейшим горячим деформированием путем механической обработки: оксидные пленки, неслитины, ликвационные наплывы;

В слитках, отливаемых в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК), наружная поверхность формируется без непосредственного контакта с формообразователем. На поверхности слитка полностью отсутствуют ликвационные наплывы, неслитины, надрывы и другие дефекты, характерные для слитков в КС. Слитки имеют гладкую, блестящую поверхность и внешне значительно отличаются от слитков, отлитых в КС. В большинстве случаев слитки, отлитые в ЭМК, используют при прессовании, ковке и прокатке без механической обработки. Поэтому к поверхности слитков предъявляются повышенные требования. Вместе с тем процесс литья в ЭМК при определенных условиях сопровождается образованием внешних, хотя и незначительных, дефектов, не соответствующих новому уровню качества слитков.

Поверхностные дефекты классифицируют по факторам, определяющим природу их возникновения, и делят на три группы:

– дефекты геометрии слитка;

- точечные и штриховые выступы и раковины, плены, пузыри;
- продольные складки.

2) Дефекты литого металла, обусловленные взаимодействием с газами, их можно разделить на две группы:

- пористость;
- оксидные и твердые неметаллические включения.

Последние в свою очередь можно разделить на три подгруппы:

- грубые включения в виде шлака;
- мелкие оксидные пленки, занесенные в расплав с поверхности металла и несущие адсорбированный на них водород;
- мелкодисперсные частицы оксидов, равномерно распределенные в виде взвеси в жидком металле и оказывающие существенное влияние на структуру и свойства литого металла.

Для получения высококачественных слитков из алюминия В.И. Напалков в работе [24] указывает на необходимость выполнения следующих условий:

1) Содержание железа должно в 1,2-1,5 раза превышать содержание кремния, что устраняет горячеломкость, уменьшает склонность к росту зерна при рекристаллизационном отжиге, улучшает пластичность в холодном состоянии и увеличивает изотропность свойств;

2) Следует вводить 0,02 % Ti лигатурой алюминий – титан в миксер и 0,005 % Ti - лигатурным прутком AlTi5B1 между миксером и кристаллизатором в непосредственной близости к последнему;

3) Содержание марганца не должно превышать 0,03 %, так как при больших содержаниях происходит аномальный рост зерна при рекристаллизационном отжиге;

4) Расплав надо обязательно фильтровать через пенокерамические фильтры;

5) Необходимо проводить дегазацию расплава, содержание водорода в расплаве не должно превышать 0,12 см³/100 г металла для избежания газовых пузырей после отжига.

В работе [16] отмечено, что качество слитков зависит от таких параметров литья, как скорость литья, температура металла, высоты кристаллизатора, уровня металла в кристаллизаторе, интенсивности охлаждения и условий начала и конца литья. При этом оптимальным режим литья для сплавов 1XXX серии будет иметь скорость литья $5,4 \div 6,6$ м/ч, а температура литья $695 \div 720$ °С.

При увеличении скорости литья слитков сверх оптимальной улучшается качество поверхности слитка за счет сокращения неслитин и уменьшения возможности образования поверхностных трещин. Однако чрезмерное повышение скорости литья влечет за собой образование внутренних трещин и увеличивает ширину двухфазной области, обуславливает повышение пористости слитков. При скорости литья ниже оптимальной возникают поверхностные трещины, в то время как склонность к образованию внутренних трещин снижается. Низкие скорости литья, кроме того, способствуют появлению грубых неслитин.

Повышение температуры литья сверх оптимальной приводит к углублению лунки, увеличению склонности к образованию внутренних трещин, увеличению пористости слитков и образованию ликвационных наплывов. Низкая температура литья влечет за собой увеличение глубины неслитин и создает возможность для объемной кристаллизации и возникновения неоднородного строения слитков. Температуру расплава в миксере при литье круглых слитков поддерживают на $50 \div 100$ °С, а плоских на $40 \div 80$ °С выше температуры ликвидуса.

Высота кристаллизатора оказывает такое же влияние на качество слитков, как и температура литья. С увеличением высоты кристаллизатора и уровня металла в кристаллизаторе уменьшается интенсивность охлаждения, увеличивается глубина лунки, ухудшаются структура и качество поверхности слитков. Поскольку процесс формирования слитков в начале и конце литья является неустановившимся, то в донной и литниковой (головной) частях возникают дополнительные термические напряжения, способствующие образованию холодных трещин в высоколегированных сплавах. Для увеличения пластичности этих частей слитков в донную часть подливают алюминий, а литниковую часть

подвергают самоотжигу (снижают интенсивность охлаждения в конце литья слитка).

Для предупреждения образования горячих трещин, вызываемых отклонением состава сплава от оптимального, корректируют состав сплава. При литье алюминиевых слитков содержание железа обязательно должно превышать содержание кремния на $0,02 \div 0,05$ %.

В работе [25] В.И. Напалков обращает внимание на то, что в промышленных условиях структура слитков из алюминиевых сплавов зависит от многих технологических факторов, основными из которых являются:

- химический состав сплава и наличие в нем неконтролируемых или специально введенных примесей (модификаторов), представляющих готовые центры кристаллизации;
- температура литья и предварительного перегрева над ликвидусом;
- время выдержки расплава;
- скорость кристаллизации;
- высота кристаллизатора и распределение в нем жидкого металла и др.

Следует отметить, что алюминиевые сплавы 1XXX серии имеют характерные дефекты при производстве из них слитков [89-95]:

- 1) Структура «Fir Tree»;
- 2) Веерная структура;
- 3) Плавающие кристаллы в структуре алюминиевых сплавов.

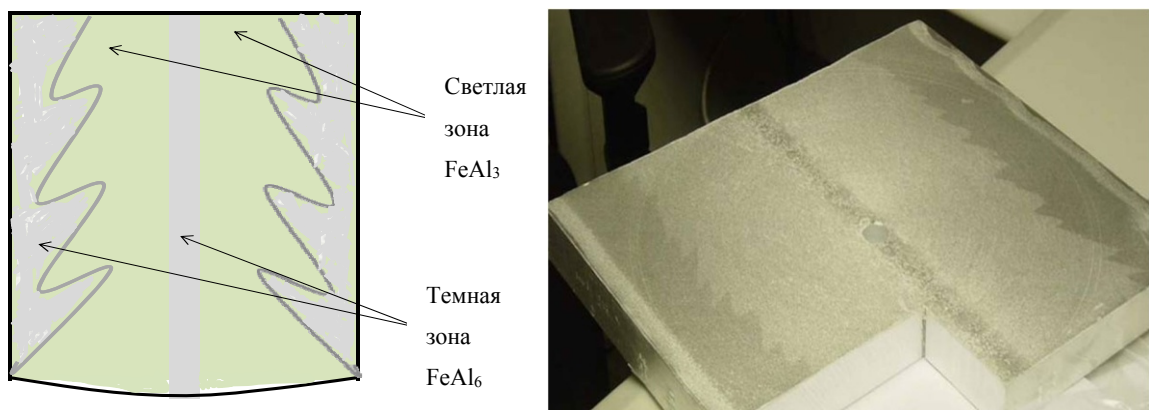
Данные дефекты снижают пластичность слитка, вызывают появление вертикальных полос и царапин на фольге (полосчатость) во время проката. Кроме того «веерные» зерна повышают обрывистость ленты (полосы) во время производства фольговой продукции по причине повышенных напряжений по границам зерен. На снижение пластичности также оказывают влияние плавающие кристаллы, которые еще приводят к расслоению или разрыв ленты по границам крупных плавающих кристаллов. Присутствие данных дефектов не позволяет качественно наносить краски на литографические пластины в типографии и получать равномерность анодирования на поверхности фольги.

Образование выше перечисленных дефектов связано в основном с тем, что сплавы 1XXX серии низколегированы и термически не упрочняются и для повышения показателей того или иного свойства, сплавы 1XXX серии могут быть дополнительно легированы: Mg, Ti, Zn, Cu, Mn.

Рассмотрим современное состояние вопроса в области исследования характерных дефектов при производстве слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии.

Структура «Fir-Tree» («ёлочная структура») – это вторичная зона кромки, которая наблюдается в виде более темной зоны с неровными краями в периферийных слоях слитка. Впервые Fir-Tree структура (далее по тексту - FTS) в плоских слитках сплавов 1XXX серии (до 1 % магния) была обнаружена Altenrohl. Данный дефект получил название ёлочной структуры в силу своей формы на вертикальном срезе (рис. 1.16). FTS оказывает следующее отрицательное влияние на производство готовых изделий:

- 1) Во время проката возможно появление вертикальных полос и царапин на фольге (полосчатость) и резко снижается пластичности заготовки;
- 2) В типографии проявляются рисунки дефекта во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины;
- 3) При проведении процесса анодирования пластин или фольги для облицовки возникает неровное нанесение защитного слоя.



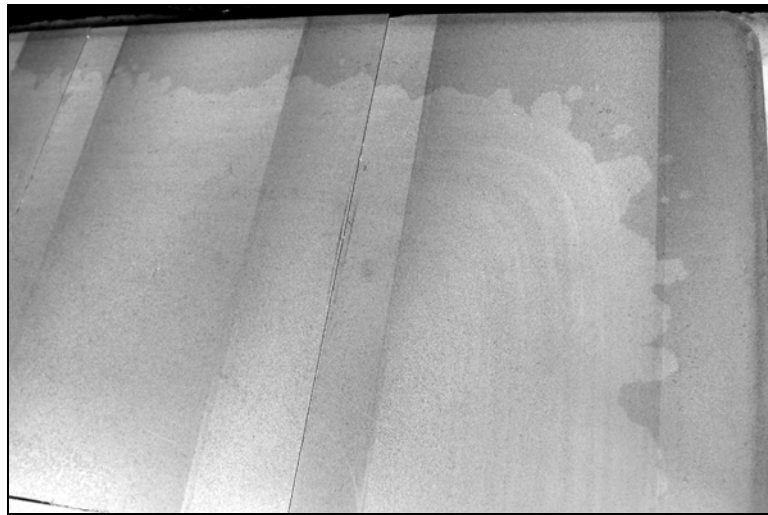


Рисунок 1.16 – Fig-Tree структуры слитков, травление в растворе NaOH

На поверхности среза (после скальпирования) без какой-либо обработки или травления FTS может быть обнаружена в виде двух цветовых зон: тёмная зона внутри, и светлая – за её пределами. Но при травлении гидроксидом натрия (NaOH) или анодировании, дефект можно легко увидеть благодаря тому, что разные компоненты металлического соединения (Al-Fe) по-разному реагируют на щелочное или кислотное травление. Распознавание различных фаз структуры в разных областях слитков основано на различной растворимости фаз $FeAl_6$ и $FeAl_3$ и $FeAl_m$ в серной кислоте. При травлении образца фаза $FeAl_6$ не разрушается (не растворяется в серной кислоте), образец дает темно-серый цвет. Фазы $FeAl_3$ и $FeAl_m$ растворяются в серной кислоте, разрушаются и дают светло серый цвет.

В работах [26, 27] утверждается, что основными факторами, влияющими на появление FTS, являются:

- химический состав сплава: соотношение в нем Fe/Si и наличие в нем таких примесей, как Ca, Ti, B, V, Mg, Cu;
- температура литья и предварительного перегрева над ликвидусом;
- температурно-скоростные условия кристаллизации;
- высота кристаллизатора и распределение в нем жидкого металла;
- вид модификатора и технология модифицирования.

Веерная структура – это разновидность столбчатой кристаллизации. Ее называют также пористой, лучевой, узорчатой. Возникает в результате роста кристаллов в виде пластинчатых двойников, чему благоприятствует высокий температурный градиент в жидкой ванне кристаллизующегося слитка и спокойное состояние расплава в лунке. Зона веерной структуры (далее по тексту ВС) образуется в периферийной зоне слитка, за исключением узкой наружной зоны равноосных зерен. Пример ВС представлен на рис. 1.17.

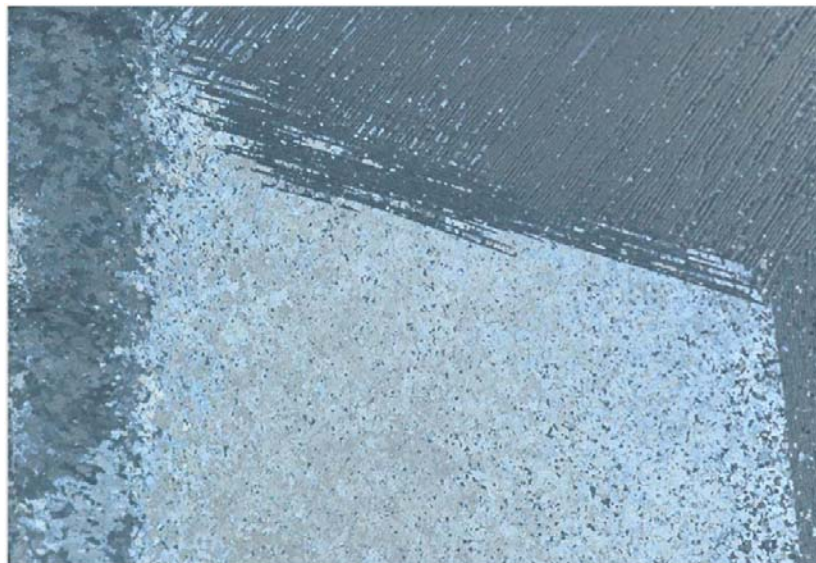


Рисунок 1.17 – Веерная структура слитка

ВС отрицательно влияет на производство и качество готовых изделий. Слитки с ВС часто разрушаются в процессе пластической деформации. Полуфабрикаты, изготовленные из таких слитков, характеризуются не стабильными, часто пониженными значениями механических, коррозионных и служебных свойств. Во время производства фольговой продукции наблюдается повышенная обрывистость ленты (полосы) по причине повышенных напряжений по границам «веерных» зерен. Во время проката возможно появление дефекта в виде вертикальных полос на фольге. В местах образования веерных кристаллов резко снижается пластичности заготовки. При производстве баночной тары часто проявляется рисунок веерных кристаллов или некачественное нанесение краски на корпус банки. В типографии возникает проявление рисунка веерных кри-

сталлов во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины.

В работах [28, 29] показано, что основными причинами образования верной структуры могут быть:

- химический состав сплава и наличие в нем таких примесей, как Ti, Sr, Zr, Mg, Cu, Zn;
- температура литья и предварительного перегрева над ликвидусом;
- температурно-скоростные условия кристаллизации;
- высота кристаллизатора и распределение в нем жидкого металла;
- вид модификатора и технология модифицирования.

В работе [25] В.И. Напалков указывает на то, что при содержании в алюминиевом расплаве модифицирующих элементов (Ti, Zr) в пределах 0,5÷1,0 % ВС в получаемых слитках не образуется, а при этих концентрациях Zr ВС не появляется даже в присутствии Sr.

Плавающие кристаллы в структуре – это отдельные крупные (от 20 мкм до 3000 мкм) зерна, отличающиеся от остальной структуры светлым оттенком после процедуры травления (рис. 1.18).

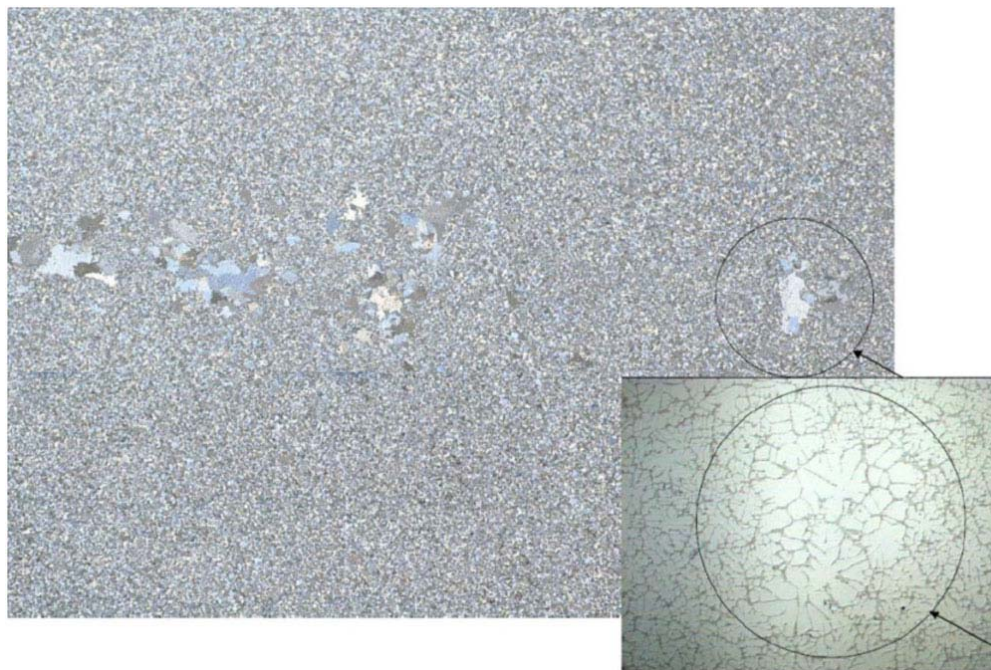


Рисунок 1.18 – Плавающие кристаллы в структуре алюминиевых сплавов

Плавающие кристаллы в структуре (далее по тексту ПКС) также отрицательно сказываются на производстве и качестве готовых изделий. Данный дефект приводит к резкому снижению пластичности в локальных областях слитка, вызывая трудности при прокате ленты. При производстве фольги из-за ПКС, как правило, происходит расслоение или разрыв ленты по границам крупных плавающих кристаллов. В типографии ПКС вызывает проявление рисунка во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины.

В работах [30] показано, что основные центры образования ПКС находятся в центре слитка, что связано с наличием и накоплением грубых дендритов в нижней части лунки получаемого слитка. Поэтому основными причинами появления ПКС являются:

- высота кристаллизатора и распределение в нем жидкого металла;
- вид модификатора и технология модифицирования;
- температура и скорость литья;
- температурно-скоростные условия кристаллизации.

В отношении дефектов макроструктуры плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX можно отметить следующее. Основными дефектами, отрицательно влияющими на производство и качество готовых изделий, являются FTS, BC и ПКС, а главными общими причинами их образования являются:

- химический состав сплава и наличие определенного количества некоторых примесей;
- температурно-скоростные условия литья и кристаллизации;
- высота кристаллизатора и распределение в нем жидкого металла;
- вид модификатора и технология модифицирования.

Однако в известной научно-технической литературе отсутствуют конкретные методы борьбы с данными дефектами макроструктуры крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии. Принимая во внимание утверждение В.И. Напалкова [24, 25], что многообразие технологических факторов процесса литья слитков из алюминиевых сплавов не позволяет пока вы-

яснить обобщенную взаимосвязь между ними и параметрами кристаллизации и далее со структурой и дефектами слитков, то необходимо обязательно провести дополнительные исследования в отношении литья плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии с учетом отмеченных выше закономерностей.

1.3 Анализ современных методов компьютерного моделирования процессов литья

Методы экспериментального исследования литейных процессов требуют необходимости изготовления экспериментальной установки, технологической оснастки, инструмента и т.п. При этом резко возрастают затраты на исследования, т.к. выбор рациональных конструктивных и технологических параметров литейного процесса требует их усовершенствования или повторного изготовления. Особенно эта проблема актуальна при анализе параметров производства крупногабаритной продукции, к которой относятся плоские слитки из алюминиевых сплавов 1XXX серии.

Компьютерное моделирование находит все более широкое применение в области разработки и проектирования литейных процессов. Этому способствует, как быстрый рост вычислительной мощности современных ЭВМ, так и бурное развитие программных средств для расчета процессов литья и кристаллизации.

В настоящее время для анализа литейных процессов наибольшее развитие получают компьютерные модели, основанные на ProCAST – профессиональной системы компьютерного 3D-моделирования литейных процессов методом конечных элементов [31]. Система работает под ОС Unix, MS Windows и позволяет моделировать практически все варианты литейных технологий, включая свободное литье в формы, литье под низким и высоким давлением, литье по выплавляемым моделям и т.д. Основа ProCAST – три решателя (solvers): гидродинамический (Flow solver), тепловой (Thermal solver) и решатель напряжений

(Stress solver). В качестве дополнительных опций предлагается внушительный список модулей, расширяющих базовые возможности программы. ProCAST Flow solver – модуль, рассчитывающий заполнение формы жидким расплавом. Расчет течения описывается полным уравнением Навье-Стокса и может проводиться вместе с анализом температуры и напряжений. В решатель добавлена специальная модель для анализа турбулентных потоков. ProCAST Flow solver позволяет получить представление о характере заполнения формы расплавом, размывании песчаной формы, воздушных карманах, турбулентном течении, засорах, непроливах и холодных спаях. С помощью дополнительных опций можно моделировать центробежное литье, литье по выжигаемым моделям, изготовление песчаных стержней и литье тиксоматериалов.

ProCAST Thermal solver – это решатель, моделирующий тепловые явления в процессе заливки формы и кристаллизации отливки и позволяющий рассчитывать температурные поля в отливке и форме с учетом теплопроводности, конвекции и излучения (в окружающую среду). С помощью энтальпии учитывается тепловыделение, связанное с изменением фазового состава при кристаллизации и в твердом состоянии. ProCAST Thermal solver решает следующие задачи: вычисление температурных полей в отливке и форме, выявление термических узлов в отливке, выявление мест перегрева формы, расчет усадочной раковины, расчет макропористости. Эффективно моделируется многоцикловое литье в постоянные формы (учитывается постепенный прогрев формы в процессе выпуска партии деталей).

С помощью дополнительных опций возможно моделирование сложного теплообмена излучением с эффектами переизлучения и затенения и непрерывного и полунепрерывного литья.

ProCAST Stress solver – это решатель напряжений, работающий совместно с термическим и гидродинамическим решателями. ProCAST Stress solver реализует следующие модели поведения материалов отливки и формы: линейная упругая, упругопластическая, вязкопластическая, вязкоупругая, жесткая и свободная. Совместный расчет напряжений позволяет с высокой точностью про-

гнозировать термический и механический контакты, остаточные напряжения, коробление и деформации, горячие трещины и разломы, напряжения в отливке и форме, усталость.

Таким образом, компьютерное моделирование в пакете инженерного анализа ProCAST позволяет исследовать литейный процесс литья и кристаллизации плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии.

1.4 Выводы по главе и постановка цели и задач исследования

Анализ научно-технической литературы позволил сделать следующие выводы:

1) В настоящее время одним из мировых лидеров в алюминиевой отрасли является Российское предприятие ОК РУСАЛ, которое, не смотря на мировой кризис в алюминиевой промышленности, наращивает объемы поставок на экспорт плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства;

2) Наиболее эффективными технологиями изготовления плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии является полунепрерывное литье на оборудовании Wagstaff с применением электромагнитного кристаллизатора или кристаллизатора с принудительной смазкой, двухуровневой зоной распределения воды в начале литья и низким уровнем металла при литье;

3) Основными дефектами макроструктуры плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии, отрицательно влияющими на производство и качество готовых изделий, являются FTS, ВС и ПКС. Общими причинами образования выше указанных дефектов являются:

- химический состав сплава, наличие и количество определенных примесей;
- температурно-скоростные условия литья и кристаллизации;
- высота кристаллизатора и распределение в нем жидкого металла;
- вид модификатора и способ модифицирования;

4) В известной научно-технической литературе отсутствуют конкретные методы борьбы с дефектами макроструктуры плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии, что требует проведение дополнительных исследований в данном направлении;

5) Для моделирования процесса литья и кристаллизации плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии целесообразно применение программного комплекса ProCAST.

Представленные выводы позволили сформулировать цель работы:

– разработка комплекса новых технических и технологических решений, обеспечивающих повышение качества плоских слитков из алюминиевого сплава серии 1XXX для фольгопрокатного производства.

Для достижения данной цели поставлены следующие задачи:

1) Исследование механизма возникновения на макроструктуре плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии дефектов вида «fir tree» или «елочная» структура (FTS), «веерная» структура (BC) и плавающих кристаллов структуры (ПКС);

2) Изучение комплексного влияния легирующих компонентов и примесей в составе алюминиевых сплавов 1XXX серии на качество слитков;

3) Анализа влияния теплофизических параметров плавки, литья и кристаллизации на образование дефектов макроструктуры плоских слитков сплавов 1XXX серии;

4) Создание компьютерной модели растворения лигатурного прутка Al-Ti5B1 в системе литейных желобов и распределения интерметаллидов при модифицировании алюминиевого сплава 1XXX серии;

5) Разработки комплекса новых технических и технологических решений, обеспечивающих повышение эффективности литья слитков из алюминиевых сплавов.

ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КАЧЕСТВА ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ

В процессе выполнения настоящей работы эксперименты проводились как в лабораторных, так и в промышленных условиях. Особенностью данной работы являлось то, что основные исследования показателей качества полученных плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии проводились в условиях действующего производства с отбором проб и фиксированием исследуемых технологических параметров. В лабораторных условиях проводили металлографические исследования макро- и микроструктуры отобранных образцов, определяли их химический состав, содержание неметаллических включений и водорода, оценивали механические свойства сплавов и технологическую пластичность. Основные положения главы опубликовано в работах [32, 34, 35].

2.1 Методика проведения плавки и схема отбора образцов от слитков из сплавов 1XXX серии

Опытные плавки сплава 1XXX серии проводилась в литейном отделении на миксерах и литейных машинах действующего производства. Одновременно отливалось три слитка размером 600×1750×4700 мм общей массой 45 тонн. Подготовка расплава и разливка сплава производились в соответствии с требованиями технологических инструкций, а химический состав сплавов соответствовал требованиям ГОСТА 4784-97.

Приготовление и литье сплавов производилось обязательным применением установок SNIF; фильтрация производилась через трубчатый металлофильтр PTF (Mitsui). Отливка слитков осуществлялась через распределитель

металла Combo-Bag; модифицирование производилось прутковой лигатурой Al-Ti-B обычно после выходного портала PTF (Mitsui) из расчета 1÷2 кг/т.

В процессе приготовления расплава производился отбор проб для анализа химического состава сплава, содержание водорода, макро- и микроструктуры, содержание неметаллических включений (метод PoDFa) со следующей маркировкой образцов:

- образец 1 – из миксера до рафинирования;
- образец 2 – из миксера после рафинирования;
- образец 3 – из желоба до SNIF;
- образец 4 – из желоба на литейном столе после ПКФ;
- образец 5 – из желоба после подачи прутка (2,5 м);
- образец 6 – из желоба после SNIF;
- образец 7 – из желоба после металлофильтра Mizui.

Химический состав сплавов по всему циклу литья, ликвация компонентов по сечению слитка и содержание водорода находятся в пределах требований спецификаций и документируется (см. табл. 2.1).

Таблица 2.1 – Содержание водорода в металле по технологическому циклу

Номер пробы	Место отбора	Обозначение единицы физической величины	Значение характеристики		
			среднее значение	результаты параллельных определений	
41	Лоток	см ³ /100 гр Al	Неоднородная	0,176	0,219
42	После SNIF	см ³ /100 гр Al	0,08	0,082	0,072
44	После мет. фильтра	см ³ /100 гр Al	0,11	0,125	0,101

Результаты металлографического анализа чистоты металла методом PoDFa представлены в таблицах (см. табл. 2.2) и на рисунках (см. рис. 2.1–2.4).

Таблица 2.2 – Результаты металлографического анализа чистоты металла

Номер образца	1	2
Место отбора	Миксер	После металлофильтра
Номер плавки	00-0000	00-0000

Продолжение Таблицы 2.2

Сплав	1XXX		1XXX	
Вес металла, кг	0,69		1,27	
Дата отбора пробы	xx.xx.xx		xx.xx.xx	
Время отбора пробы	00.00		00.00	
Общая характеристика чистоты металла:				
Общее содержание включений, мм ² /кг	0,7851		0,0134	
Общее содержание включений размером > 3 мкм, мм ² /кг	0,1971		0,0001	
Содержание оксидных плен, шт/кг	10		13	
Характеристика оксидных плен (Al ₂ O ₃)				
Длина (короткие, средние, длинные)	короткие		короткие, средние	
Толщина (тонкие, средние, толстые)	тонкие, средние		тонкие, средние	
Типы включений, мм ² /кг	мм ² /кг	%	мм ² /кг	%
TiB ₂ / TiC			0,0129	96,3
Al ₄ C ₃ < 3 мкм	0,4821	61,4	0,0002	1,5
Al ₄ C ₃ > 3 мкм	0,0393	5,0		
Шпинель MgAl ₂ O ₄ < 3 мкм	0,0071	0,9	0,0002	1,8
Шпинель MgAl ₂ O ₄ > 3 мкм	0,0039	0,5	0,0001	0,4
Гамма Al ₂ O ₃	0,0989	12,6		
Другие: шлак и т.д.	0,1539	19,6		

В таблице 2.2., как и на рис. 2.1–2.4 представлены данные, полученные в производственных условиях и характерные для сплавов 1XXX серии.

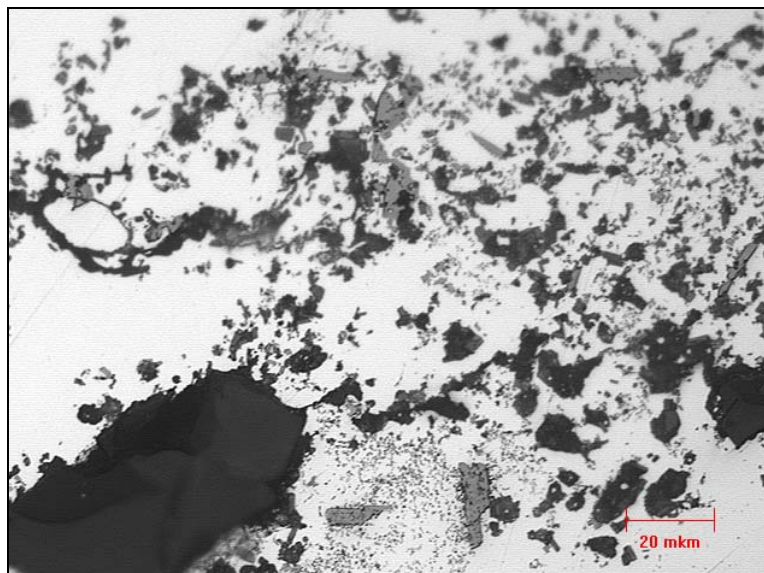


Рисунок 2.1 – Микроструктура образца PoDFA № 1 (миксер).
Оптическое увеличение 500

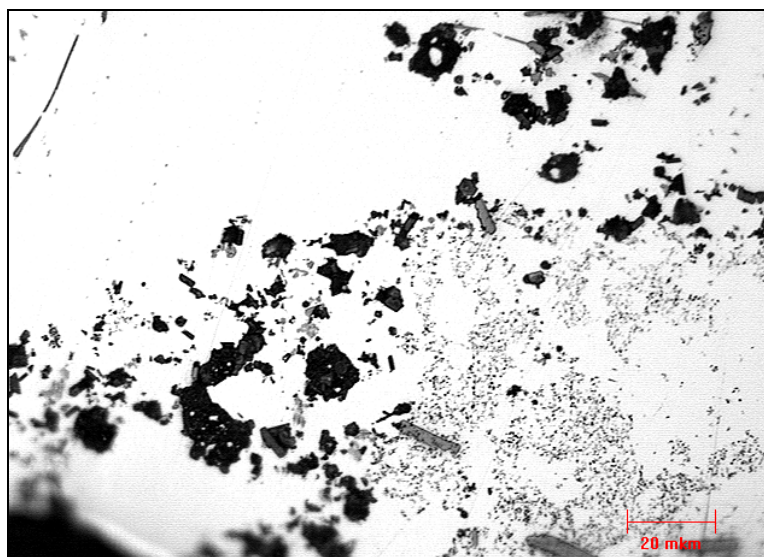


Рисунок 2.2 – Микроструктура образца PoDFA № 1 (миксер).
Оптическое увеличение 500

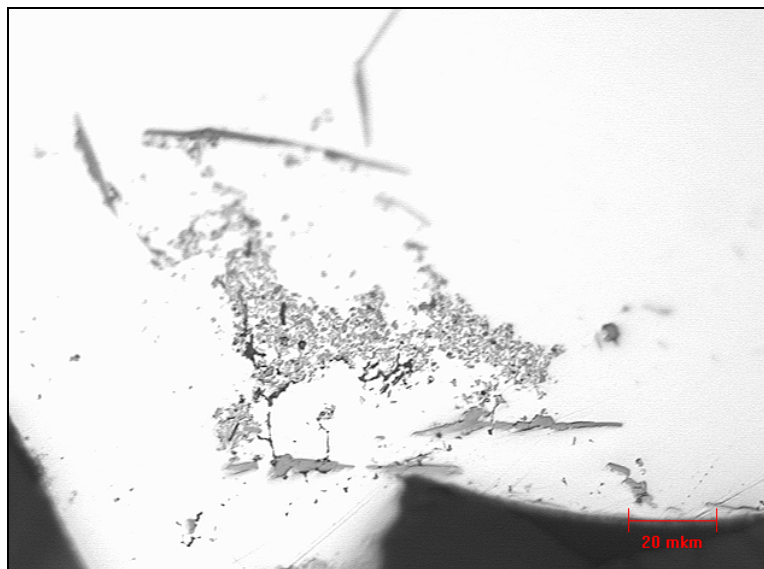


Рисунок 2.3 – Микроструктура образца PoDFA № 2 (после металлофильтра).

Оптическое увеличение 500

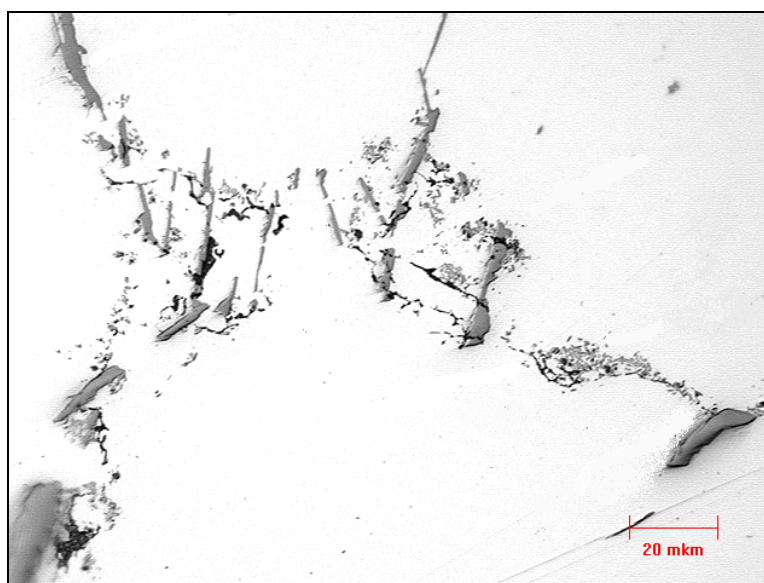


Рисунок 2.4 – Микроструктура образца PoDFA №2 (после металлофильтра).

Оптическое увеличение 500

Содержание неметаллических включений не должно превышать требования, предъявляемые к сплавам 1XXX серии.

Для исследования на технологичность при прокатке, макро- и микроструктуры по сечению слитка, степени ликвации легирующих элементов и ме-

ханических свойств отбирали темплеты согласно схемам, представленным на рисунках 2.5 – 2.6, с обязательным указанием номеров плавки и слитка.

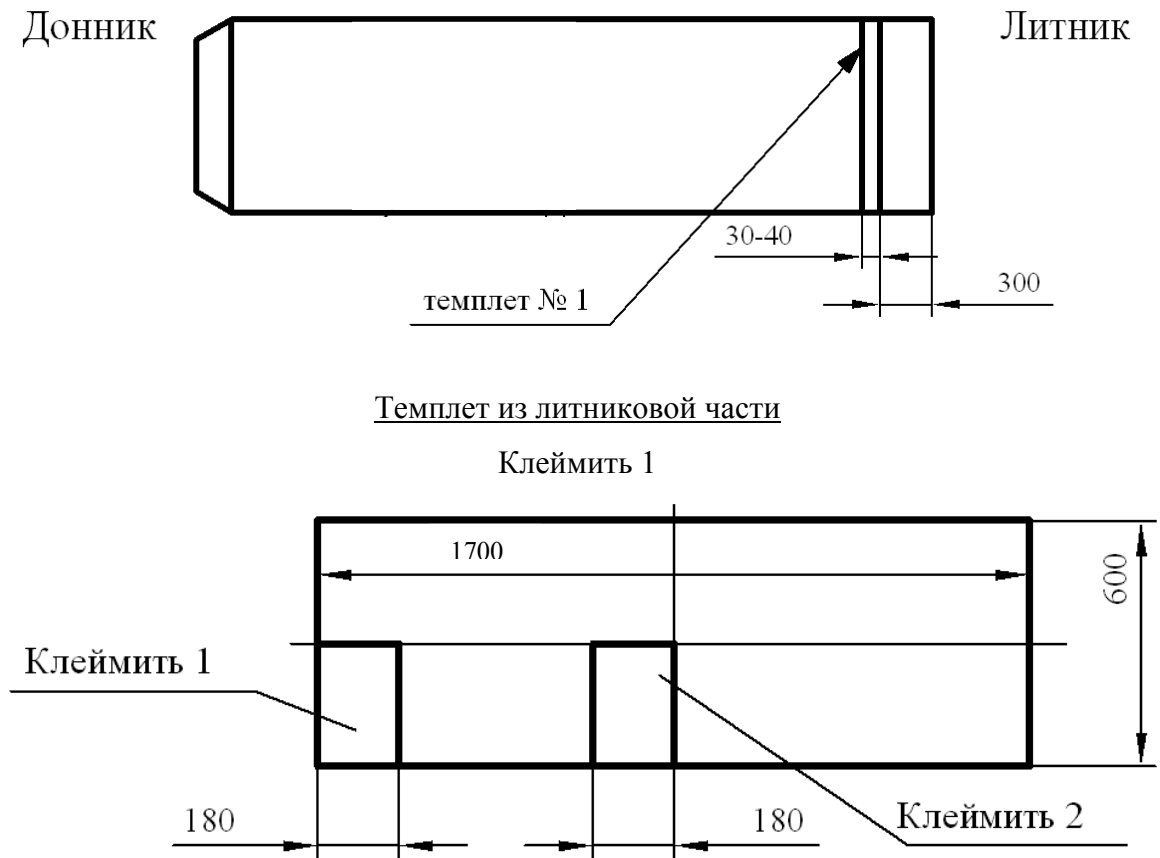
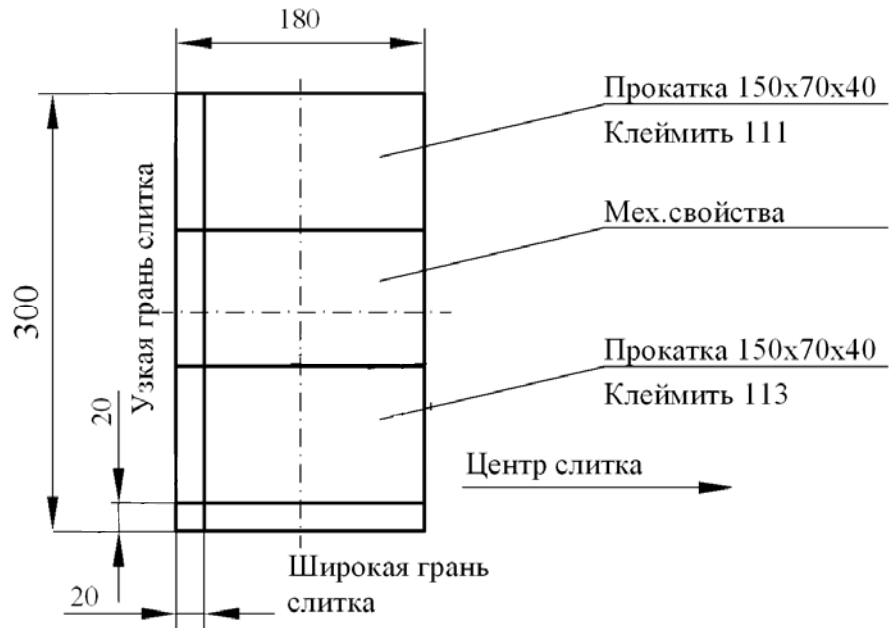
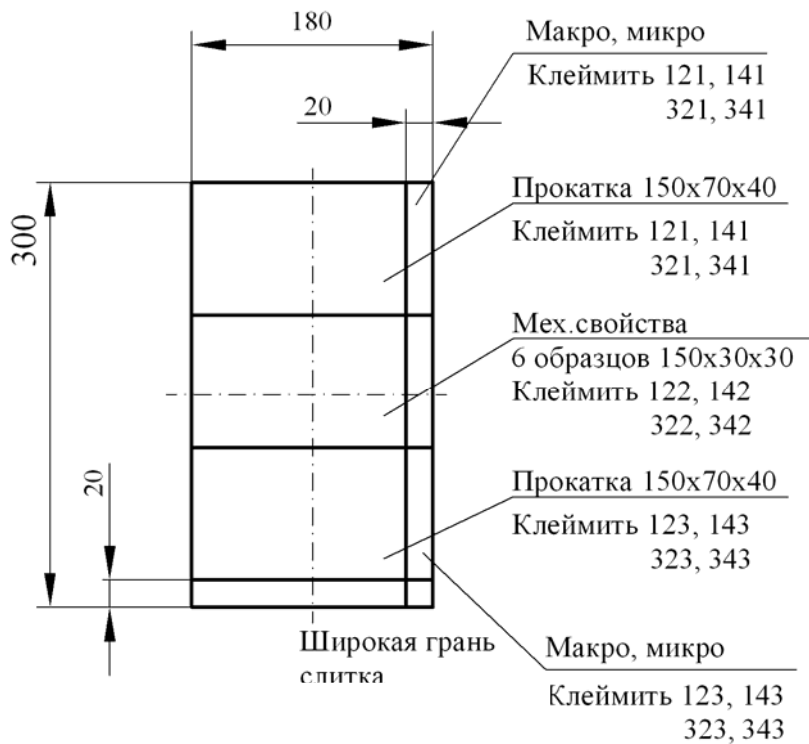


Рисунок 2.5 – Схема резки слитков

Из слитка вырезались две заготовки размером 300×180 мм, которые клеймились следующим образом: первая цифра – № слитка, а вторая цифра – № заготовки, например – 11 или 12. Далее заготовки или темплеты раскраивались, как представлено на рис. 2.6.



а



б

Рисунок 2.6 – Схема раскроя темплетов: а - для темплета 11; б - для темплета 12

2.2 Методика проведения металлографических исследований

Макроструктуру образцов изучали с применением стереоскопического микроскопа Stemi 2000-C, Carl Zeiss.

Микроструктурный анализ проводили на микроскопе Axio Observer A1m, Carl Zeiss. Микрошлифы изготавливали по методикам ООО «Митэла» на автоматизированных шлифовально-полировальных станках Saphir 520, Germany и расходных материалах фирмы Lam Plan, France.

Количественную оценку макро- и микроструктуры проводили методом линейного анализа в программе для обработки цифровых изображений структур AxioVizion, Carl Zeiss.

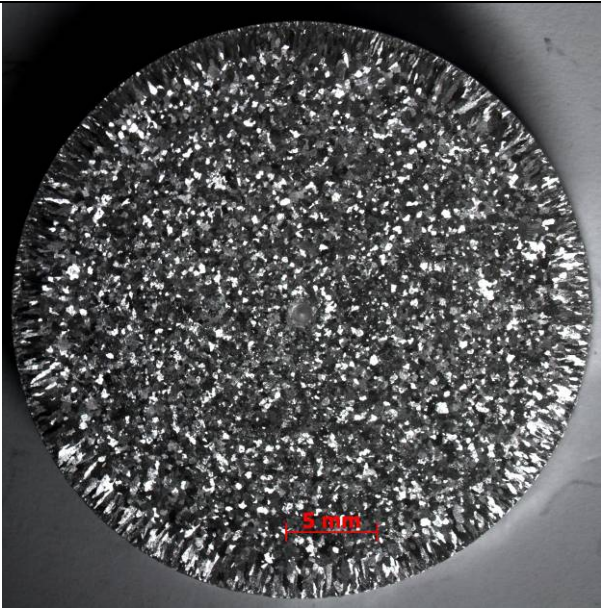

Для каждого этапа технологического процесса отбирались пробы диаметром 40 мм, характерная макроструктура которых приведена в таблице 2.3. По макроструктуре методом секущих определяется размер зерна, при этом расчете не учитывается зона столбчатых кристаллов. Обычно проба 41, отобранная из миксера до рафинирования, практически не отличается от пробы 42 – после обработки SNIF. Макроструктура обоих образцов имеет в периферии зону столбчатых кристаллов, длина которых в среднем составляет 1,5 мм.

Появление в пробах столбчатых кристаллов обычно связано с тем, что сечение проб слишком мало, и это создает большие градиенты температур и высокие скорости охлаждения, что способствует росту столбчатых кристаллов. Также отсутствие в пробах активных центров кристаллизации за счет не введения модификаторов приводит к образованию некоторой зоны столбчатых кристаллов. Центральная зона образцов 41 и 42 обычно состоит из равноосных однородных кристаллов, средний размер которых составляет 33 ± 10 и 320 ± 10 мкм соответственно. Внепечная рафинирующая обработка SNIF (проба 42) обычно не приводит к изменению макроструктуры, но все же происходит незначительное измельчение равноосных кристаллов.

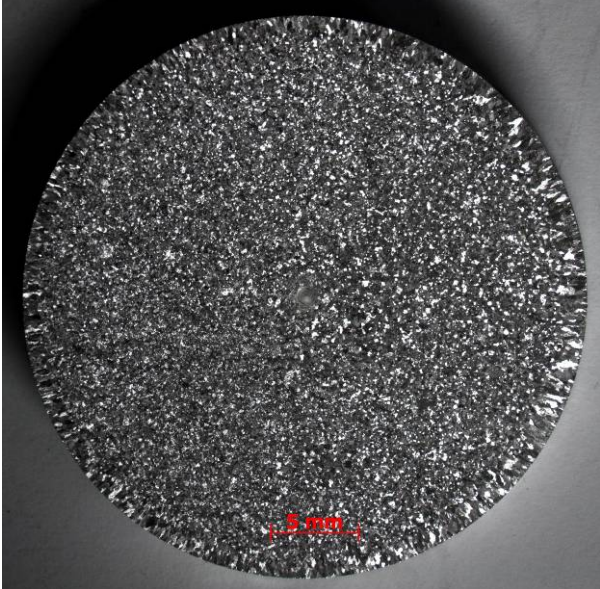
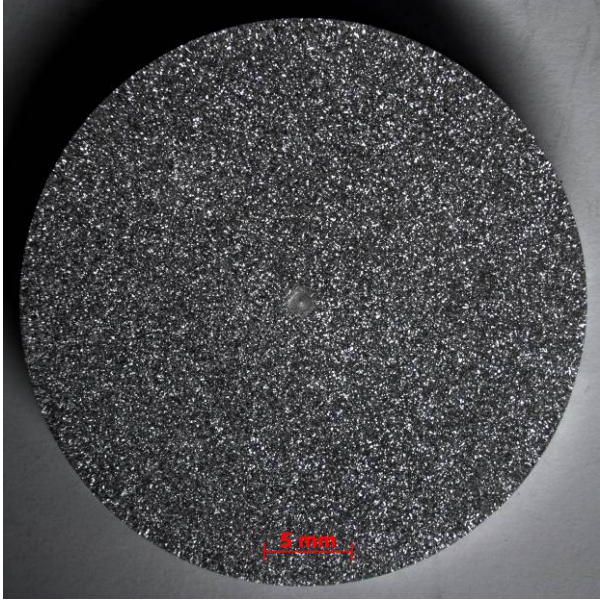
Проба 43, отобранная из желоба после PTF (Mitsui), обычно имеет равномерную мелкозернистую макроструктуру. Обработка трубчатым металлофиль-

тром обычно приводит к измельчению зерна более чем в 2 раза, до 150 мкм (проба 3). Зона столбчатых кристаллов при этом, также уменьшается и составляет $0,9 \pm 0,1$ мм.

Таблица 2.3 – Характерные результаты макроскопического анализа проб из сплавов 1XXX серии

Проба	Место отбора проб	Структура	Размер зерна, мкм
1	2	3	4
41	Из миксера до рафинирования		$334,4 \pm 27,5$
42	Из желоба после SNIF		$320,2 \pm 37,6$

Продолжение таблицы 2.3

1	2	3	4
43	Из желоба после PTF		150,2±17,1
44	Из желоба после подачи модифицирующей лигатуры		101,9±11,9

Модифицирование сплава прутковой лигатурой системы Al-Ti-V измельчает зерно до 50 ± 100 мкм (проба 44) в зависимости от ее качества, количества и места ввода. Об этом более подробно будет показано в главе 4 настоящей работы. Зона столбчатых кристаллов обычно отсутствует.

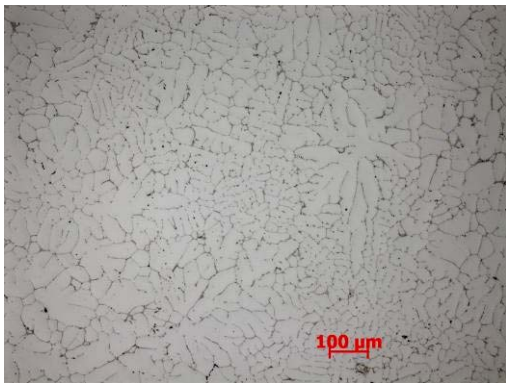
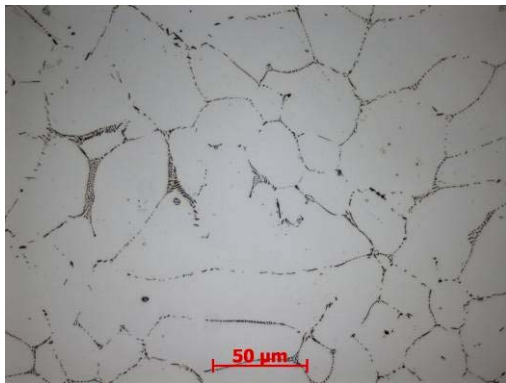

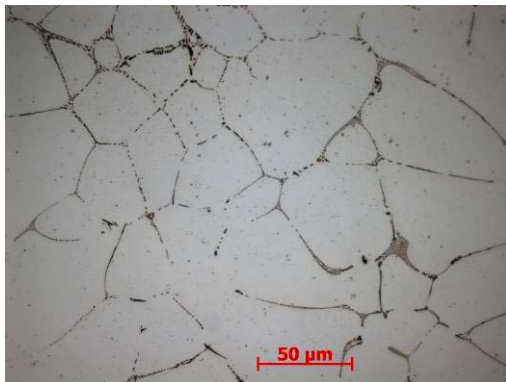
Размер зерна обычно уменьшается с каждой последующей технологической операцией, размер зерна с 330 ± 20 мкм (проба 41) уменьшается до 90 ± 10 мкм (проба 44), что свидетельствует о положительном влиянии процессов ра-

финирирования, фильтрации и модифицирования на качество получаемых слитков.


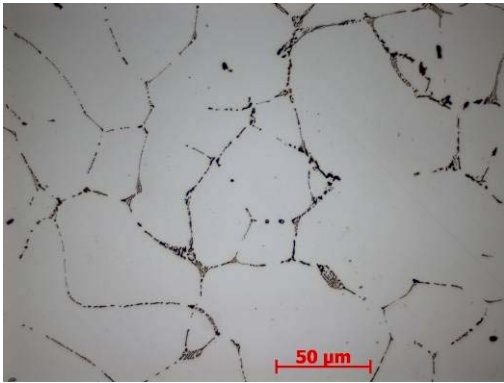
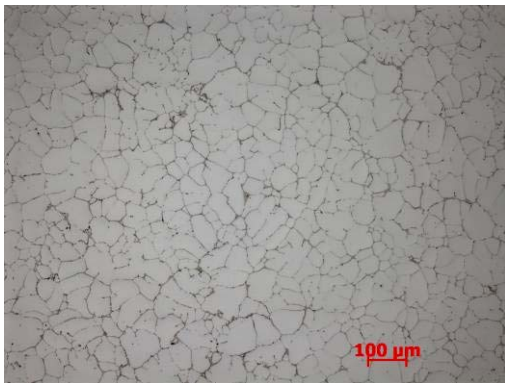
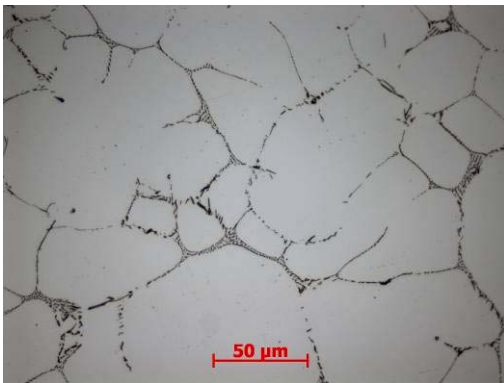
Загрязнений, оксидных плен и неметаллических включений в макроструктуре исследуемых проб не обнаружено.

Характерные результаты микроструктурного анализа проб после всех технологических операций приведены в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Характерные результаты микроскопического и количественного анализа проб из сплавов 1XXX серии

Проба	Микроструктура		Размер дендритной ячейки, мкм
	×100	×500	
1	2	3	4
41			30,2±2,8
42			34,0±3,1

Продолжение таблицы 2.4

1	2	3	4
43			$38,9 \pm 2,9$
44			$44,0 \pm 7,9$

В микроструктуре исследуемых проб 41–43 обычно наблюдаются неоднородное строение дендритных ячеек алюминиевого твердого раствора. Наряду с мелкими кристаллами первичного твердого раствора встречаются участки с крупными дендритными ячейками. По границам α -твердого раствора выделяются фазы эвтектического происхождения, имеющие, как правило, пластинчатое строение.

Размеры дендритных ячеек практически не изменяется и в среднем по пробам 41–43 обычно составляют 35 ± 2 мкм. В пробе 44 после модифицирова-

ния происходит укрупнение размера дендритной ячейки до 45 ± 2 мкм, а микроструктура становится более однородной.

При количественном анализе макроструктуры слитков из сплава 1XXX серии в макротемплетах выявлялись внутренние и внешние (поверхностные) дефекты в виде оксидных пленок и неметаллических включений, с фиксацией их размеров и расположения. Размер зерна определялся по макроструктуре всех образцов, (рассчитывая на трех наиболее типичных полях зрения в четырех взаимно перпендикулярных направлениях, пример расчета приведен на 121 образце, таблица 2.5).

При количественном анализе макроструктуры для исследуемых образцов характерно следующее:

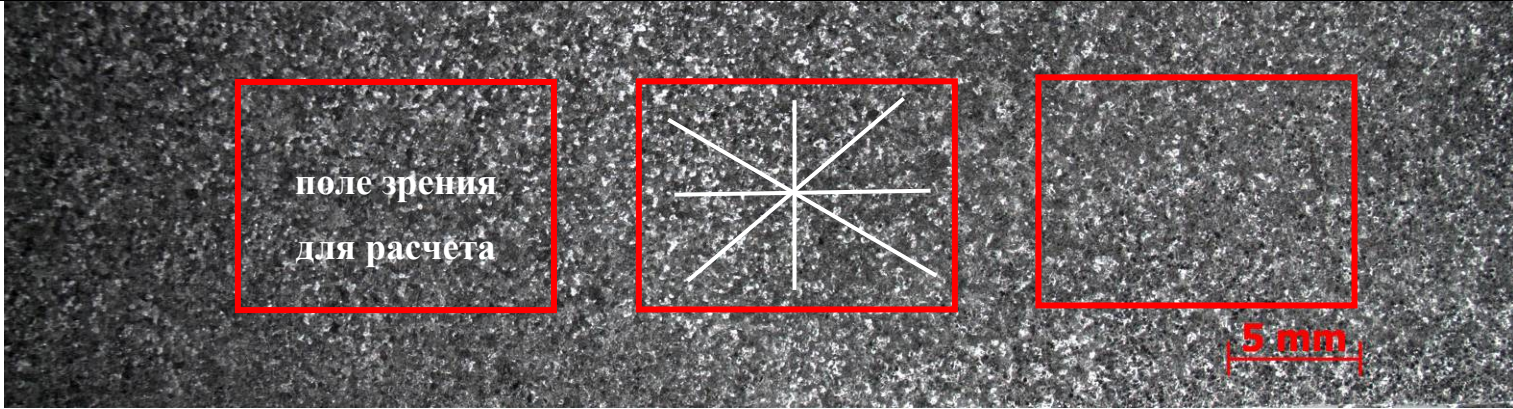
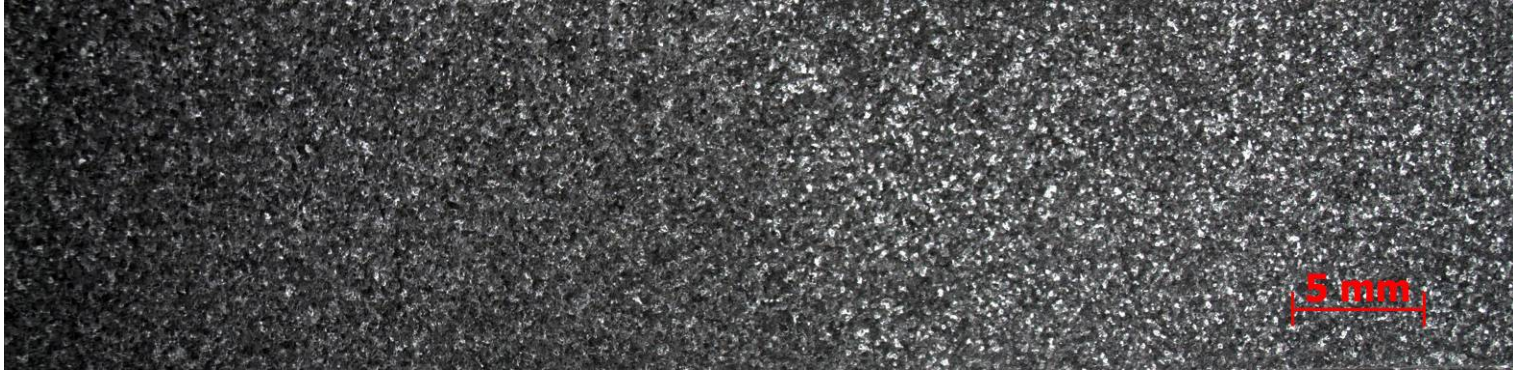
1) Для образца 121, вырезанного из периферийной зоны слитка, характерно мелкое кристаллическое строение и равноосная форма зерна размером 125 ± 10 мкм (таблица 2.5);

2) Для образцов, отобранных ближе к центру слитка, наблюдалось укрупнение зерна. Размер зерен увеличивается от 125 ± 10 мкм в периферийной зоне слитка до 220 ± 20 мкм в центре слитка (образец 123).

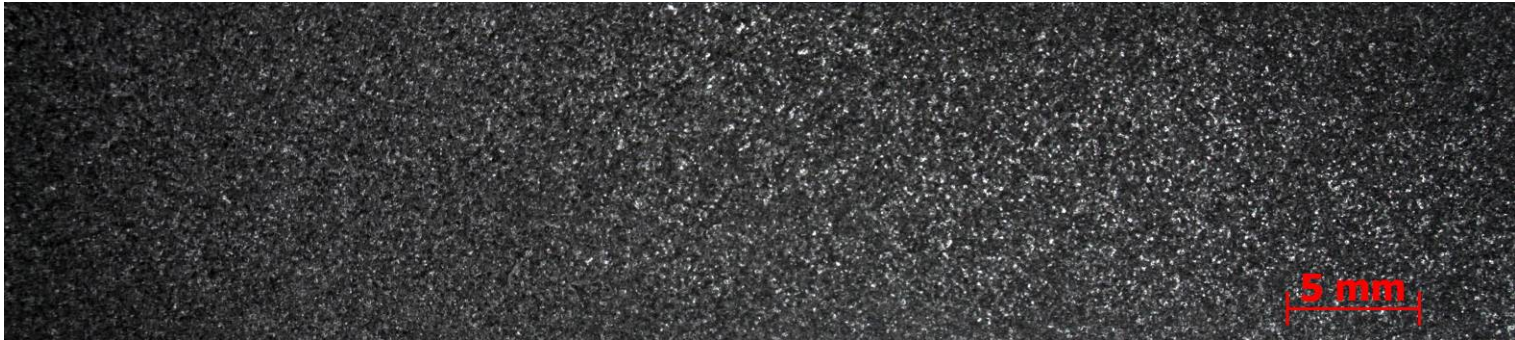
Наиболее крупные зерна (более 220 мкм) обычно выявляются в образцах центральной части слитка, минимальным размером зерен (~ 120 мкм) характеризуются образцы периферийных зон слитка.

Поэтому в слитках из сплавов 1XXX серии обычно происходит увеличение размера зерна от периферии к центру слитка, что связано с неравномерными условиями охлаждения в различных частях слитка. Более высокие скорости охлаждения в поверхностных слоях обеспечивают получение мелкозернистой структуры. Центральные части слитка кристаллизуются с меньшими скоростями охлаждения, что способствует образованию более крупных зерен, но размер их не превышает допустимые значения – 300 мкм.

Таблица 2.5 – Характерные результаты макроскопического и количественного анализа образцов, вырезанных из различных зон слитков 1XXX

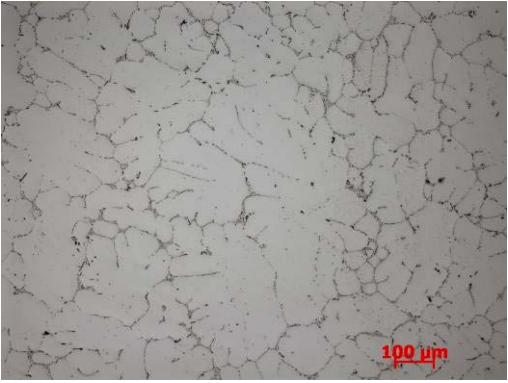
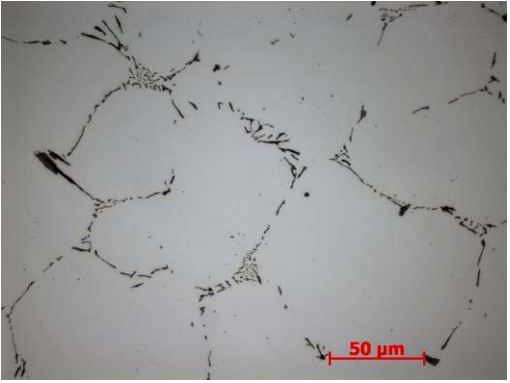
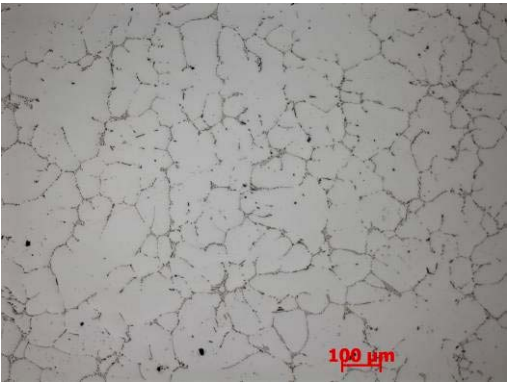
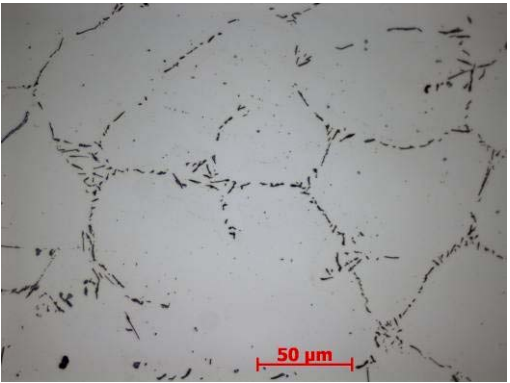
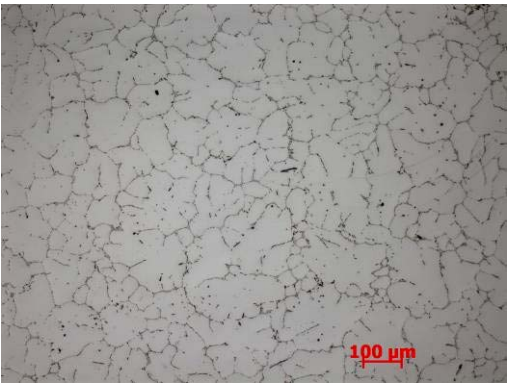
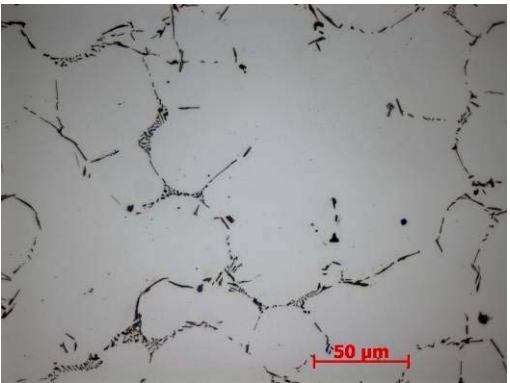
Маркировка	поверхность \longrightarrow центр слитка			Размер зерна, мкм
	121	122	123	
Структура				
1	2			3
123				221,4±17,7
122				174,8±15,9

Продолжение таблицы 2.5

1	2	3
121	 A black and white micrograph showing a dense, granular texture of a material. The particles are small and irregularly shaped, creating a complex, porous-looking structure. A red scale bar in the bottom right corner indicates a length of 5 mm.	123,5±7,2

Для микроструктурного анализа слитков сплавов 1XXX серии изготавливали образцы, вырезанные из образцов 121, 122, 123 в зонах с наиболее типичной кристаллической структурой.

Таблица 2.6 – Характерные результаты микроскопического и количественного анализа образцов, вырезанных из различных зон слитков 1XXX серии

Маркировка	Микроструктура		Размер дендритной ячейки, мкм
	×100	×500	
123			65,0±5,3
122			58,6±5,3
121			48,6±4,7

Обычно микроструктура образца 121 отобранных из периферийной части слитка с размером зерна 124 мкм характеризуется мелким и однородным дендритным строением твердого раствора на основе алюминия, имеющего размер дендритной ячейки ~50 мкм. В структуре анализируемых образцов наблюдаются фазы эвтектического происхождения преимущественно пластинчатого строения, выделяющиеся по границам дендритных ячеек.

По мере приближения к центру слитка наблюдается укрупнение размера дендритной ячейки α -твердого раствора. Уменьшение скорости охлаждения от периферийных к центральным участкам при кристаллизации крупногабаритных слитков приводит к увеличению дендритного параметра до 65 мкм.

2.3 Методика исследования деформируемости и определения механических свойств литых и деформированных полуфабрикатов из слитков сплавов 1XXX серии

Для определения деформируемости, а также пластических и прочностных характеристик слитков сплавов 1XXX серии провели экспериментальные исследования по прокатке опытных образцов, отобранных с различных этапов технологического процесса литья, и определили механические свойства литых образцов из исследуемых сплавов.

При выборе новых схем и уточнения режимов деформирования, а также при решении вопросов о предельных деформациях необходим более строгий учёт влияния на пластичность и прочность металла механических факторов технологии литья и обработки, а также параметров напряженного состояния и характера развития деформации. При этом важно определять пластичность и прочность, а также влияющие на них параметры, инвариантными характеристиками, что позволит использовать полученные данные при анализе

процессов ОМД, привлекая аппарат математической теории пластичности и теории разрушения металла [39-50]. Исследования обычно включали три основных этапа:

- 1) Испытание на растяжение литых образцов, вырезанных из заготовок;
- 2) Моделирование процесса прокатки опытных образцов до стадии разрушения и определение предельной степени деформации, соответствующей этой стадии, и механических свойств металла при испытаниях на разрыв;
- 3) Определение механических свойств на толщинах проката от 25 мм до 0,2 мм.

Моделирование процесса прокатки опытных образцов осуществляли на листовом прокатном стане ДУО с длиной бочки валка 400 мм фирмы Марио ди Майо (рис. 2.7 а). Технические характеристики стана приведены в табл. 2.7.

Таблица 2.7 - Технические характеристика листопркатного стана ДУО 400

Характеристика	Значение
Длина бочки валков, мм	400
Диаметр валков, мм	240
Скорость прокатки, м/мин	13,2
Допустимое усилие, МН	-
Максимальный момент прокатки, тм	0,808
Мощность электродвигателя, кВт	18,5+2,2
Напряжение питания трехфазное, В	380
Габариты, мм:	
- длина	1900
- ширина	750
- высота	2150
Вес, кг	3950



а



б

Рисунок 2.7 - Общий вид листопркатного (а) стана фирмы Марио ди Майо и универсальной испытательной машины LFM 400 (б)

Методика работы состоит в следующем. Из полученных темплетов экспериментальных слитков вырезаются образцы для испытания на механические свойства и образцы для прокатки, полученные по разным технологическим режимам литья, размерами – 25x25x70 мм.

Для исследования прочностных и пластических свойств опытных образцов применяли испытательные машины LFM40 и LFM400 (Швейцария) усилием соответственно 40 и 400 кН (рис. 2.7 б) методом растяжения стандартных образцов. В ходе испытаний фиксировали каждый раз изменение длины рабочей части образца, а также соответствующее этому изменению значение растягивающей силы P . Затем определяли временное сопротивление разрыву σ_b и относительное удлинение δ по известным формулам:

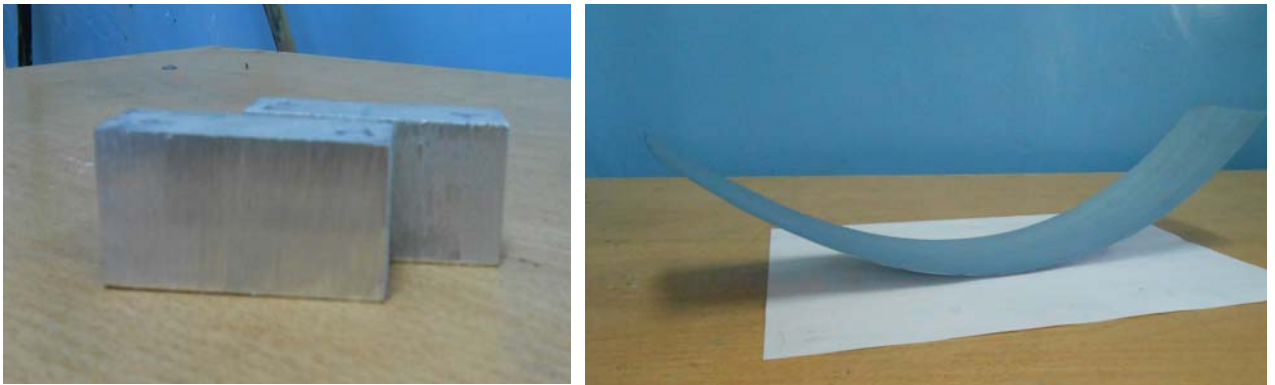
$$\sigma_b = \frac{P_{\max}}{F_0}; \quad \delta = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100\%, \quad \delta = \frac{l - l_0}{l_0} \cdot 100\%, \quad (2.1)$$

где P_{\max} – максимальная сила растяжения на всем участке пластического деформирования образца, предшествующая моменту образования шейки;

$F_0 = \frac{\pi d_0^2}{4}$ – исходная площадь поперечного сечения;

l и l_0 – текущая и начальная длина рабочего участка образца соответственно.

Для оценки предела выкатываемости металла при прокатке заготовки нагревали в камерной электрической печи до температуры 520-530 °С, характерных для процесса прокатки, а после чего прокатывали на холодных валках с различными степенями обжатия до толщины H_i , где i – номер прохода. Режим обжатий выбирался опытным путем, причем в первых проходах обжатия, как правило, больше, чем в последующих проходах (рис. 2.8).



a

б

Рисунок 2.8 – Вид образцов до (а) и после (б) прокатки

Далее из отобранных после прокатки образцов с различной толщиной на гидравлическом прессе усилием 300 кН вырубали образцы (рис. 2.9) для механических испытаний.

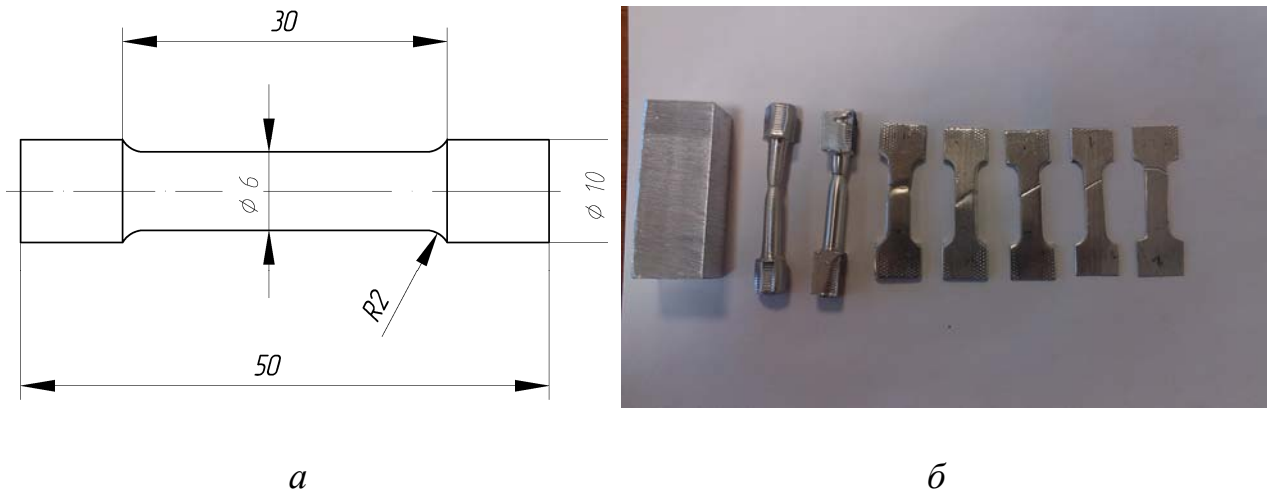


Рисунок 2.9 – Размеры (а) и вид (б) образцов для испытания механических свойств

Анализ механических свойств литых образцов из сплавов 1XXX серии для конкретной плавки проводился с оценкой влияния расположения образцов относительно кромки и середины слитка; горячего и холодного литника; горячего и холодного донника.

При испытаниях на растяжение литых образцов на универсальной электромеханической машине LFM 400 усилием 400 кН записывали показания основных параметров процесса на ЭВМ. По результатам среднестатистической обработки определяли временное сопротивление разрыву (предел прочности), предел текучести при степени деформации 0,2 %, а также удлинение и сужение при разрушении. Типовой протокол испытаний представлен на рис. 2.10.

Протокол испытания

Имя испытания: 41 литой
 Заказчик:
 Материал: AL-сплав
 Оператор:
 Примечание:

Дата испытания:



Описание	Результат
Диаметр d_0	6.00 mm
Начальное сечение S_0	28.27 mm ²
Предел текучести при 0.20% R_p	51.81 МПа
Предел прочности R_m	83.07 МПа
Удлинение при разрушении A	25.58 %
Сужение при разрушении Z	61.97 %

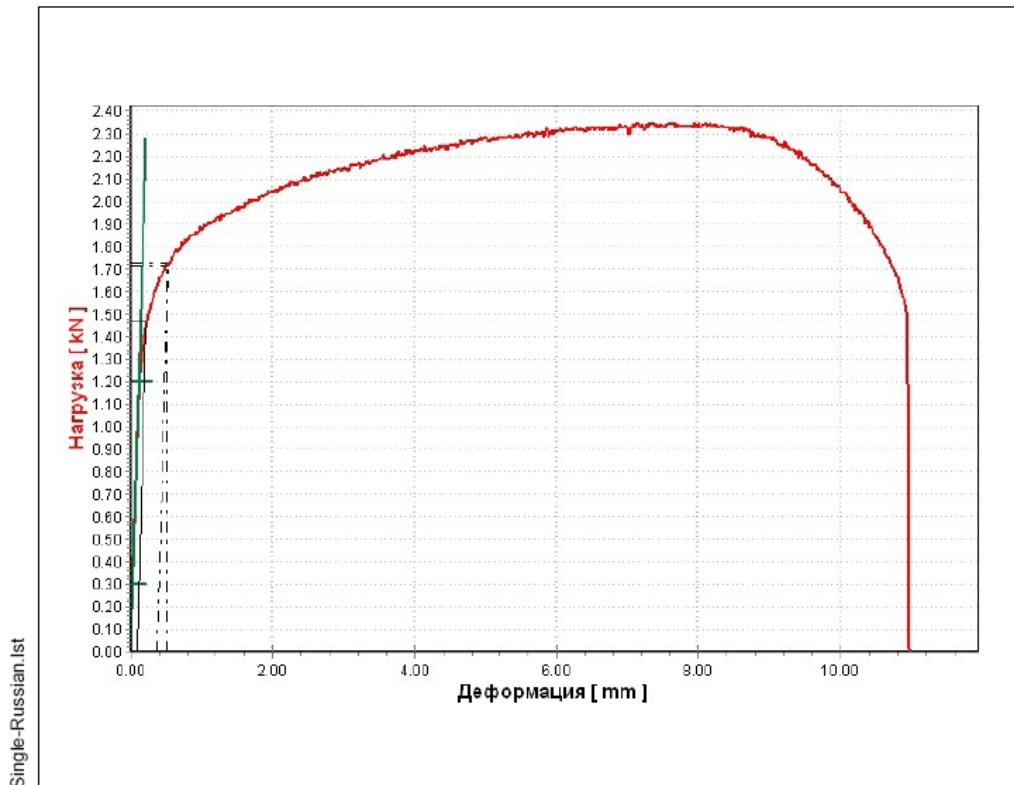


Рисунок 2.10 – Типовой протокол испытаний образцов

2.4 Выводы

На основании представленных методик и применяемого инструмента и оборудования для исследования показателей качества слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии, можно гарантировать высокую степень достоверности полученных экспериментальных результатов.

ГЛАВА 3 АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ НА КАЧЕСТВО ПРОДУКЦИИ

К качеству плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства предъявляют особые требования на наличие дефектов макро- и микроструктуры, которые не исчезают при последующей обработке давлением и приводят к необратимому браку. За прошедший период времени в промышленности был накоплен большой экспериментальный материал по технологии литья и исследованию качества слитков и полуфабрикатов; разработаны и внедрены новые технологические процессы, в числе которых следует отметить способ непрерывного литья с формированием слитка электромагнитным полем. Однако в связи с разработкой и внедрением новых сплавов и повышением требований потребителей актуальным является проведение дополнительных исследований процессов полунепрерывного литья и кристаллизации для достижения требуемых показателей качества плоских слитков сплавов 1XXX серии.

В настоящей главе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований механизма образования дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры при литье и кристаллизации плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии и проанализировано влияние технологических параметров данных процессов. Содержание главы опубликовано в работах [32-35].

3.1 Исследование влияния химического состава на образование дефектов крупнокристаллической структуры слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии

Химический состав исследуемых алюминиевых сплавов 1050, 1100, 1200 1XXX серии по европейским стандартам [51] и соотнесение их химического

состава к отечественным деформируемым сплавам по ГОСТ 4784 представлено в табл. 3.1.

Таблица 3.1 – Деформируемые сплавы по ГОСТ 4784-97

Деформируемые алюминий и алюминиевые сплавы по ГОСТ 4784-97

Обозначение		Массовая доля элементов, %						Примечания
ГОСТ	EN, ISO	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	
1. Алюминий								
АД000	1080А	0,15	0,15	0,03	0,02	0,02	0,06	Al - 99,80
АД00	1070А	0,20	0,25	0,03	0,03	0,03	0,07	Al - 99,70; АД00Е
АД0	1050А	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	0,07	Al - 99,50; АД0Е
АД1	-	0,3	0,3	0,05	0,025	0,05	0,1	Al - 99,30; АД1пп
АД	1200	Si+Fe: 1,0		0,05	0,05	-	0,10	Al - 99,0
2. Алюминиевые сплавы систем Al-Cu-Mg и Al-Cu-Mn								
Д1	2017	0,20-0,8	0,7	3,5-4,5	0,40-1,0	0,4-0,8	0,25	Профили, листы; Д16ч
Д16	2024	0,50	0,5	3,8-4,9	0,30-0,9	1,2-1,8	0,25	
В65	-	0,25	0,2	3,9-4,5	0,3-0,5	0,15-0,30	0,1	Заклепки
Д18	2117	0,8	0,7	2,2-3,0	0,20	0,20-0,50	0,25	200-250 °С; Д19ч
Д19	-	0,5	0,5	3,8-4,3	0,5-1,0	1,7-2,3	0,1	
АК4	-	0,5-1,2	0,8-1,3	1,4-1,8	1,4-1,8	1,4-1,8	0,3	Поковки, штамповки; АК4-1, АК4-1ч
АК6	-	0,7-1,2	0,7	1,8-2,6	0,4-0,8	0,4-0,8	0,3	
АК8	2014	0,50-1,2	0,7	3,9-5,0	0,40-0,8	0,20-0,8	0,25	
1105	-	3,0	1,5	2,0-5,0	0,4-2,0	0,4-2,0	1,0	Ленты
3. Алюминиевые сплавы системы Al-Mn								
ММ	3005	0,6	0,7	0,30	1,0-1,5	0,20-0,6	0,25	
АМц	3003	0,6	0,7	0,05-0,20	1,0-1,5	-	0,10	
АМцС	-	0,15-0,35	0,25-0,45	0,1	1,0-1,4	0,05	0,1	
Д12	3004	0,30	0,7	0,25	1,0-1,5	0,8-1,3	0,25	
4. Алюминиевые сплавы системы Al-Mg								
АМг1	5005	0,30	0,7	0,1	0,20	0,50-1,1	0,25	АМг0,5, АМг1,5 АМг2
АМг2,5	5052	0,25	0,40		0,10	2,2-2,8	0,10	
АМг3	-	0,5-0,8	0,50		0,3-0,6	3,2-3,8	0,2	
АМг3,5	5154	0,25	0,40		0,10	3,1-3,9	0,20	
АМг4,0	5086	0,40	0,50		0,10	3,5-4,5	0,25	
АМг4,5	5083	0,40	0,40		0,40-1,0	4,0-4,9	0,25	
АМг5	-	0,5	0,5		0,3-0,8	4,8-5,8	0,2	
АМг6	-	0,4	0,4	0,5-0,8	5,8-6,8	0,2		
5. Алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si								
АД31	6063	0,20-0,6	0,35	0,10	0,1	0,45-0,9	0,10	Профили, трубы
АД31Е	6101	0,30-0,7	0,50	0,10	0,03	0,35-0,8	0,10	Электр. проводники
АД33	6061	0,40-0,8	0,7	0,15-0,40	0,15	0,8-1,2	0,25	Профили, трубы, листы
АД35	6082	0,7-1,3	0,50	0,10	0,40-1,0	0,6-1,20	0,20	
АВ	-	0,5-1,2	0,5	0,1-0,5	0,15-0,35	0,45-0,90	0,2	Поковки
6. Алюминиевые сплавы системы Al-Zn-Mg								
1915	7005	0,35	0,40	0,10	0,20-0,7	1,0-1,8	4,0-5,0	В93пч, В95-1, В95-2, В95пч
1925	-	0,7	0,7	0,8	0,2-0,7	1,3-1,8	3,4-4,0	
В95оч	-	0,1	0,15	1,4-2,0	0,2-0,6	1,8-2,8	5,0-6,5	

Таким образом, в исследуемых сплавах основными примесями являются железо и кремний с суммарным их содержанием в сплавах 1100 и 1200 до 1,0 %, а в сплаве 1050 содержание этих элементов ограничено: для кремния не более 0,25 %, для железа 0,40 %. Поэтому содержание железа и кремния в сплавах

1XXX серии, их соотношение будет являться основным фактором образования дефектов макро -и микроструктуры. На рис. 3.1 и 3.2 приведены диаграммы состояния системы Al-Fe и Al-Si. Диаграммы состояния сплавов систем Al-Fe свидетельствуют о существовании эвтектики при очень малых концентрациях легирующих элементов.

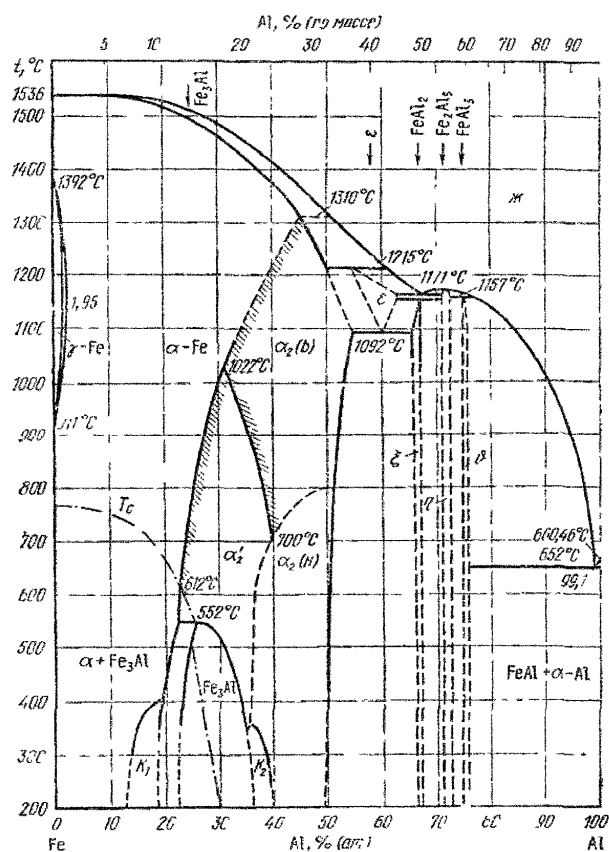


Рисунок 3.1 – Диаграмма состояния системы Al-Fe [51, 52]

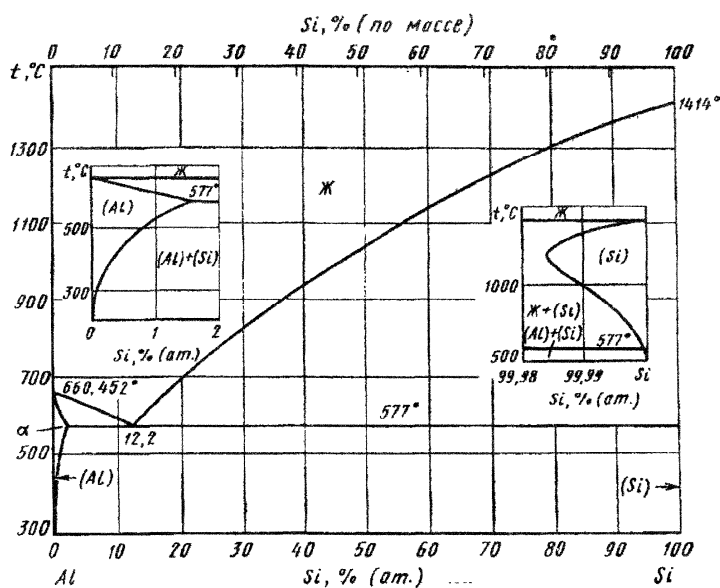


Рисунок 3.2 – Диаграмма состояния системы Al-Si [52-56]

Растворимость железа в твердом состоянии незначительна, меньше 0,05 %. Интерметаллическое соединение Al_3Fe выделяется в виде игл, уменьшая тем самым пластические и коррозионные свойства алюминия. В алюминии железо практически не растворяется, а при его малых содержаниях в структуре появляется эвтектика $\text{Al}+\text{Al}_3\text{Fe}$. Алюминиевые сплавы 1XXX серии являются, как правило, тройными сплавами системы Al-Fe-Si , в которой образуются следующие тройные интерметаллические соединения: α (Al-Fe-Si), β (Al-Fe-Si) и δ (Al-Fe-Si). На рис. 3.3 – 3.5 приведены фрагменты диаграммы состояния сплавов Al-Fe-Si .

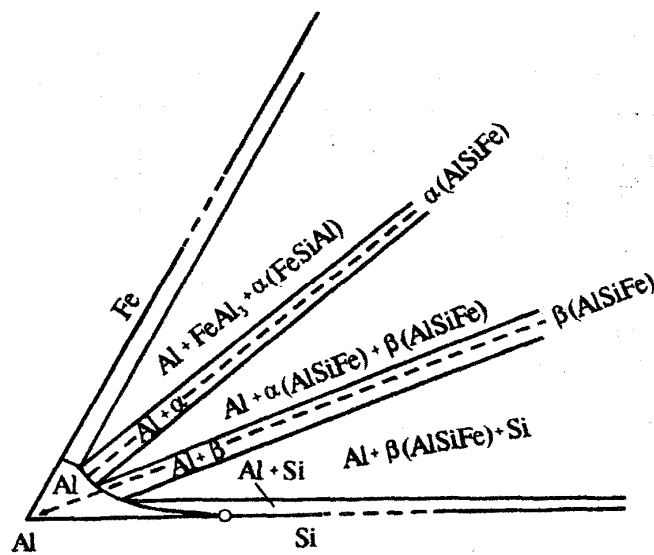


Рисунок 3.3 – Диаграмма состояния системы Al-Fe-Si (по А.А Бочвару)

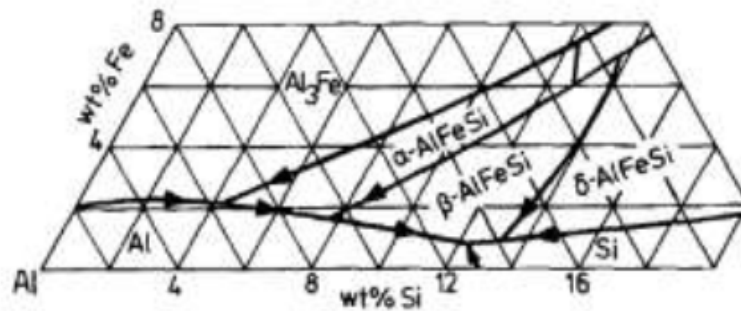


Рисунок 3.4 – Проекция поверхности ликвидуса у Al -угла на фазовой диаграмме системы Al-Fe-Si [57-60]

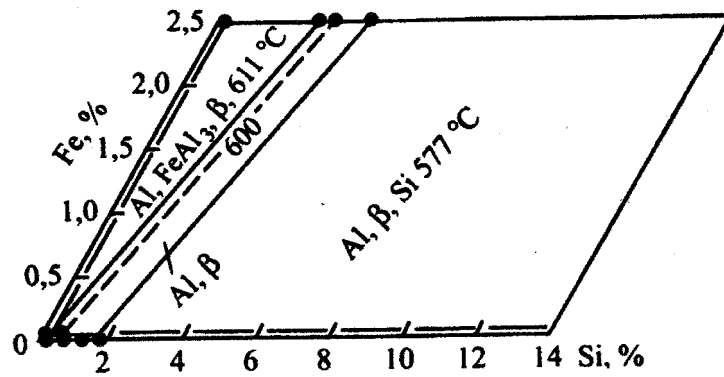


Рисунок 3.5 – Поверхности солидуса в системе Al-Fe-Si (по В.И. Напалкову)

Соединения α (Al-Fe-Si) и β (Al-Fe-Si) практически нерастворимы в алюминии, обладают высокой хрупкостью и снижают коррозионную стойкость алюминия и его пластичность. Размер этих выделений уменьшается с увеличением скорости охлаждения.

Алюминиевые сплавы, применяемые в промышленности, содержат обычно две фазовые составляющие: Al+Si и Al+ α (Al-Fe-Si), а фазы Al+ β (Al-Fe-Si) и Al-Al₃Fe очень редко присутствуют вместе с первыми фазами. Принципиальное отличие этих двух составов состоит в том, что в первый из них входит свободный кремний, который существенно влияет на литейные свойства сплавов. В реальных условиях, как известно, наблюдается внутридендритная кристаллизация, а поэтому любые малые количества кремния приведут к появлению эвтектики алюминий-кремний, т.е. температура конца кристаллизации будет 577 °С, а начала кристаллизации близка к 660 °С.

В процессе внутридендритной ликвации в техническом алюминии участвует главным образом кремний, так как его растворимость в алюминии заметна, а железо практически нерастворимо. Железо, связывая кремний в нерастворимое соединение, уменьшает количество растворяющегося кремния и тем самым уменьшает степень ликвации, что создает большую химическую однородность твердого раствора. К этому же приводит и выравнивающая диффузия при гомогенизации. На рис. 3.7 показана типичная литейная структура сплава 1100.



Рисунок 3.7 – Литейная структура сплава 1100 (0,5 %-ный раствор плавиковой кислоты, 455x) [61]

Слиток из сплава 1100 в литом состоянии показывает типичные компоненты микроструктуры, преимущественно $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$, которые располагаются в междендритных промежутках. На рисунке 3.8 показана структура гомогенизированного слитка из сплава 1100. Под воздействием высокотемпературного нагрева часть частиц $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$ (светлые) превратились в частицы FeAl_3 (темные).



Рисунок 3.8 – Структура гомогенизированного слитка из сплава 1100 (20%-ный раствор серной кислоты, 455x) [61]

Таким образом, железо и кремний являются постоянными и неизбежными примесями практически во всех алюминиевых сплавах, что вызывает образование таких железосодержащих фаз, как Al_3Fe , $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$, $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$, Al_5FeSi ,

$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, Al_5FeSi , $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Cu},\text{Mn})$ и др. [89-95]. Эти фазы могут кристаллизоваться первично или по эвтектическим реакциям, что в значительной мере определяет их размер и морфологию. Наиболее вредной для механических свойств является пластинчатая (игольчатая в плоскости шлифа) форма, которая практически всегда свойственна фазам Al_3Fe , Al_5FeSi и Al_7FeCu_2 . Перитектические реакции, которые должны протекать согласно равновесным диаграммам состояния, в реальных условиях кристаллизации в основном подавляются, что приводит к существенному изменению фазового состава по сравнению с равновесным. В литой структуре многокомпонентных сплавов, содержащих примесь железа, часто можно наблюдать сложные конгломераты фаз, идентификация которых прямыми методами бывает очень затруднительной [56, 57]. Поэтому в литом алюминии во время кристаллизации могут образовываться, как равновесные стабильные фазы FeAl_3 , $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$ или $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$, так и некоторые метастабильные неравновесные фазы, например, Al_6Fe , Al_mFe . Примеси и добавки, такие как медь и магний, если они находятся в количестве, недостаточном для образования собственных фаз, способствуют образованию нестабильных типов фаз. Вследствие этого на поверхности среза (после скальпирования) без какой-либо обработки или травления может быть обнаружена FTS в виде двух цветовых зон: тёмная зона внутри, и светлая – за её пределами. Но при травлении гидроксидом натрия (NaOH) или анодировании дефект FTS можно легко увидеть благодаря тому, что разные компоненты металлического соединения (Al-Fe) по-разному реагируют на щелочное или кислотное травление. Распознавание различных фаз структуры в разных областях слитков основано на различной растворимости фаз Al_6Fe , Al_3Fe и Al_mFe в серной кислоте. При травлении образца фаза Al_6Fe не разрушается (не растворяется в серной кислоте), образец дает темно-серый цвет. Фазы Al_3Fe и Al_mFe растворяются в серной кислоте, разрушаются и дают светло серый цвет. Поэтому образование FTS объясняется различиями между интерметаллическими Al-Fe соединениями, кристаллизующимися на поверхности и в центре слитка, и отмечается дву-

мя видами дефекта FTS, образованных двумя комбинациями железосодержащих фаз: Al_3Fe и Al_6Fe ; Al_6Fe и Al_mFe . (рис. 3.9).

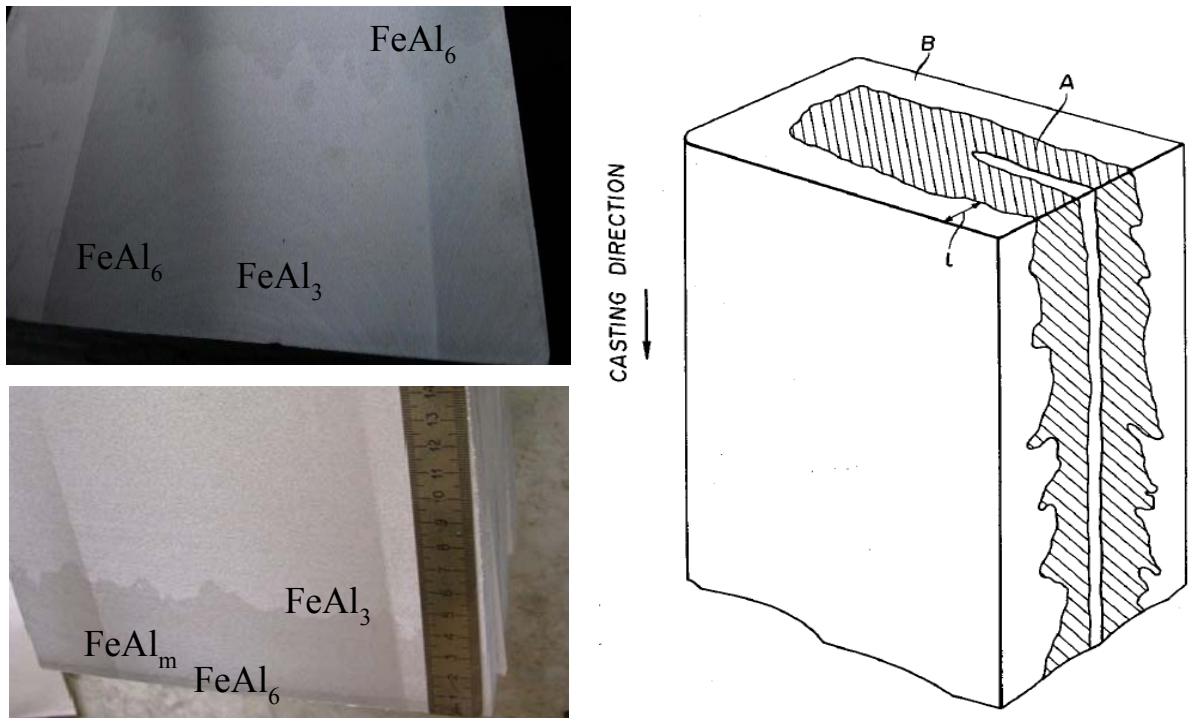


Рисунок 3.9 – Расположения фаз по областям структуры FTS: **A** – Al_6Fe ; **B** – Al_3Fe и Al_mFe

Автором на основе обобщения экспериментального материала, полученного непосредственно в промышленных условиях, были определены области возникновения дефекта структуры плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии в зависимости от соотношения концентраций содержания железа и кремния. При $1,5 < \text{Fe}/\text{Si} < 3,5$ с высокой вероятностью происходит появление дефекта структуры в виде FTS (рис. 3.10).

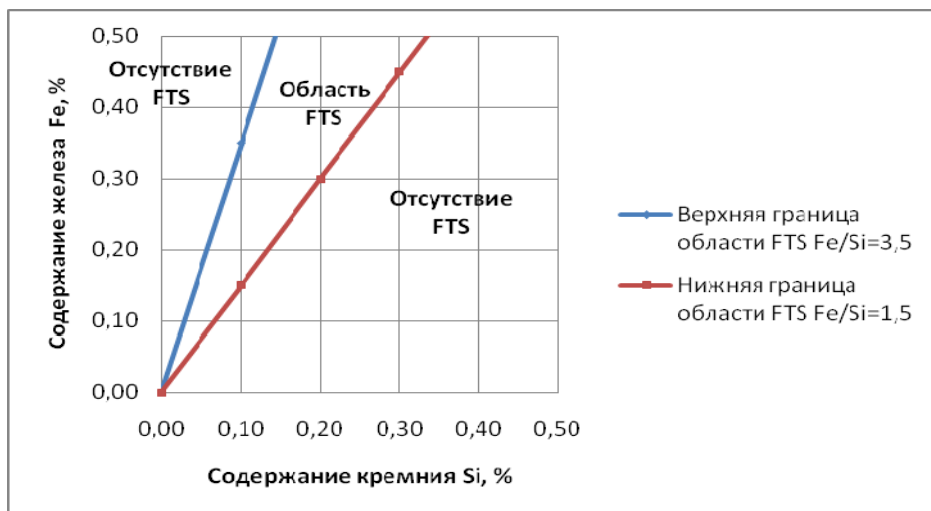


Рисунок 3.10 – Влияние концентраций железа и кремния на возникновение дефекта структуры FTS

Данную закономерность структурообразования можно объяснить следующим. При соотношении $Fe/Si > 3,5$ в тройной системе Al-Fe-Si происходит образование равновесной стабильной фазы в виде эвтектики ($\alpha + Al_3Fe$).

При соотношении $Fe/Si < 1,5$ в малолегированных сплавах системы Al-Fe-Si наиболее часто встречающейся является равновесная стабильная тройная фаза Al_8Fe_2Si . При соотношении содержания железа и кремния $1:1,0 \div 1,5$ кристаллизация заканчивается на перитектической горизонтали (рис. 3.4). С дальнейшим повышением содержания кремния резко возрастает интервал кристаллизации, затем в структуре появляется свободный кремний. В условиях быстрого охлаждения это будет достигнуто непосредственно вблизи перитектической горизонтали. Процесс кристаллизации на этой стадии аналогичен процессу кристаллизации алюминия высокой чистоты с небольшим количеством кремния. Все это исключает появления дефекта структуры в виде FTS.

Кроме того, с увеличением содержания железа и кремния при соотношении 3,5 наблюдается более мелкое зерно за счет образования устойчивых по химическому составу интерметаллидных соединений и образования эвтектик Al-Si особенно в условиях интенсивного охлаждения слитка во время кристаллизации. При $Fe/Si < 1,5$ размер дендритной ячейки укрупняется в среднем почти в 2 раза. При уменьшении соотношения железа и кремния одновременно повышается неоднородность структуры и изменяется характер распределения избыточных фаз кристаллизационного происхождения. Аналогичный результат был получен в работах [62, 63], посвященных исследованиям совмещенного процесса литья и прокатки на агрегатах бесслитковой прокатки ленты из алюминиевых сплавов 8XXX серии.

Следует отметить, что на появление дефекта структуры в виде FTS в слитках из алюминиевых сплавов 1XXX серии способствуют следующие примеси, имеющие такую концентрацию и более: Ni – $50 \div 70$ ppm; Mg – $50 \div 70$ ppm; V – 250 ppm; Ca – 5 ppm; Cr – $50 \div 70$ ppm (где 1 ppm = 0,0001 %); TiB_2 – 0,03 %. Если алюминиевый сплав содержит указанные ниже хим. элементы, то граница образования фаз $FeAl_6 + FeAl_3$ поднимается вверх, поэтому ёлочная структура

легко образуется в плоских слитках из сплавов 1XXX серии. Поэтому необходимо проводить мероприятия на уменьшение содержания данных примесей, чтобы минимизировать риск образования дефекта структуры в виде FTS.

Стоит также обратить внимание на следующее. При введении в алюминиевые сплавы разного количества добавок Ti, Zr и Cr обычно образуются соответствующие двойные алюминиды, в которых лишь иногда растворяются другие содержащиеся в сплаве элементы. Титан, цирконий и хром входят в состав сложных фаз, в частности, хром образует с железом и кремнием фазу $Al_{13}(Cr,Fe)_4Si_4$, что обычно является нежелательным, поскольку основной целью введения малых добавок является образование вторичных алюминидов (дисперсоидов), а не фаз кристаллизационного происхождения. Последние - это всегда хрупкие фазы, отрицательно влияющие на их низкотемпературные механические свойства и коррозионную стойкость [25].

Следует учитывать, что примесь марганца в количестве примерно 0,05 % служит причиной появления аномально крупного зерна в отожженных листах алюминия, что обусловлено малой скоростью диффузии марганца в алюминии. Неоднородность, вызванная внутридендритной ликвацией марганца, сохраняется в процессе обработки, что и определяет высокую склонность к росту зерна, которая устраняется гомогенизацией слитков перед прокаткой. Добавки цинка и титана склонности алюминия к образованию фестонов не изменяют. Весьма эффективной добавкой оказалось железо. Оно уменьшает горячеломкость алюминия, облегчает получение мелкого рекристаллизованного зерна и уменьшает фестонистость [25].

3.2 Исследование влияния теплофизических параметров литья и кристаллизации на образование дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры

На основании анализа качества плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства, проведенного в литературном обзоре настоящей работы, было установлено, что основными теплофизическими параметрами литья и кристаллизации, влияющими на образование дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры, являются:

- температура литья и предварительный перегрев над ликвидусом;
- температурно-скоростные условия кристаллизации;
- уровнем жидкого металла в кристаллизаторе кристаллизатора.

В ОК РУСАЛ в основном для изготовления плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии используется метод литья с прямым охлаждением. Процесс литья с прямым охлаждением происходит при сравнительно высоких скоростях охлаждения (согласно расчетам, в большинстве случаев скорость охлаждения в диапазоне от 1 до 20 °C/сек). В этих условиях диаграммы состояния Al-Fe-Si (рис. 3.3-3.5) не имеет большой практической ценности в части прогнозирования фактического образования фаз при таких скоростях охлаждения, а также в процессе последовательной гомогенизации слитков, отлитых с прямым охлаждением. Основная причина – метастабильные фазы системы Al-Fe-Si, которые в данных условиях образуются вместо равновесных фаз. Например, в сплавах 1XXX серии фазы Al_6Fe или Al_mFe могут образовываться вместо равновесной фазы Al_3Fe . Фаза Al_6Fe образуется при скорости охлаждения до 10 °C/сек, а фаза Al_mFe при скорости охлаждения свыше 15-20 °C/сек. В табл. 3.2 представлены результаты микрорентгеноспектрального и электронномикроскопического анализов литых образцов, отлитых при различных скоростях охла-

ждения. При этом содержание железа и кремния в образцах соответствовало соотношению 3,5.

Таблица 3.2 – Интерметаллидные фазы в алюминиевых сплавах 1XXX серии

Скорость охлаждения °C/сек	Фаза	Форма частиц	Кристаллическая решетка	Параметр решетки
0,5÷1	Al ₃ Fe	Иглы	Орторомбическая	a=47,7 b=15,2 c=8,11
9,5÷15,0	Al ₈ Fe ₂ Si	«Китайский шрифт»	Гексагональная	a=12,3 b=26,2
90÷100	Al ₅ FeSi	Иглы	Моноклинная	a=b=6,12÷6,18 c=41,5
Свыше 100	Al ₂₀ Fe ₅ Si	«Китайский шрифт»	ОЦК	a=12,5-12,7
	Al ₉ Fe ₂	Эвтектика	Моноклинная	a=8,69 b=6,35 c=6,32

Очевидно, что с увеличением скорости охлаждения во время литья слитков изменяется структура, фазовый состав, морфология и кристаллическая решетка интерметаллидов и как следствие различные свойства сплавов в твердом состоянии при одинаковом химическом составе. Основной фазой исследуемых сплавов является алюминиевый α -твердый раствор, в котором растворяется кремний, присутствующий в сплаве. Железо образует избыточные фазы эвтектического происхождения. При малых степенях переохлаждения образуется стабильная фаза Al₃Fe. Равновесная фаза Al₃Fe (40,7 % Fe) имеет переменную область растворимости, поэтому состав стабильной фазы близок к соединению Al₇Fe₂ (37,3 % Fe), а кристаллическая структура отвечает формуле Al₁₃Fe₄ (38,9 % Fe) и Al₁₉Fe₆ (39,5 % Fe). При высоких степенях переохлаждения кристаллизуется метастабильная фаза Al₆Fe (25,6 % Fe) с орторомбической решеткой. На основе обобщения экспериментального материала, полученного непосредственно в промышленных условиях, автором было установлено, что одна разновидность дефектов структуры в виде «fir tree» (далее по тексту **FTS**) – фазы Al₃Fe и Al₆Fe образуются при медленной скорости охлаждения возле корковой зоны (поверхности слитка), так как Al₆Fe формируется при скорости охлажде-

ния более $0,5 \div 1,0$ °C/сек. Поэтому если скорость охлаждения возле корковой зоны менее $0,5$ °C/сек, то в этой зоне образуется Al_3Fe , порождая дефект в виде FTS (фазы Al_3Fe и Al_6Fe). Другой тип дефекта структуры в виде FTS – это фазы Al_6Fe и Al_mFe , который получается в результате очень большой скорости охлаждения более $15 \div 20$ °C/сек возле поверхности, образуя дефект в виде FTS, состоящий из фаз Al_6Fe и Al_mFe . Взаимосвязь между скоростью охлаждения в плоском слитке и фазовым составом Al-Fe, формируемым на каждой скорости охлаждения, схематично изображена на рис. 3.11.

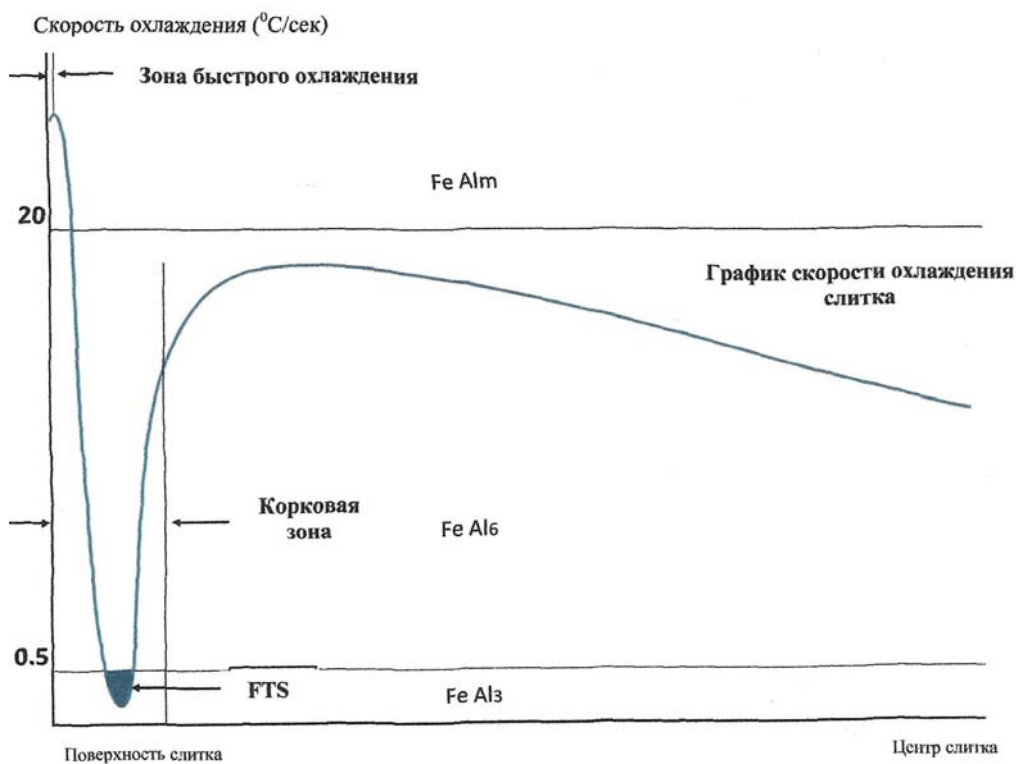


Рисунок 3.11 – Взаимосвязь между скоростью охлаждения в плоском слитке и фазовым составом

Вследствие затвердевания металла в результате контакта с кристаллизатором, образуется воздушный зазор между кристаллизатором и затвердевшим металлом под точкой контакта металла с кристаллизатором. Скорость охлаждения слитка значительно снижается из-за образования этого воздушного зазора. Таким образом, на этой стадии образуются более крупные зёрна и их образование продолжается до тех пор, пока скорость охлаждения снова не увеличится из-за прямого контакта слитка с водой ниже кристаллизатора. Эта часть слитка

называется корковой зоной. Далее в результате прямого контакта воды со слитком под кристаллизатором скорость охлаждения опять увеличивается, но затем постепенно снижается по направлению к центру слитка.

Если кривая скорости охлаждения не пересекает границу образования Al_6Fe и Al_3Fe , то дефект FTS (Al_6Fe и Al_3Fe) не образуется. В противном случае, если кривая скорости охлаждения пересекает эту границу, то дефект FTS образуется в этой области. Другой дефект елочной структуры (Al_6Fe и Al_mFe) образуется тогда, когда скорость охлаждения (после прямого контакта с водой) выше скорости границы образования Al_6Fe и Al_mFe (например $20\text{ }^\circ C/сек$). На основе обобщения экспериментального материала в промышленных условиях дефект FTS (Al_6Fe и Al_mFe) наблюдался при скорости литья $80-85\text{ мм/мин}$ и более.

Принимая во внимания, что дефект FTS с высокой степенью вероятности может появиться в поверхностных слоях слитка, то необходимо подбирать такую скорость литья, чтобы происходило вытеснение дефекта FTS в корковую зону слитка, которая потом может быть легко удалена путем стандартного скальпирования. Таким образом, скорость охлаждения возле поверхности слитка является ключевым фактором, предотвращающим образование дефекта FTS, но остальные параметры литья также оказывают определенное влияние на образование данного дефекта.

Снижение температуры литья обычно способствует перемещению дефекта FTS во внутренние части слитка, однако при таких низких температурах (ниже $690\text{ }^\circ C$) могут возникнуть проблемы, связанные с формированием полос, которые обусловлены компонентами отливки. Вначале литья велика вероятность формирования дефекта FTS в нижней части слитка. Металл имеет низкую температуру, скорость литья также низкая и пережим основания слитка снижает скорость охлаждения.

Распределение металла может вызывать неравномерное формирование дефекта FTS, в особенности, на концах слитка, где металл более холодный. Это приводит к появлению при травлении или анодировании образцов изолированных участков оттенков в виде пятен. Для обеспечения однородности темпера-

туры металла в кристаллизаторе, необходимо контролировать состояние распределителей металла.

Низкий рабочий уровень металла в кристаллизаторе способствует смещению дефекта FTS на поверхность слитка (с уменьшением толщины корковой зоны). LHC - Low Head Composite and Split Jet Curl Reduction Technology - комбинированный кристаллизатор с низким уровнем металла, снабженный двумя наборами сопел для подачи охлаждающей воды, позволяет существенно снизить деформацию торцевой части слитка и убрать эффект «бочкообразности». Низкий уровень металла в кристаллизаторе уменьшает толщину корковой зоны и как следствие, снижается глубина слоя при скальпировании слитка, что наглядно видно на рис. 3.12.

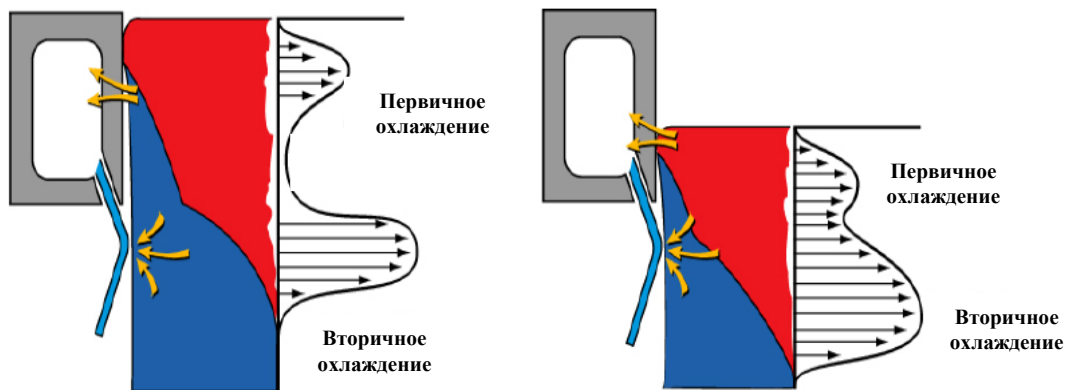


Рисунок 3.12 – Изменение величины корковой зоны в зависимости от уровня металла в кристаллизаторе

Однако при использовании кристаллизаторов LHC компания Wagstaff указывает на то, что может образовываться Al_mFe , а затем и дефект FTS при литье для сплавов марок 1100 и 1050.

Так как образование дефекта FTS непосредственно связано со скоростью охлаждения, то необходимо контролировать параметры литья для каждого типа дефекта FTS: Al_6Fe и Al_3Fe – вследствие очень медленного охлаждения, Al_6Fe и Al_mFe – вследствие очень быстрого охлаждения.

В случае возникновения дефекта Al_6Fe и Al_3Fe , который заметен невооруженным взглядом, необходимо изменить следующие параметры литья в

сторону увеличения скорости охлаждения:

- температуру литья в литейном лотке повысить до $710 \div 710$ °С;
- скорость литья увеличить на 15 %, до $60 \div 65$ мм/мин;
- уровень металла в кристаллизаторе снизить до 50 мм;
- подачу воды в системе охлаждения от обычного значения увеличить на 7-10 %;
- подачу смазки снизить максимально, т.к. излишняя смазка ухудшает условия теплообмена.

Следующим внутренним дефектом, который отрицательно сказывается на качестве получаемого тонколистового проката, являются **плавающие кристаллы в структуре** (далее по тексту ПКС), которые являются предварительно затвердевшие крупными зернами размерами в пределах $30 \div 3000$ мкм, отличающиеся от остальной структуры светлым оттенком после процедуры травления.

В мире было проведено много работ по выявлению механизма зарождения крупных свободных кристаллов во время производства алюминиевых деформируемых сплавов. На основе полученных знаний были предложены различные методы устранения данного дефекта. Основной причиной образования ПКС являются отдельные дендриты, образованные в момент формирования поверхности слитка. Дендриты переносятся конвекционными потоками свободного истечения металла в кристаллизатор и растут при постоянной температуре в верхней части области твердожидкого состояния. ПКС имеют больший размер зерна в сравнении со средним размером зерна, который связан с ростом этих зерен в объеме расплава перед фронтом кристаллизации в течение длительного времени. Нисходящее движение расплава вдоль фронта кристаллизации транспортирует кристаллы к центру. Также плавающие кристаллы могут возникать на открытой поверхности расплава или в переохлажденной жидкости перед фронтом кристаллизации. Разные зерна имеют различное время в пути из-за потоков конвекции. В результате, некоторые из зерен находятся более длительное время в твердожидкой области, чем другие, прежде чем захватываются

фронтом кристаллизации. Основные центры возможного образования плавающих зерен находятся в центре слитка, это в определенной степени связано с наличием и накоплением грубых дендритов в нижней части лунки слитка. Таким образом, в результате кристаллизации на открытой поверхности, и последующего движения вниз образуются зерна с грубым внутренним строением, свидетельствующем об их росте в условиях малого переохлаждения.

Для непрерывного литья также характерен особый вид кристаллизации вдали от фронта затвердевания – образование так называемых светлых кристаллов. Светлые кристаллы представляют собой настыли на литейной воронке и отличаются пониженным содержанием легкоплавкой составляющей.

Следует отметить, что появление ПКС в слитках сплавов 1XXX серии приводит к неисправимому браку при изготовлении из них фольги или литографических пластин. Основными причинами появления ПКС являются:

1) Способы подачи расплавленного металла в кристаллизатор;

При вертикальной подаче металла из лотка в кристаллизатор происходит вынос центров зарождения зерен из твердожидкой фазы нижней части лунки слитка. Поэтому необходимо направлять потоки металла в горизонтальной плоскости, перпендикулярно движению слитка в кристаллизаторе (см. рис. 1.11) или с помощью комбо-бэгов с боковым распределением и заглушенным дном (рис. 3.13).

На распределение металла в кристаллизаторе можно также повлиять принудительной конвекцией (электромагнитное перемешивание, ультразвуковая кавитация, механическое перемешивание, и др.). Применение электромагнитного поля во время литья резко уменьшает количество плавающих кристаллов из-за самой природы процесса перемешивания. В связи с тем, что зарождение дефектов происходит на небольших глубинах, а особенно в подповерхностных слоях, применение электромагнитного перемешивания дает наиболее положительный эффект.

2) Интенсивность образования центров кристаллизации;

В первую очередь связано с применением неэффективных модификаторов и

местами их ввода в лотковую систему или задерживанием модифицирующих добавок (центров кристаллизации) современными фильтрами тонкой очистки металла, как например металлофильтрами PTF (Mitsui).



а

б

Рисунок 3.13 - Термоформованные распределители металла (Combo-bag): новый – а, после литья – б

3) Скорость литья играет немаловажную роль в образовании ПКС;

Снижение скорости литья уменьшает вынос закристаллизовавшихся зерен из нижней части жидкой лунки слитка, но при этом уменьшается производительность.

4) Снижение уровня расплава в кристаллизаторе и высокая скорость охлаждения в совокупности являются ограничителями роста зерна, что отрицательно сказывается на образовании ПКС;

5) Низкая температура литья металла способствует появлению плавающих кристаллов.

Несомненный научный интерес представляет анализ зон с ПКС и их связь с интерметаллидами, присутствующими в модифицирующем лигатурном прут-

ке. Для этого исследовали макроструктуру литых образцов сплава 1200 из темплетов слитков на микроскопах Stemi- 2000 С, Carl Zeiss. Для анализа были выбраны темплеты литников «горячего» (плавка 1) и «холодного» (плавка 2) слитков, в которых был выявлен дефект структуры ПКС в пределах 0,5-1,5 мм. Макроструктура темплетов слитков заготовок 1 исследуемых плавков с зонами плавающих кристаллов приведена на рис. 3.14.

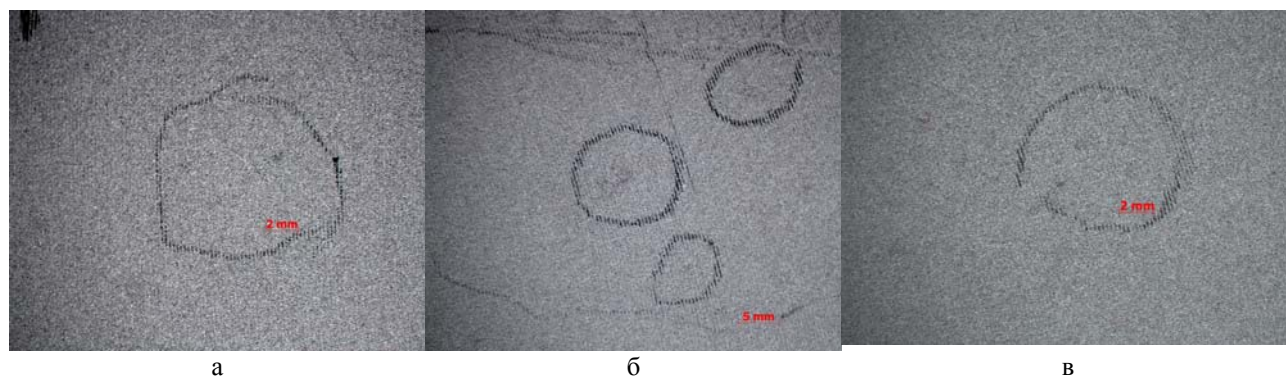


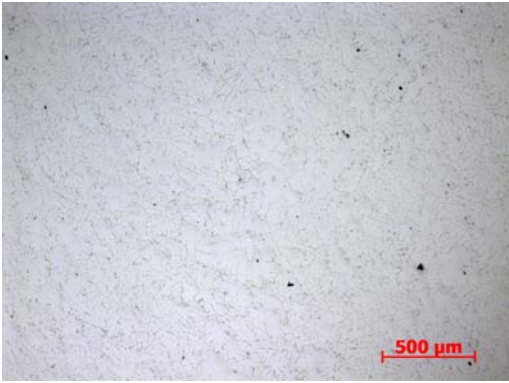
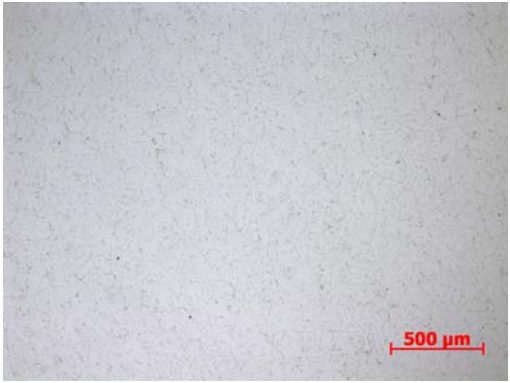
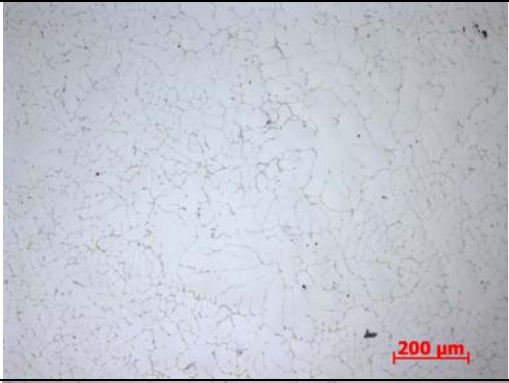
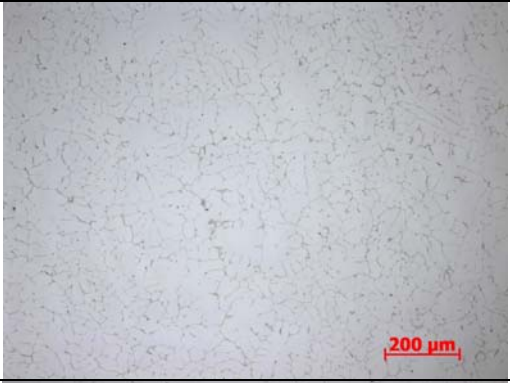
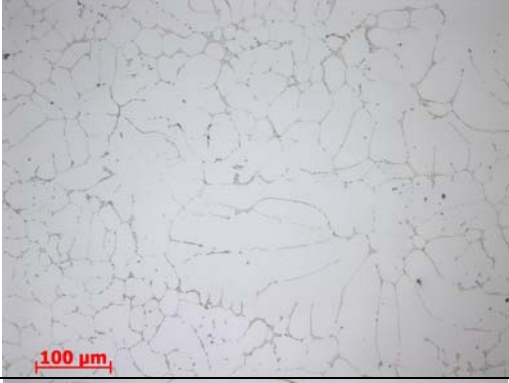
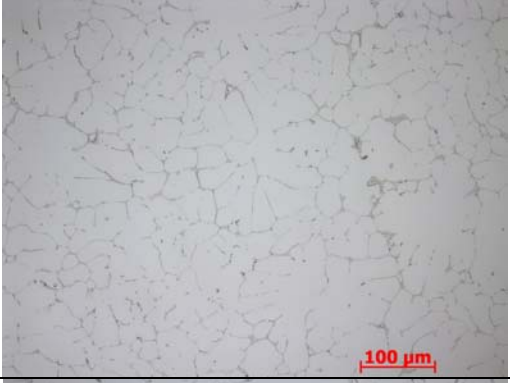
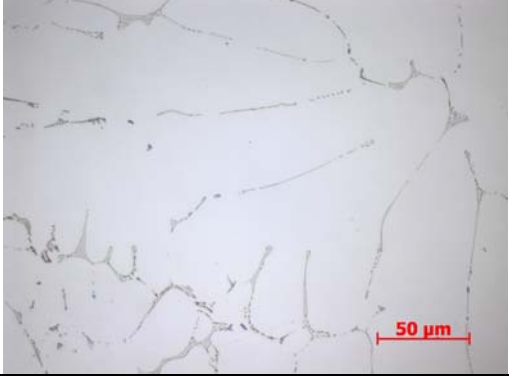
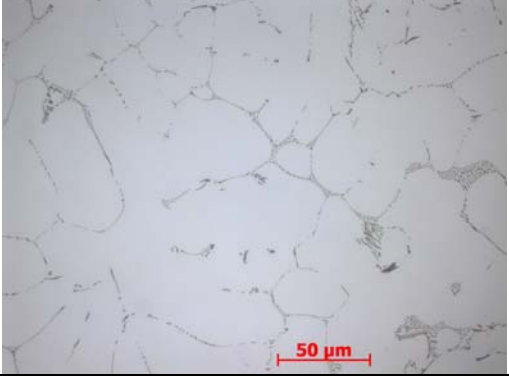
Рисунок 3.14 – Дефект структуры ПКС в выделенных зонах слитка сплава 1200:
а – плавка 1; б, в – плавка 2

Микроструктура образцов из литников исследуемых плавков, представлена в табл. 3.3. Микроструктура исследуемых образцов с плавающими кристаллами представлена характерными для сплава 1200 избыточными фазами пластинчатой, игольчатой и компактной форм в виде включений вырожденной эвтектики, а так же колоний эвтектических кристаллов, расположенными как по границам зерен, так и по границам дендритных ячеек.


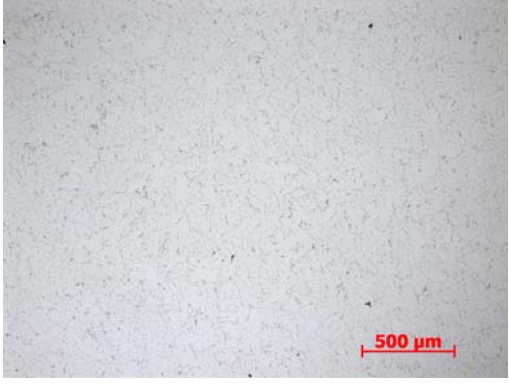
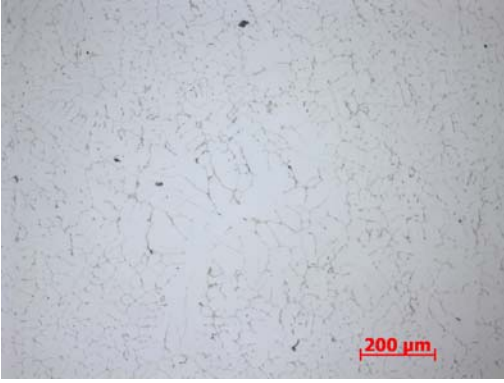
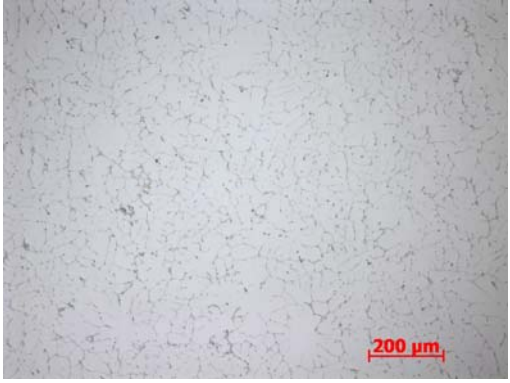
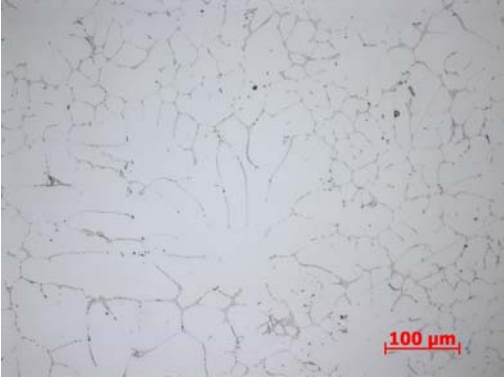
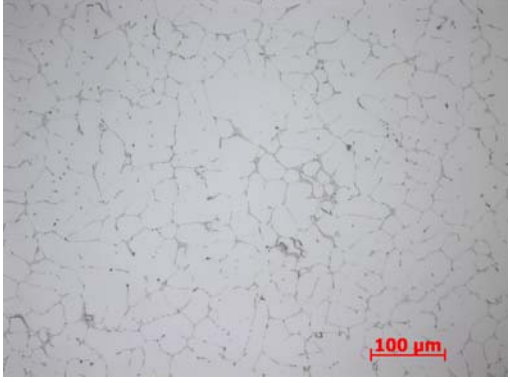
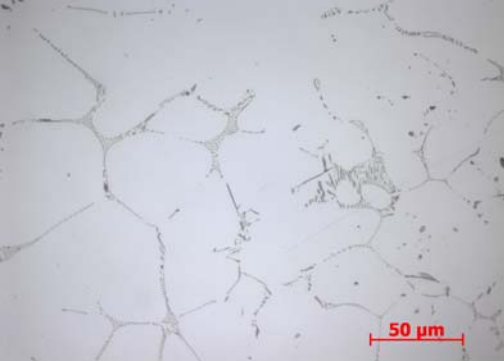
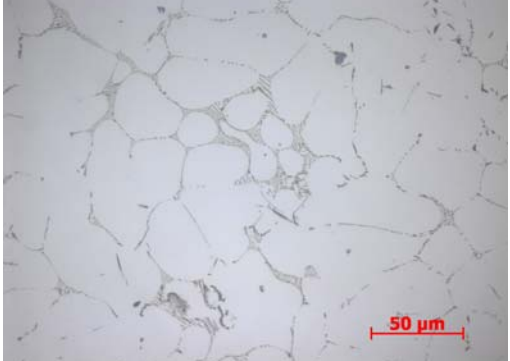
Литая структура алюминиевых сплавов характеризуется некоторой неоднородностью, представленной зернами с различающимися по размерам дендритными ячейками. Микроструктура в областях с плавающими кристаллами принципиально не отличается от характерной микроструктуры. Однако в этих зонах обнаружены укрупненные кристаллы размером 250÷450 мкм. Характер расположенных по границам ячеек фаз не имеет существенных отличий от типовой микроструктуры сплава.

Микротвердость плавающих кристаллов составляет 25 ± 2 кгс/мм², что практически не отличается от микротвердости основного сплава, которая составляет 27 ± 2 кгс/мм².

Таблица 3.3 – Микроструктура литников «горячего» (плавка 1) и «холодного» (плавка 2) слитков сплава 1200

Плавка	Микроструктура зоны плавающих кристаллов	Характерная микроструктура
1	2	3
1	x50 	
	x100 	
	x200 	
	x500 	

Продолжение таблицы 3.3

1	2	3
2	x50 	
	x100 	
	x200 	
	x500 	

Микроструктура исследуемых образцов с плавающими кристаллами представлена характерными для сплава 1200 избыточными фазами пластинчатой, игольчатой и компактной форм в виде включений вырожденной эвтектики, а так же колоний эвтектических кристаллов, расположенными как по границам зерен, так и по границам дендритных ячеек.

Литая структура алюминиевых сплавов характеризуется некоторой неоднородностью, представленной зернами с различающимися по размерам дендритными ячейками. Микроструктура в областях с плавающими кристаллами принципиально не отличается от характерной микроструктуры. Однако в этих зонах обнаружены укрупненные кристаллы размером 250÷450 мкм. Характер расположенных по границам ячеек фаз не имеет существенных отличий от типовой микроструктуры сплава.

Таким образом, исследование зон с плавающими кристаллами не показало существенных отличий от характерной микроструктуры сплава 1200. Однако в данных областях размер кристаллов и дендритных ячеек крупнее, чем в близлежащих зонах. Присутствие в сплаве 1200 дефекта ПКС не связано с интерметаллидами, присутствующими в модифицирующем лигатурном прутке.

В процессе литья плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии и последующей их обработке давлением возникает ряд проблем, обусловленных формированием литой структуры, одним из дефектов является **«веерная» структура** (далее по тексту **ВС**), которая представляет собой разновидность столбчатой кристаллизации и возникает в результате роста кристаллов в виде пластинчатых двойников, чему благоприятствует высокий температурный градиент в кристаллизаторе и спокойное состояние расплава в лунке, поэтому ВС образуется в периферийной зоне слитка (рис. 3.15).

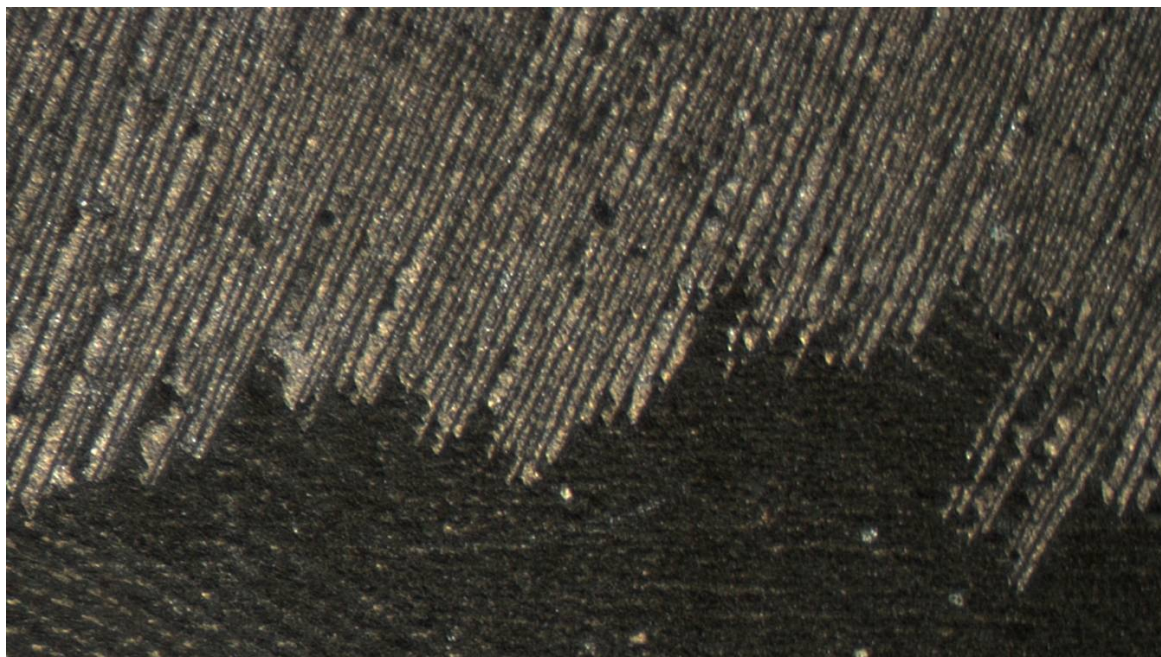


Рисунок 3.15 – Веерная структура слитка

Следует отметить, что появление ВС в плоских слитках сплавов 1XXX серии также, как и ПКС приводит, к неисправимому браку при изготовлении из них фольги или литографических пластин.

Механизм и причины образования ВС научно обоснованы в монографии В.И. Напалкова [25], которые нашли свое подтверждение на производстве плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии на предприятиях ОК РУСАЛ. Следует отметить, что основными причинами образования и методами борьбы с ВС могут быть:

1) Завышенная температура литья во время производства слитков;

Для алюминиевых сплавов серии 1XXX критическая температура образования ВС составляет >720 °С.

2) Низкая скорость литья;

При увеличении скорости литья возрастает средняя скорость кристаллизации, что способствует получению равноосной структуры в слитке. Этим фактором в некоторой степени можно регулировать структуру слитка, но чрезмерное повышение скорости литья приводит к возникновению диаметральных трещин и появлению пористости за счет уменьшения скорости охлаждения

центра слитка. Практика литья показывает, что в слитках сплавов 1XXX серии ВС уже не образуется при скоростях литья более 20 мм/мин.

3) Недостаточное количество центров кристаллизации для формирования однородной мелкозернистой структуры;

В качестве модификаторов в основном выступает титан и лигатуры Al-Ti и Al-Ti-V. Если сплавы легированы цинком, то наиболее эффективными лигатурами считаются лигатуры системы Al-Ti-C. При содержании модифицирующих элементов (Ti, Zr) в пределах 0,5-1,0 % ВС в слитках не наблюдается. При этих концентрациях циркония она не образуется даже в присутствии хрома [25].

4) Применение кристаллизаторов с электромагнитным перемешиванием (ЭМП) жидкой сердцевины [36-38];

Понижение и выравнивание температуры металла в жидкой лунке слитка является основной причиной измельчения структуры при литье с ЭМП. Это вызывает увеличение числа центров кристаллизации, так как возрастает время нахождения в переохлажденном состоянии (ниже линии ликвидус).

5) Равномерная подача расплава в кристаллизатор;

При одних и тех же технологических параметрах отливки слитков подача расплава в кристаллизатор оказывает определенное влияние на структуру слитка. подача расплава через распределительную воронку под его уровень приводит к увеличению возможности образования местной ВС, месторасположение которой изменяется от поверхности к центру слитка в соответствии с перемещением места подвода горячего расплава к поверхности кристаллизатора. ВС не образуется при подаче расплава в кристаллизатор через распределительную воронку, приподнятую над его уровнем. В местах ввода расплава образуется мелкая столбчатая структура, известная под названием «треф».

6) Содержание некоторых элементов, таких как Ti, Cr, Zr, Mg, Cu, Zn и Si, при наличии их в больших количествах способствуют формированию ВС;

7) Повышенная интенсивность охлаждения водой в кристаллизаторе.

Большой экспериментальный материал по контролю слитков алюминиевых сплавов показал, что повышение интенсивности охлаждения способствует увеличению зоны столбчатых, а в некоторых случаях и веерных кристаллов за счет увеличения градиента температур в жидком расплаве у фронта затвердевания. ВС не образуется в начале литья, а только после выхода слитка из кристаллизатора, когда он попадает под непосредственное охлаждение водой. ВС увеличивается к литниковой части, но в самом конце литья наблюдается резкий переход от веерной структуры к равноосной. Это обусловлено снятием перегрева расплава у фронта затвердевания и развитием объемной кристаллизации.

Влияние тепловых условий на формирование структуры слитка показано на рис. 3.16.

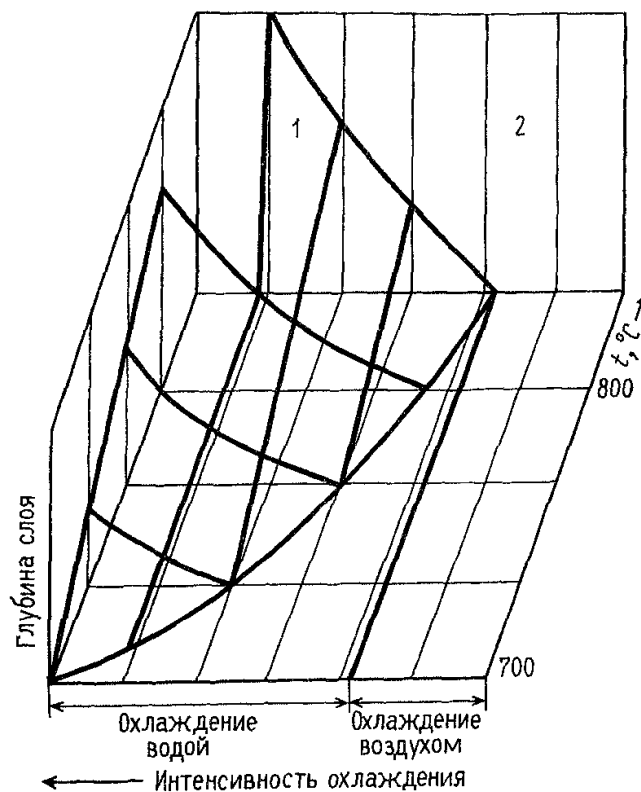


Рисунок 3.16 – Влияние температуры расплава и интенсивности охлаждения на характер структуры: 1 – веерообразные и столбчатые кристаллы; 2 – равноосные кристаллы [25]

3.3 Выводы

1. Металлографическими исследованиями с учетом диаграмм Al-Fe, Al-Si, Al-Fe-Si показано появления дефектов в виде ПКС, ВС и FTS при кристаллизации плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии, что связано с условиями образования метастабильных Al_6Fe , Al_mFe и стабильной Al_3Fe фаз.

2. На основе обобщения экспериментального материала рассмотрен механизм и установлены следующие закономерности для возникновения дефекта FTS:

- при соотношении концентраций содержания железа и кремния $1,5 < Fe/Si < 3,5$;

- при скорости охлаждения во время кристаллизации менее $0,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{сек}$ образуется дефект FTS на основе фаз Al_3Fe и Al_6F ;

- при скорости охлаждения во время кристаллизации более $15 \div 20 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{сек}$ формируется дефект FTS, состоящий из фаз Al_6Fe и Al_mFe ;

- примеси с концентрацией более: Ni - $50 \div 70 \text{ ppm}$; Mg - $50 \div 70 \text{ ppm}$; V - 250 ppm ; Ca - 5 ppm ; Cr - $50 \div 70 \text{ ppm}$ (где $1 \text{ ppm} = 0,0001 \%$); TiB₂ – $0,03 \%$.

3. Показано что, зона с ПКС не имеет существенных отличий от характерной микроструктуры слитков, и образование ПКС не связано с интерметаллидами, присутствующими в модифицирующем лигатурном прутке.

4. Научно обоснованы рациональные температурно-скоростные режимы литья плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии, гарантирующих отсутствие дефектов в виде ПКС, ВС и FTS:

- содержание Ti в миксере $0,01 \%$;

- температура металла в миксере $740 \pm 5 \text{ } ^\circ\text{C}$;

- температура металла в раздаточном желобе $700 \div 710$ °С;
- расход лигатуры AlTi5B1 2 кг/т;
- скорость литья 60-65 мм/мин, что на 10-15 % выше обычной скорости;
- уровень в кристаллизаторе 50 мм;
- расход воды на 7-10 % выше обычного;
- температура воды $15 \div 25$ °С.

ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МОДИФИЦИРОВАНИЯ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ

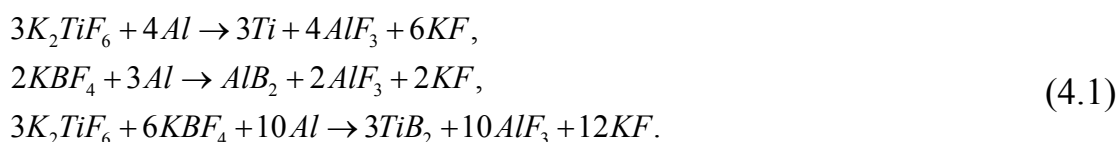
На основе проведенного анализа научно-технической литературы в настоящей работе установлено, что одним из основных факторов, влияющих на формирование качества слитков из алюминиевых сплавов (мелкое зерно, структурная однородность, отсутствие внешних и внутренних дефектов), является модифицирующая лигатура на основе системы Al-Ti-B. К великому сожалению данные лигатуры в России до настоящего времени не производятся, а основными производителями являются голландская фирма KBM Affilips [65], немецкие, китайские, индийские и южнокорейские компании [66-71]. Однако, как показывает производственный опыт, не всегда удается получить мелкозернистую и однородную структуру по всему объему слитка при использовании модифицирующих лигатур указанных производителей. Причины кроются как в качестве самих лигатур, так и в технологии введения их в расплав. Поэтому исследования для дальнейшего совершенствования процесса модифицирования алюминиевых сплавов являются по-прежнему актуальными.

Основные положения главы опубликовано в работах [32-35, 72].

4.1 Анализ технологии приготовления расплавов в миксере производства слитков из алюминиевых сплавов 1200 и 1050

Измельчение структуры алюминиевых сплавов в результате ввода в расплав перед кристаллизацией модифицирующих алюминиевых лигатур позволяет улучшить литейные свойства, повысить технологическую пластичность при обработке давлением и улучшить механические и эксплуатационные свойства конечной продукции. Применение модифицирующих лигатур для улучшения

структуры и механических свойств алюминиевых сплавов растет с каждым годом, начиная с середины 1960-х годов, после подтверждения возможности производства лигатуры AlTi5B1 в результате взаимодействия расплавленного алюминия с титан - и борсодержащими фтористыми солями по следующим реакциям [72]:



Эта лигатура содержит дисперсные интерметаллидные частицы TiB₂ и TiAl₃ микронных размеров, которые вводятся в жидкий алюминиевый сплав и обеспечивают эффективное измельчение зерна слитка при кристаллизации за счет многократного увеличения центров зарождения и роста первичных кристаллов твердого раствора на основе алюминия. Чем меньше размер частиц диборида титана и алюминида титана и соответственно выше плотность и однородность распределения частиц в единице объема модифицируемого расплава, тем мельче размер зерна слитка после модифицирования при прочих равных условиях плавки и литья. Обычно размер столбчатых кристаллов слитка уменьшается с примерно 2500 мкм до 100 мкм в результате модифицирования лигатурным прутком AlTi5B1, который вводят в количестве 0,5÷2 кг на тонну сплава. При этом форма кристаллов слитка после модифицирования близка к равноосной, что также способствует увеличению технологической пластичности деформируемых сплавов и позволяет повысить выход годной продукции. В таблице 4.1 представлены химические составы наиболее распространенных модифицирующих лигатур на основе системы Al-Ti-B [65].

Таблица 4.1 - Химический состав модифицирующих лигатур на основе системы Al-Ti-B

Лигатура	Состав	Применение
1	2	3
AlTi5B1	Ti 5%, B 1%	универсальная
AlTi5B0,6	Ti 5%, B 0,6%	в случаях высокого риска образования агломератов боридов

Продолжение таблицы 4.1

1	2	3
AlTi5B0,2	Ti 5%, B 0,2%	в случаях высокого риска образования боридов
AlTi3B1	Ti 3%, B 1%	при использовании возврата или шихты с высоким содержанием титана.
AlTi3B0,2	Ti 3%, B 0,2%	при использовании возврата или шихты с высоким содержанием титана.

Лигатура Al-Ti-B вводится в расплав вручную или с помощью машины для непрерывной подачи лигатуры в виде прутка. Расплав перемешивают для равномерного распределения диборида титана. Возможно применение продувки азотом с перемешиванием ротором. Благодаря равномерному распределению фаз по объему лигатуры эффект измельчения зерна наступает уже в течение двух минут после ввода лигатуры в расплав и сохраняется до 6 часов. Лигатура может быть использована во всех типах плавильных агрегатов, разливочных ковшей и миксеров. Лигатурой можно обрабатывать, как весь объем расплава в печи или ковше, так и вести обработку расплава в струе и потоке расплава (рис. 4.1).



Рисунок 4.1 – Непрерывная подача лигатурного прутка в металлотракт до входного портала и после выходного портала МТФ при непрерывной разливке слитка

Для исследования влияния на эффективность модифицирования лигатур различного состава (AlTi5B1, AlTi3B1, AlTi5B0,2) и различных производителей (KBM Affilips и HOESCH), а также мест ввода лигатурного прутка были проведены опытные плавки сплавов 1050 и 1200 в литейном отделении алюминиевого завода. Отливка слитков осуществлялась на литейном агрегате Wagstaff с кристаллизатором Epsilon. Литье слитков производилось с применением термомоформованных распределителей металла с глухим дном, имеющим по 3 отверстия в боковых стенах. Рафинирование расплава при литье слитков производилось с применением установки SNIF P-140UHB; предварительная фильтрация производилась через трубчатый металлофильтр (МТФ), тип 2803 (Mitsui), окончательная через пенокерамический фильтр (ПКФ) с пористостью 40 ppi.

Эффективность модифицирования анализировали по методике Alcan-Test [64] при сопоставлении макро -и микроструктур, механических свойств и технологичности при прокатке отобранных образцов.

Исследовали по методике Alcan-Test влияние состава шихты и загрязненности расплава на эффективность модифицирования прутковой лигатурой AlTi5B1 производства KBM. Для этого на первом этапе брали пробы: из лотка до SNIF (образец 1); после SNIF (образец 2); после металлофильтра (образец 3).

На следующем этапе исследования расплав, отобранный с каждой технологической стадии (из лотка до рафинирования – проба 11, после SNIF – проба 12 и после металлофильтра – проба 13), заливали в тигель, в который вводили лигатурный пруток AlTi5B1 производства KBM, и через 20 секунд отливали пробу Alcan-Test.





Макроструктуру образцов изучали с применением стереоскопического микроскопа Stemi 2000-C, Carl Zeiss.

Микроструктурный анализ проводили на микроскопе Axio Observer.A1m, Carl Zeiss. Микрошлифы изготавливали по методикам ООО «Митэла» на автоматизированных шлифовально-полировальных станках Saphir 520, Germany и расходных материалах фирмы Lam Plan, France.




Количественную оценку макро -и микроструктуры проводили методом линейного анализа в программе для обработки цифровых изображений структур AxioVizion, Carl Zeiss.

Макроструктура образцов Alcan-Test после всех этапов серийной технологии приведена в таблице 4.2. По макроструктуре методом секущих был определен размер зерна.

Таблица 4.2 – Макроструктура проб Alcan-Test из сплава 1200 после всех этапов серийной технологии (пробы 1-3) и дополнительно модифицированные лигатурой AlTi5B1 производства KBM (пробы 11-14)

Место отбора проб	Макроструктура (№ пробы) до модифицирования	Размер зерна, мкм	Макроструктура (№ пробы) после модифицирования	Размер зерна, мкм
1	2	3	4	5
Из лотка до рафинирования		322 ± 34		70±6
	проба 1		проба 11	
Из желоба после SNIF		525 ± 68		91±14
	проба 2		проба 12	

Продолжение таблицы 4.2

1	2	3	4	5
Из желоба после металлофильтра	 <p data-bbox="501 779 628 813">(проба 3)</p>	659 ± 83	 <p data-bbox="1066 763 1214 797">(проба 13)</p>	105 ± 14
Из желоба после подачи модифицирующей лигатуры			 <p data-bbox="1002 1283 1278 1368">(проба 14 – двойное модифицирование)</p>	69 ± 7

Загрязнений, оксидных плен и неметаллических включений в макроструктуре всех проб Alcan-Test, исследуемых после травления в 20 % растворе NaOH, не обнаружено.

Макроструктура пробы 1 имеет неравномерную структуру, состоящую из равноосных кристаллов со средним размером зерна 322 мкм. Проба 2 имеет более равномерную макроструктуру, а размер зерна увеличился до 525 мкм. Размер зерна в пробах Alcan-Test может косвенно свидетельствовать об эффективности рафинирования от нерастворенных примесей. В пробе 3 наблюдается более крупное зерно (размер зерна 659 мкм), чем в пробах 1, 2. Так как условия кристаллизации во всех образцах были одинаковые, то можно предположить,

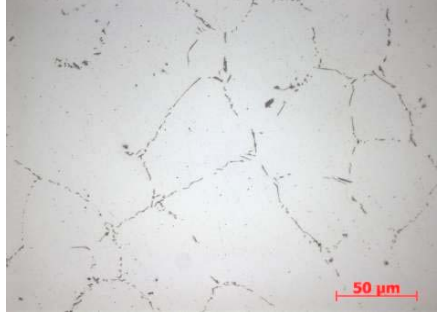
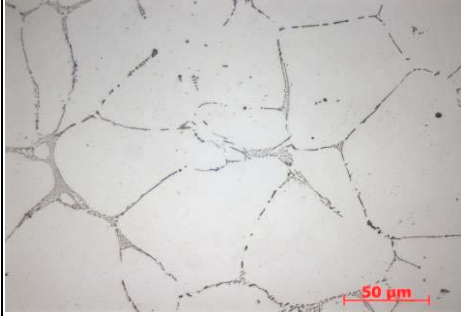
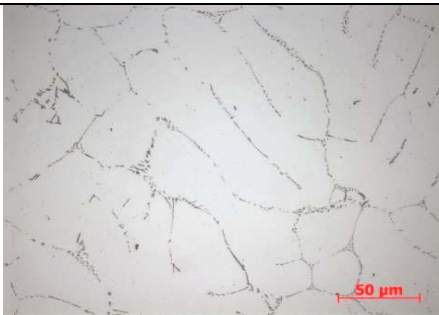
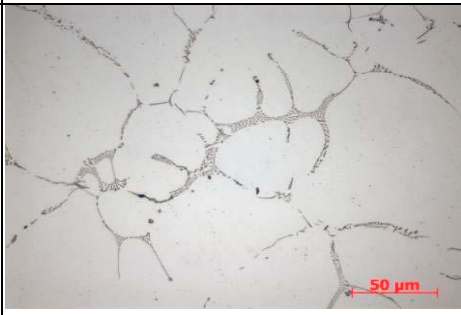

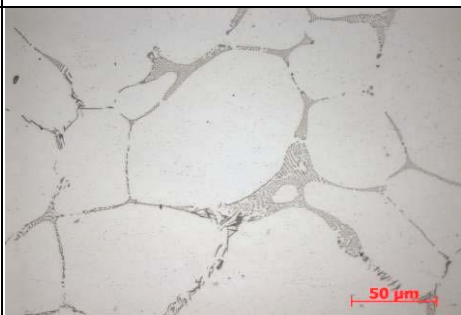
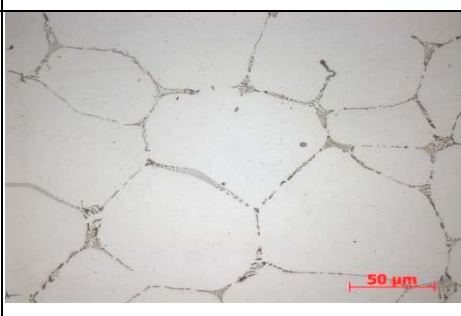
что укрупнение зерна, связано с тем, что после фильтрации расплав очищается от нерастворимых примесей, являющихся в пробе 1 активными центрами кристаллизации.

Модифицирование сплава 1200 прутковой лигатурой AlTi5B1 производства КВМ на всех стадиях технологической цепочки литья крупногабаритных слитков повышает однородность кристаллического строения и значительно измельчает зерно (в 5-6 раз). В пробе 11 наблюдается очень мелкое модифицированное зерно (70 мкм), по сравнению с пробами 12 и 13 (90÷105 мкм). На размер модифицированного зерна влияет структура немодифицированной (исходной) структуры, чем она крупнее, тем больше размер зерна после модифицирования. Однако чем больше размер кристаллов в пробах Alcan-Test, тем больше модифицирующее действие оказывает лигатура AlTi5B1 производства КВМ – макроструктура в пробе 11 (мелкое исходное зерно) после модифицирования измельчилась в 4,6 раз, в пробе 13 (крупное исходное зерно) – в 6,3 раза.

Проба 14 подверглась двойному модифицированию: расплав, отобранный из желоба после металлофильтра и подачи модифицирующей лигатуры, дополнительно модифицировали в тигле, и через 20 секунд отливали пробу Alcan-Test. Макроструктура имела мелкозернистое равномерное строение. Размер зерна по сравнению с пробой 13, модифицированной только в тигле перед заливкой Alcan-Test уменьшился в 1,5 раза и составил 69 мкм. Строение образца 14 практически не отличалось от пробы 11, которая однократно модифицировалась (в тигле) и не подвергалась рафинирующей очистке и фильтрации. Результаты микроскопического анализа проб Alcan-Test из сплава 1200 после всех этапов серийной технологии (пробы 1-3) и дополнительно модифицированные лигатурой AlTi5B1 производства КВМ (пробы 11-14) приведены в таблице 4.3.

В микроструктуре проб Alcan-Test 1-3 наблюдается неоднородное строение дендритных ячеек алюминиевого твердого раствора. Наряду с мелкими кристаллами первичного твердого раствора встречаются участки с крупными дендритными ячейками.

Таблица 4.3 –Микроструктура проб Alcan-Test из сплава 1200

Место отбора проб	Микроструктура, $\times 500$ (№ пробы) до модифицирования	Размер дендр. ячейки, мкм	Микроструктура, $\times 500$ (№ пробы) после модифицирования	Размер дендр. ячейки, мкм
1	2	3	4	5
Из лотка до рафинирования	 (проба 1)	41 ± 8	 (проба 11)	47 ± 10
Из желоба после SNIF	 (проба 2)	40 ± 7	 (проба 12)	49 ± 10
Из желоба после металло-фильтра	 (проба 3)	37 ± 9	 (проба 13)	45 ± 12
Из желоба после подачи модифицирующей лигатуры			 (проба 14 – двойное модифицирование)	50 ± 12

По границам α -твердого раствора выделяются фазы эвтектического происхождения, имеющие, как правило, пластинчатое строение. Дендритные ячейки твердого раствора имеют вытянутую форму. Размер дендритной ячейки практически везде одинаков и составляет 37-41 мкм.

После модифицирования в пробах 11-14 происходит формирование более однородной микроструктуры. Дендритные ячейки имеют равноосную форму и более равномерные размеры, дендритный параметр в пробах после модифицирования практически не меняется и находится в интервале $45 \div 50$ мкм. Количество железосодержащих фаз эвтектического происхождения, расположенных по границам дендритных ячеек алюминиевого раствора после модифицирования становится несколько больше, а их строение – более тонкопластинчатое (табл. 4.3). Введение модифицирующей лигатуры приводит к резкому уменьшению размера зерна, но не влияет на размер дендритных ячеек, а модифицирование меняет только форму и однородность их распределения.

Для сплава 1050 исследовали влияние модифицирования при введении прутковой лигатуры AlTi5B1 на разных стадиях технологической цепочки литья слитков фольгового качества размером 560×990 мм.

Места отбора проб и введения модифицирующей лигатуры представлены на рис. 4.2.

Макроструктура проб Alcan-Test представлена в таблицах 4.4 и 4.5.

Загрязнений, оксидных плен и неметаллических включений в макроструктуре всех проб, исследуемых после травления в 20 % растворе NaOH, не обнаружено.

В качестве исходной пробы взяли пробу № 50, отобранную из лотка перед SNIF. Проба № 50 характеризуется однородным крупнозернистым строением (размер зерна 400 мкм), также присутствует зона столбчатых кристаллов размером до 4 мм.

Далее произвели модифицирование лигатурным прутком после рафинирования SNIF и затем взяли пробу № 52 из литейного желоба после пенокерамического фильтра. Модифицирование лигатурой AlTi5B1 привело к уменьшению размера зерна примерно в 5 раз. В структуре пробы № 52 наблюдается од-

нородное и мелкозернистое строение, с размером зерна около 73 мкм, зона столбчатых кристаллов отсутствует.

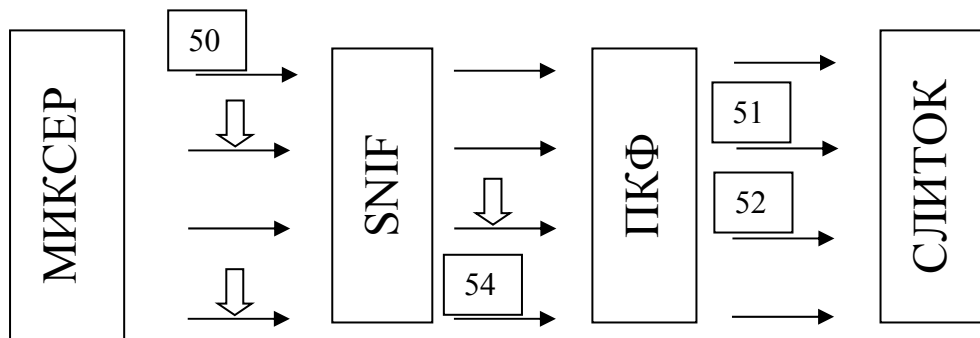
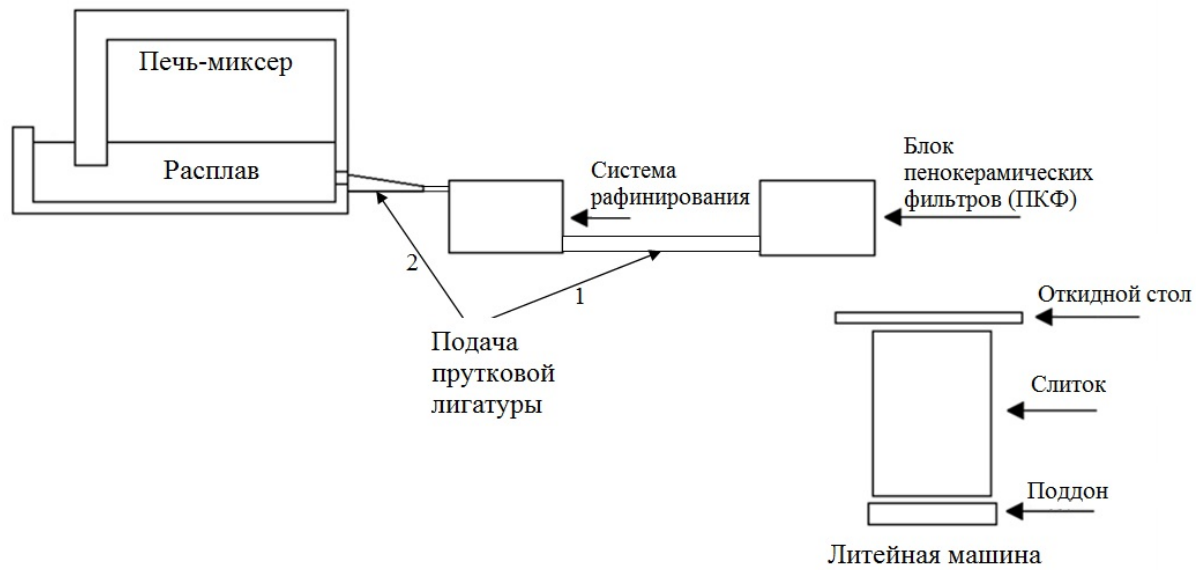


Рисунок 4.2 – Схема введения модификатора и отбора проб в технологической цепочке получения слитков {□ – место отбора проб; ↓ (1,2) – место введения лигатурного прутка}.

На втором этапе модифицирующий пруток ввели до SNIF и взяли пробу № 51 на конечном переходе после пенокерамического фильтра. Введение лигатуры до рафинирования обеспечило получение однородной мелкозернистой структуры по сечению пробы, отобранной в конце технологической цепочки.

Средний размер зерна в образце № 51 несколько больше, чем в пробе № 52 и составляет 89 мкм.

Таблица 4.4 – Макроструктура проб Alcan-Test из сплава 1050, (этап 1)



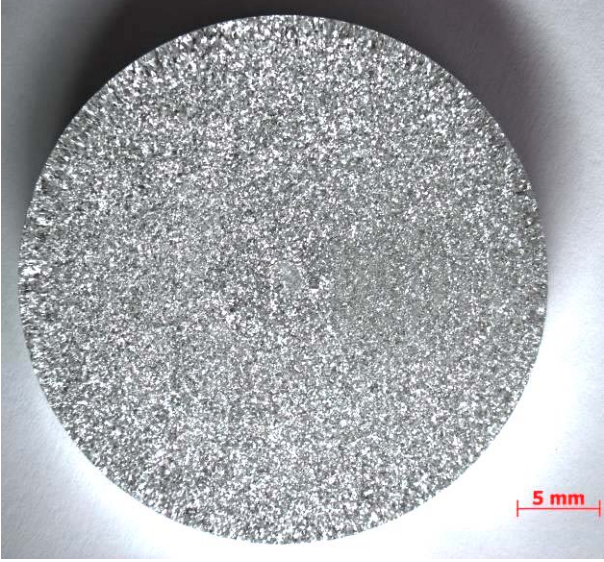
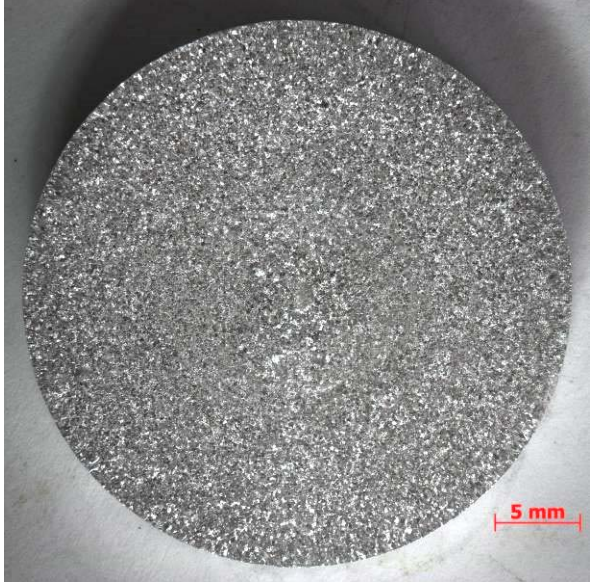
Проба	Место отбора проб	Структура	Размер зерна, мкм
Первый этап			
50	Из желоба до рафинирования	 <p style="text-align: center;">без модифицирования</p>	400±44
52	Из желоба после ПКФ	 <p style="text-align: center;">модифицирование после SNIF</p>	73±13

Таблица 4.5 – Макроструктура проб Alcan-Test из сплава 1050, (этап 2)

Проба	Место отбора проб	Структура	Размер зерна, мкм
Второй этап			
51	Из желоба после ПКФ	 <p style="text-align: center;">модифицирование до SNIF</p>	89±15
54	Из желоба после SNIF	 <p style="text-align: center;">модифицирование после SNIF</p>	94±18

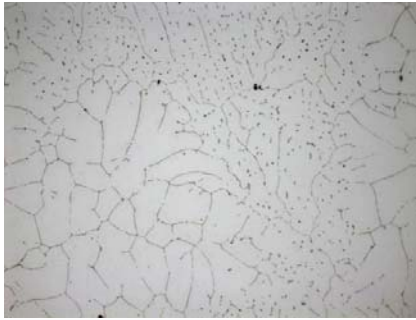




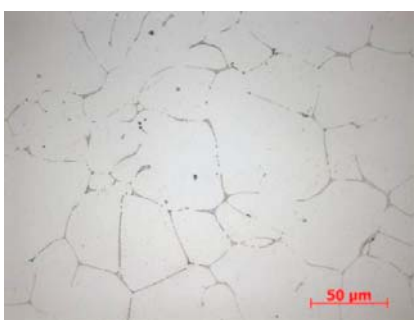

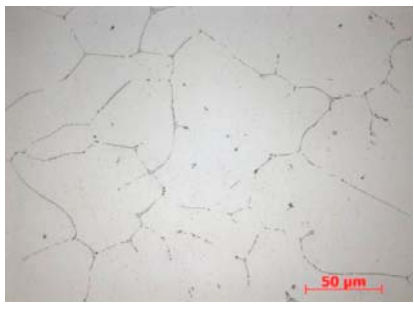
Пробу № 54 взяли после рафинирования SNIF, перед которым предварительно ввели лигатурный пруток. Структура практически не отличается от пробы № 51 и характеризуется мелким строением с размером зерна около 94 мкм.

Исследование модифицирующего действия лигатурного прутка, вводимого на разных стадиях серийной технологии литья слитков (до SNIF – проба

51, 54, после SNIF перед ПКФ – проба 52) показало, что место введения прутка в условиях проводимых экспериментов не выявлено влияние на макроструктуру исследуемых проб диаметром 40 мм.

Результаты микроструктурного анализа проб после всех технологических операций приведены в таблице 4.6.

Таблица 4.6 – Микроструктура проб Alcan-Test из сплава 1050

Проба	Микроструктура		Размер дендритной ячейки, мкм
	×100	×500	
50			39±4
52			39±4
51			45±10
54			46±6

В микроструктуре образцов, исследуемых проб наблюдается неоднородное строение дендритных ячеек алюминиевого твердого раствора. Структура во всех пробах состоит из твердого раствора на основе алюминия и фаз, расположенных по границам твердого раствора. Морфология структурных составляющих, располагающихся по границам твердого раствора, свидетельствует об эвтектической природе их образования. Введение лигатурного прутка не оказывает значительного влияния на размер дендритных ячеек, он практически не изменяется и в среднем по пробам составляет 42 мкм.

Модифицирование приводит к некоторому изменению формы дендритных ячеек и более однородному их строению по сечению образца. По результатам микроскопического анализа неметаллические включения в исследуемых пробах не обнаружено.

Дальнейшие исследования заключались в изучении влияния модифицирования сплава 1050 при введении прутковой лигатуры AlTi5B1 и AlTi5B0,2 производства КВМ на разных стадиях технологической цепочки литья слитков фольгового качества размером 560×1340 мм (табл. 4.7 и 4.8).

Проведенные эксперименты показали, что в периферийных зонах слитков, модифицированных лигатурой AlTi5B0,2, наблюдается грубая веерная структура (ВС) на глубине 130-150 мм от поверхности (табл. 4.7, рис. 4.3).

ВС формируется в периферийной части слитка, потому что образованию такой структуры способствует высокий температурный градиент, который имеет максимальные значения в приповерхностных зонах слитка. ВС не допустима в соответствии с требованиями, предъявляемыми к качеству слитков фольгового качества. ВС представляет собой разновидность столбчатой кристаллизации и возникает в результате роста кристаллов в форме пластинчатых двойников. В прикорковой зоне слитков формируются столбчатые кристаллы длиной до 9 мм (табл. 4.7, рис. 4.4). Остальная часть слитков характеризуется крупным зерненным строением (размер зерна составляет 442÷876 мкм).

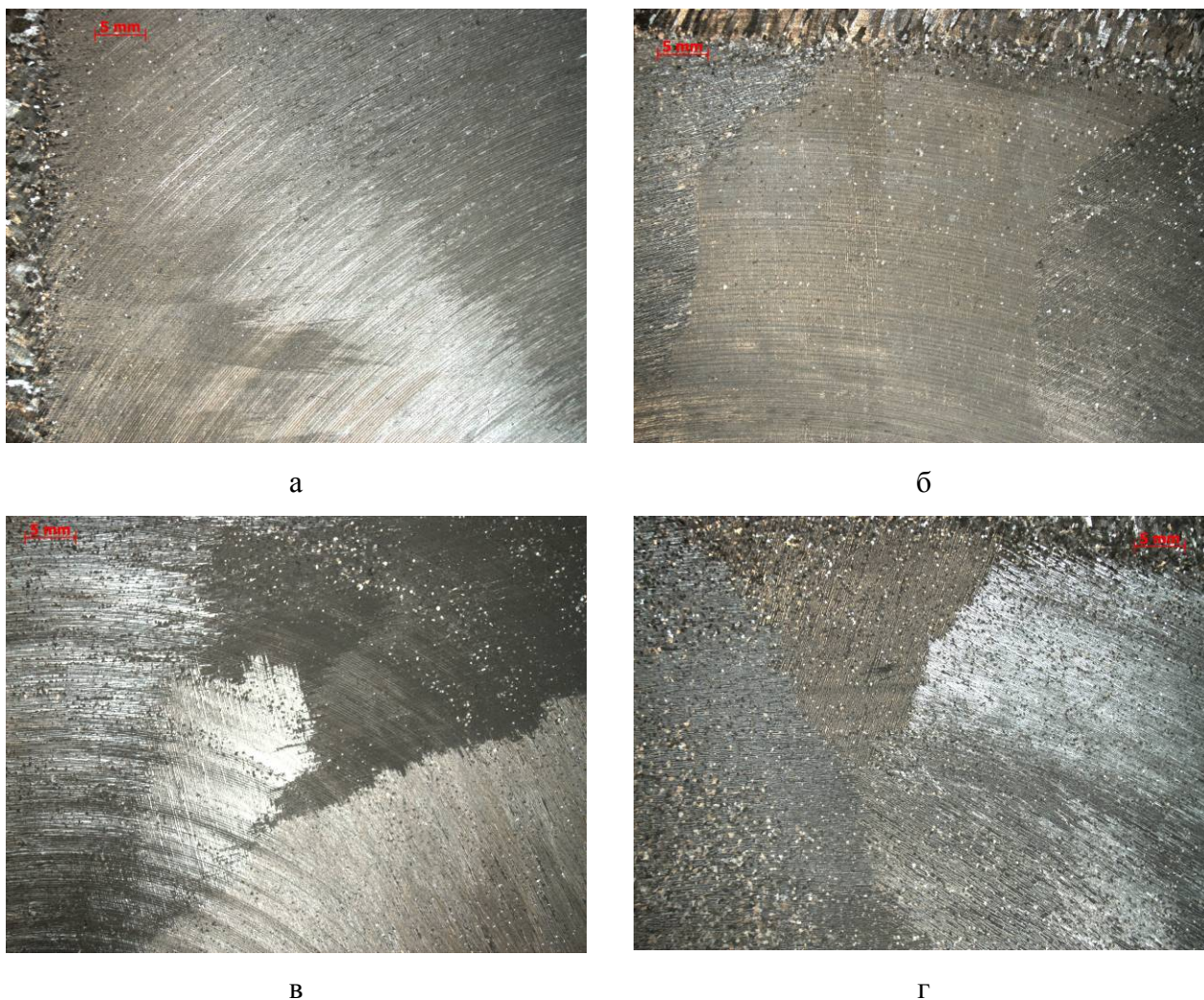


Рисунок 4.3 – Внешняя структура: а, б – модифицирование лигатурой AlTi5B0,2 до SNIF;
в, г – после SNIF




В слитках, модифицированных лигатурой AlTi5B1, значительно уменьшается образование областей с ВС, которые располагаются в периферии слитка на глубине до 50 мм от поверхности. При введении прутка до рафинирования SNIF наблюдается единственный участок с ВС размером 15×15 мм (рис. 4.3 а).

При введении лигатуры после SNIF зоны ВС присутствуют лишь в периферийных частях слитка на небольшой глубине (таблица 4.8, рис. 4.3 б, в).

Темплеты, вырезанные из крайних частей слитков, характеризуются мелким зерном, у поверхности 150 и 207 мкм, при приближении к центру размер несколько увеличивается до 204 и 291 мкм соответственно. В темплетях, вырезанных из центральных частей слитков, размер зерна возрастает к центру от 208 мкм до 540 мкм. Отсутствие зоны столбчатых кристаллов в поверхностных

частях слитка дополнительно свидетельствует об эффективности модифицирования лигатурой AlTi5B1.

Таблица 4.7 – Макроструктура из сплава 1050, модифицированного лигатурой AlTi5B0,2, КВМ

Место отбора темплетов	Структура	Размер зерна, мкм
1	2	2
AlTi5B0,2 до SNIF		
край слитка		709±46
центр слитка		876±85
AlTi5B0,2 после SNIF		
край слитка		550±27

Продолжение таблицы 4.7


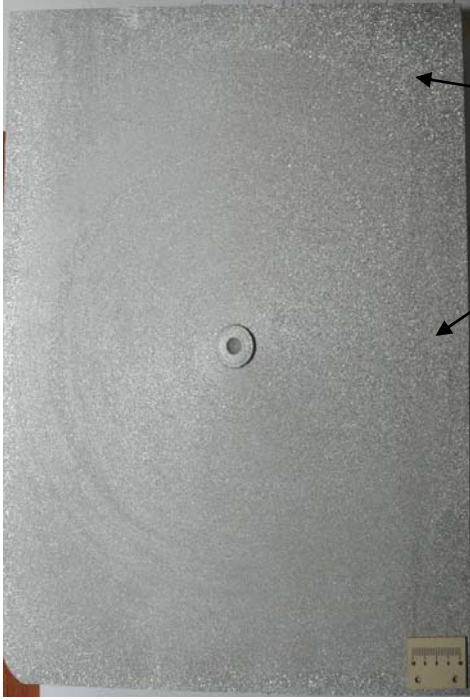

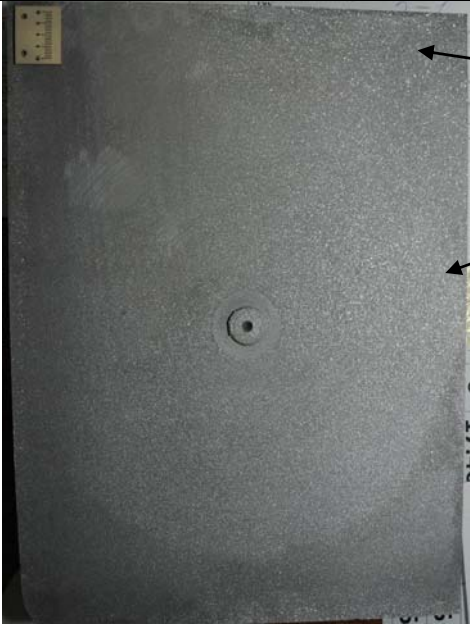
1	2	3
центр слитка 04-4188-2		869 ± 119 442 ± 78


Таблица 4.8 – Макроструктура из сплава 1050, модифицированного лигатурой AlTi5B1, КВМ

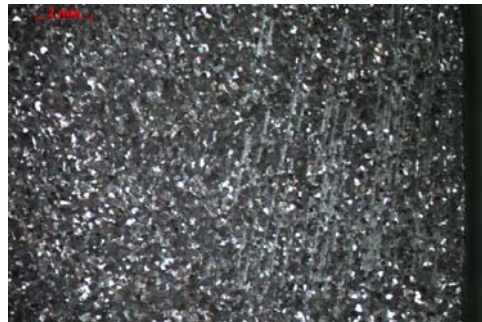
Место отбора темплетов	Структура	Размер зерна, мкм
1	2	3
AlTi5B1 до SNIF		
край слитка 04-4183-1		204 ± 9 150 ± 9

Продолжение таблицы 4.8

1	2	3
<p>центр слитка 04-4183-2</p>		<p>540 ± 35 208 ± 8</p>
<p>AlTi5B1 после SNIF</p>		
<p>край слитка 05-3939-1</p>		<p>291 ± 29 207 ± 6</p>

Продолжение таблицы 4.8

1	2	3
<p>центр слитка 05-3939-2</p>		<p>478±27</p> <p>208±8</p>



а



б



в

Рисунок 4.4 – Верхняя структура: а – модифицирование лигатурой AlTi5B0,2 до SNIF;
б, в – после SNIF

Исследование макроструктуры темплетов слитков фольгового качества из сплава 1050, модифицированных прутковой лигатурой AlTi5B1 и AlTi5B0,2 производства KBM, показали, что введение лигатуры AlTi5B1 препятствует образованию ВС в слитках и оказывает более сильное модифицирующее действие по сравнению с лигатурой AlTi5B0,2.

На основании выше изложенного можно сделать следующие выводы:

1) Модифицирование прутковой лигатурой AlTi5B1 (производство KBM) сплава 1200 на всех стадиях технологии изготовления плоских слитков повышает однородность зеренного строения и значительно уменьшает размер кристаллов;

2) При металлографическом анализе сплавов 1200 и 1050 выявлено, что модифицирование не влияет на размер дендритных ячеек, меняет только их форму и однородность распределения;

3) По результатам макро и микроскопического анализа загрязнений, оксидных плен и неметаллических включений в исследуемых пробах не обнаружено;

4) Исследование макроструктуры темплетов, вырезанных из разных частей слитков мм из сплава 1050 показали, что использование модифицирующей лигатуры AlTi5B1 препятствует образованию веерной структуры в слитках и оказывает более сильное модифицирующее действие по сравнению с лигатурой AlTi5B0,2.

4.2 Экспериментальные исследования деформируемости и свойств образцов алюминиевого сплава 1050

В работе были проведены исследования механических свойств полуфабрикатов и влияния параметров процесса литья на технологичность и деформируемость при обработке давлением образцов алюминиевого сплава 1050. При этом для экспериментальных исследований применялись темплеты прямоугольной формы толщиной 15 мм, полученные на различных этапах технологической цепочки литейного передела: 50 – перед SNIF (из миксера); 51 – с лотка литейной машины после модифицирования перед SNIF, 52 – с лотка ли-

тейной машины перед ПКФ. Из этих же темплетов изготавливались образцы для испытаний механических свойств литых полуфабрикатов.

Для исследования деформируемости испытуемого металла моделировали процесс прокатки, состоящий из двух этапов: горячей прокатки до толщины 1 мм и холодной прокатки до толщины 0,1 мм. В процессе опытов от деформированных полос отбирались образцы, которые подвергали испытаниям на разрыв с целью определения механических свойств металла.

Кроме того, были выточены цилиндрические образцы и проведены исследования деформируемости литых полуфабрикатов в испытаниях на сжатие при различных температурах нагрева образцов и комнатной температуре.

Методика проведения исследований и используемое оборудование представлены в главе 2.

Испытания на растяжение литых образцов проводили на универсальной электромеханической машине LFM 400 усилием 400 кН с записью основных параметров процесса на ЭВМ. Для исследований изготавливали цилиндрические гантелеобразные образцы из соответствующих частей слитков диаметром для захваток 12 мм и длиной 60 мм и размерами рабочей части: диаметр 8 мм, длина 35 мм. Эти образцы подвергались растяжению, и по результатам средне-статистической обработки определяли временное сопротивление разрыву (предел прочности), предел текучести при степени деформации 0,2 %, а также удлинение и сужение при разрушении. Результаты исследований представлены в табл. 4.9.

Таблица 4.9 – Результаты испытаний на растяжение литых образцов из сплава 1050

№ образца	Предел текучести $G_{0,2}$, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Сужение, %
50	42	74	38	68
51	41	76	38	68
52	44	77	39	67

Анализ полученных данных показывает, что разброс в механических свойствах исследуемых образцов незначителен, однако для образца 50 прочностные и пластические характеристики сравнительно ниже.

Прямоугольные заготовки из исследуемого сплава, полученные из исследуемых слитков, подвергались листовой прокатке на гладких валках. В качестве оборудования для горячей прокатки использовался прокатный стан ДУО 155, а для холодной прокатки – листопрокатный стан ДУО модели MDM ARIETE LS 400x240.

Литые заготовки нагревались в камерной электрической печи до температуры $520\div 530$ °С и подвергались горячей прокатке с различными степенями обжатия до толщины $H_i=1$ мм (где i – номер прохода) на прокатном стане ДУО 155. Режим обжатий выбирался опытным путем, абсолютное обжатие составляло примерно 1 мм за проход.

В процессе горячей прокатки с помощью месдоз, установленных под нажимными винтами стана ДУО 155, и тензометрической аппаратуры фиксировали изменение по проходам усилия прокатки. В качестве основной регистрирующей аппаратуры применяли универсальную тензометрическую станцию УТС1-12/35 с блоком питания типа ВТ12.

Холодную прокатку осуществляли на листопрокатном стане ДУО модели MDM ARIETE LS 400x240 до толщины 0,1 мм, причем последний проход проводили на сбитых валках из сдвоенной заготовки. Фотографии полученных образцов проката представлены на рис. 4.5.

Далее из отобранных после прокатки образцов с различной толщиной на гидравлическом прессе усилием 300 кН вырубали плоские образцы для механических испытаний на растяжение, при этом фиксировали усилие вырубки. Исследования проводили на машине Р5. В качестве основных параметров определяли временное сопротивление разрыву и относительное удлинение при разрушении образцов.

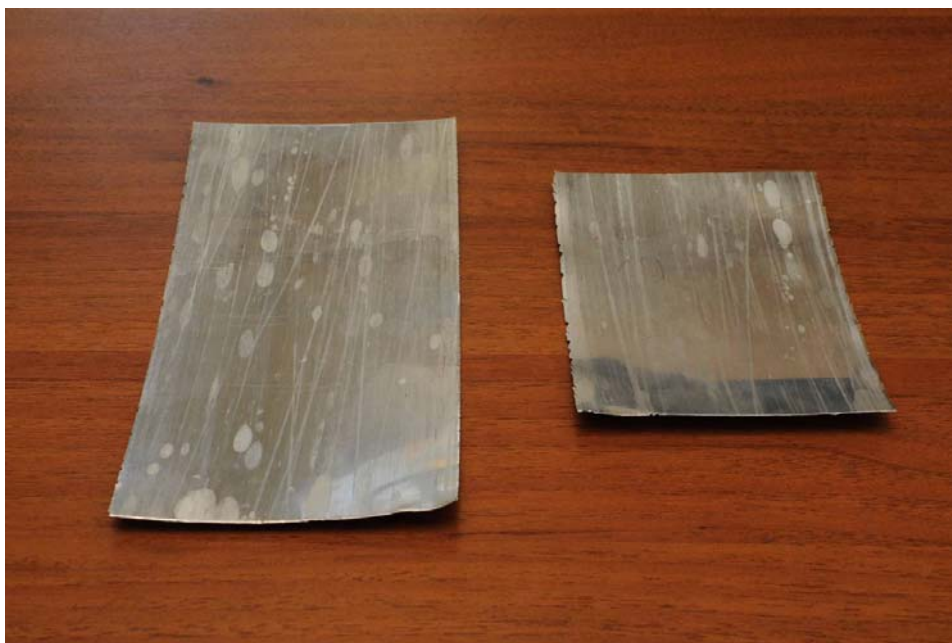


Рисунок 4.5 – Полосы толщиной 0,1-0,2 мм после холодной прокатки

Режимы обжатий при прокатке приведены в табл. 4.10.

Таблица 4.10 – Изменение толщины полосы по проходам при прокатке

№ образца	Толщина полосы по проходам H_i , мм													
	$i=1$	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
50	14,8	13,7	13	12	10,8	9,8	8,8	7,6	6,8	5,6	4,5	4	3,1	2,1
51	14,8	13,5	13,1	12	10,7	9,7	8,7	7,7	6,7	5,6	4,5	4	3,1	2,2
52	14,6	13,5	12,2	11,8	10,7	9,7	8,7	7,7	6,6	5,5	4,5	3,9	3	2,2
№ образца	Толщина полосы по проходам H_i , мм													
	15	16	17	18	19	20	21	22						
50	1,3	1	0,9	0,7	0,5	0,3	0,2	0,1						
51	1,3	1	0,9	0,7	0,5	0,3	0,2	0,1						
52	1,3	1	0,9	0,7	0,5	0,3	0,2	0,1						

На рис. 4.6 представлены зависимости высотной степени деформации $\varepsilon = \frac{h_0 - h}{h_0} \cdot 100\%$ от номера прохода для двух серий образцов, показывающие режимы нагружения экспериментальных слитков при прокатке металла.

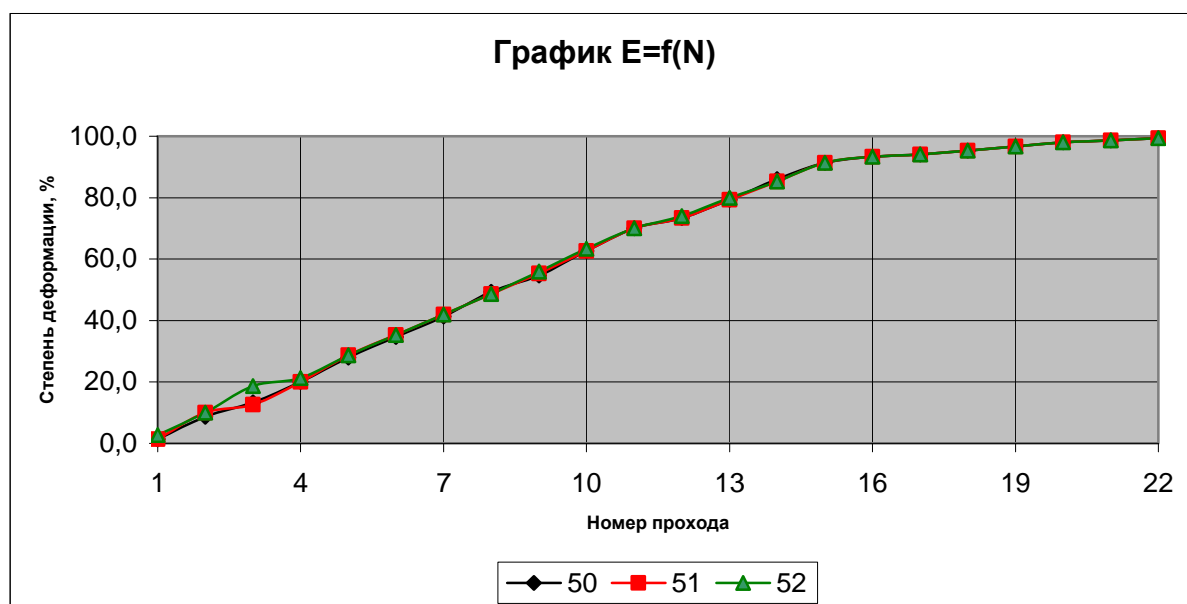


Рисунок 4.6 – Изменение степени деформации по проходам

Анализ представленного графика показал, что количество проходов при прокатке составляет 22 прохода, при этом режимы нагружения для всех образцов были заданы одинаковыми, и при прокатке всех заготовок процесс деформации протекал устойчиво вплоть до толщины 0,1 мм. Это показывает, что деформируемость образцов практически одинаковая. Анализируя приведенные графики, отметим, что зависимости распределения высотных степеней деформации имеют характерный плавный характер. При этом в первых проходах их значения составляют 10÷15 %, а далее уменьшаются, так как металл остывает по мере обжатия. Поэтому наиболее интенсивная деформация реализуется в первых проходах, когда металл имеет сравнительно низкое сопротивление деформации и небольшую поверхность контакта с валками.

При холодной прокатке (начиная с 16 прохода) обжатия не превышают 1÷2 %, поэтому кривые зависимости распределения высотных степеней деформации (рис. 4.6) практически параллельны оси абсцисс. В последних проходах добивались предельных степеней деформации, так в конце прокатки степени деформации для всех образцов достигали 99,3 %, что свидетельствует о высоком запасе пластичности прокатываемых заготовок.

Зависимости усилия прокатки от степени накопленной деформации показаны в графическом виде рис.4.7, а от количества проходов на рис. 4.8. Ана-

лиз их изменения подтверждает сделанные ранее выводы о характере протекающей деформации и показывает, что усилие постепенно увеличивается, достигая своего максимума на толщинах примерно равных 1 мм, то есть когда температура проката становится минимальной.

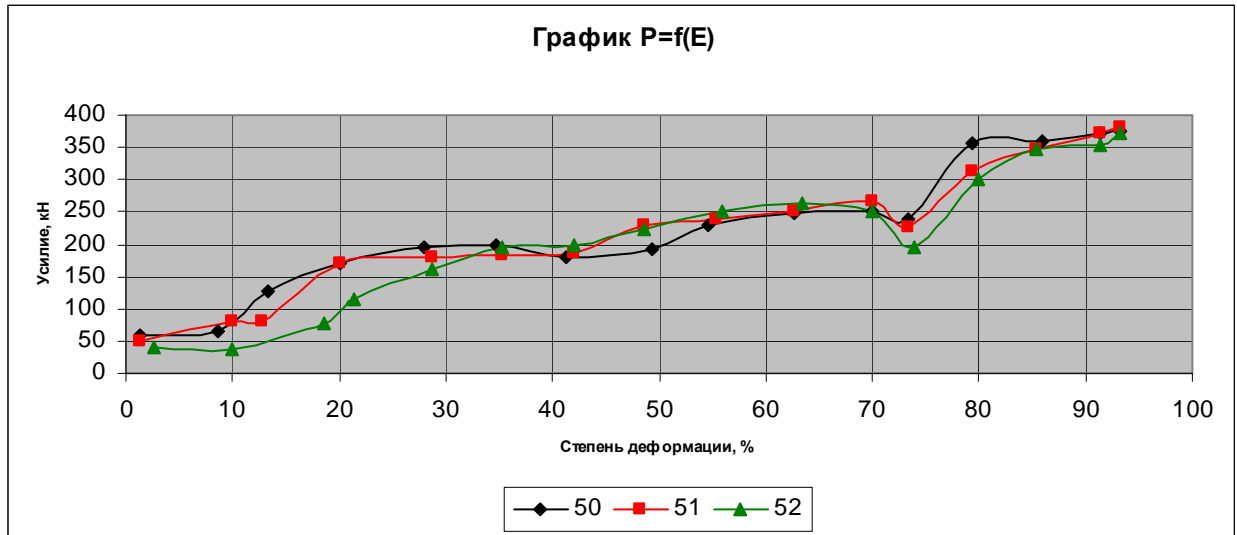


Рисунок 4.7 – Зависимость усилия прокатки от степени деформации

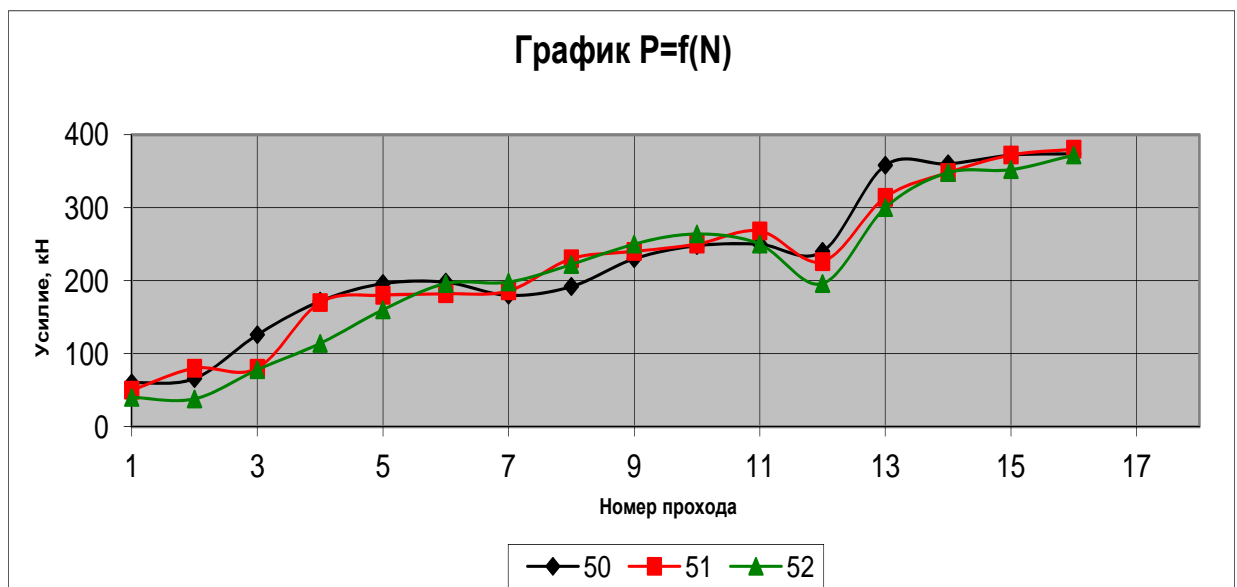


Рисунок 4.8 – Изменение усилия прокатки по проходам

Далее из отобранных после прокатки образцов с различной толщиной на гидравлическом прессе усилием 300 кН вырубали образцы для механиче-

ских испытаний, при этом исследования проводили на машине Р5. Результаты исследований механических свойств представлены в таблице 4.11 и на рис. 4.9 – 4.10.

Таблица 4.11 – Механические свойства прокатанных образцов из сплава 1050

Номер образца	Толщина, мм	Временное сопротивление разрыву, МПа	Относительное удлинение, %
50	3,1	158	7,3
	1	230	2
	0,2	250	0,5
51	3,1	171	8
	1	240	3,7
	0,2	250	1
52	3	170	7,7
	1	240	3,7
	0,2	250	1

Анализируя полученные результаты определения механических свойств, можно отметить, что по сравнению с литым состоянием предел прочности увеличивается более чем в 3 раза. Это связано, прежде всего, с проработкой литой структуры посредством пластической деформации и упрочнением. При этом на образцах явно наблюдается тенденция роста прочностных характеристик на последних проходах прокатки при достижении максимальных степеней деформации, близких к 100 %.

Пластические характеристики металла для деформированных образцов (рис. 4.10) характеризуются снижением абсолютных значений по сравнению с литым состоянием с 38 % до значений 0,5÷1 % при степенях деформации, близких к 100 %, при этом минимальное удлинение составило 0,5 % для образца № 50. Этот факт подтверждает высокую пластичность исследуемых образцов, что также может быть доказано тем, что образцы не разрушились при прокатке даже при максимальной степени деформации. Сравнивая уровень пластических свойств образцов, можно отметить, что он примерно одинаков, а относительное удлинение для них меняется в зависимости от степени деформации

(от $8 \div 9$ % при степенях деформации порядка 80 до $0,5 \div 1$ % при степенях деформации порядка 99,3 %). Механические свойства для образца № 50 несколько ниже, что соответствует данным испытаний на разрыв литых образцов, а в целом уровень пластических свойств практически одинаков.

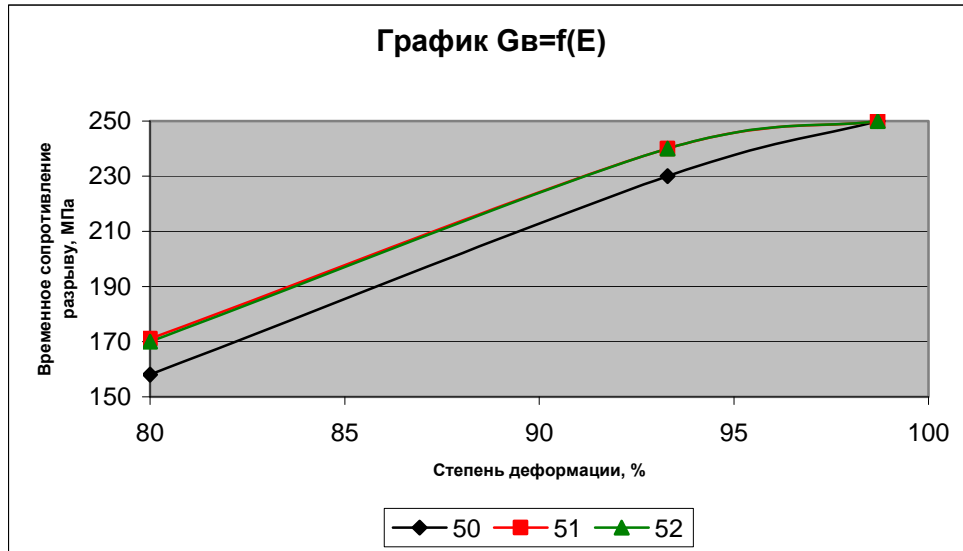


Рисунок 4.9 – Зависимость временного сопротивления разрыву от степени деформации для образцов первой серии

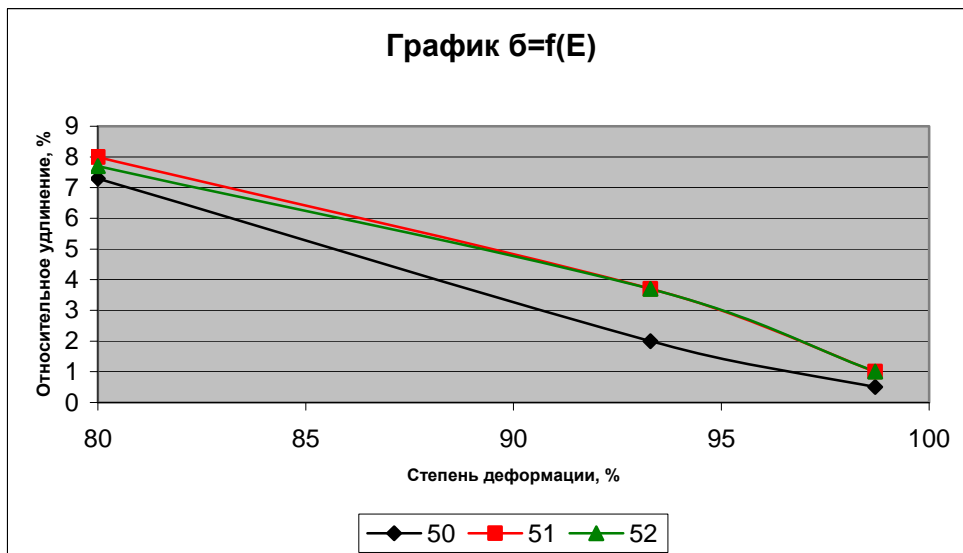


Рисунок 4.10 – Зависимость относительного удлинения от степени деформации для образцов второй серии

Полученные результаты могут быть использованы при выборе режимов горячей и холодной прокатки и для прогнозирования пластических и прочностных свойств деформированных полуфабрикатов из сплавов 1XXX серии. При этом установлено, что при прокатке на толщины до 0,1 мм деформируемость исследуемого металла сплава 1050 позволяет получать качественные изделия без промежуточной термообработки.

Анализируя полученные результаты исследований, можно сделать следующие выводы по разделу 4.2:

1) При испытаниях на осадку было установлено, что более низкий уровень прочностных характеристик имеет образец № 50, хотя разница в значениях σ_s для различных моментов деформирования не превышает 10 МПа;

2) Соотношения между значениями σ_s для металла образцов № 51 и 52 в сопоставимые моменты времени укладываются в статистическую погрешность, поэтому можно предложить, что свойства металла у этих образцов одинаковы;

3) Испытания на разрыв литых образцов из сплава 1050 позволили установить, что значения временного сопротивления разрыву исследуемого металла в среднем составляет 75,8 МПа, а относительного удлинения 38,4 %, что позволяет применять для обработки большие степени деформации без промежуточных отжигов;

4) Сравнительно ниже прочностные и пластические характеристики литого металла у образца № 50, при этом предел прочности ниже по сравнению со средним значением на 1,6 МПа;

5) Путем экспериментов по прокатке опытных образцов было установлено, что исследуемый сплав обладает высоким запасом пластических свойств, что позволяет деформировать его с максимальными степенями деформации порядка 99,3 %.

6) Наилучшей деформируемостью, судя по результатам экспериментов, обладают образцы № 51 и 52. Их удалось прокатать за 22 прохода без разрушения до толщины 0,1 мм;

7) Наименьшей деформируемостью характеризуется образец № 50, причем разрушение на кромках началось при степенях деформации порядка 90 %;

8) Замеренные усилия прокатки показали, что максимальные усилия не превышают 400 кН при прокатке всех образцов.

4.3 Компьютерное моделирование распределения интерметаллидов при модифицировании алюминиевого сплава 1XXX серии

Целью моделирования было оценить распределения легирующих составляющих и гидродинамических потоков на участке металлотракта подачи расплава алюминия от места выхода потоков металла из выходных порталов металлофильтра до выходных втулок распределения металла в раздаточной коробке литейной машины для литья плоских слитков.

Для проведения математического моделирования на основе предоставленных материалов была создана виртуальная модель металлотракта для расчета течения расплава алюминия в части плавления – литейного агрегата, представляющая из себя внутренний объем желоба длиной 5600 мм с выходными порталами металлофильтра с втулками распределения расплава (рис. 4.11).

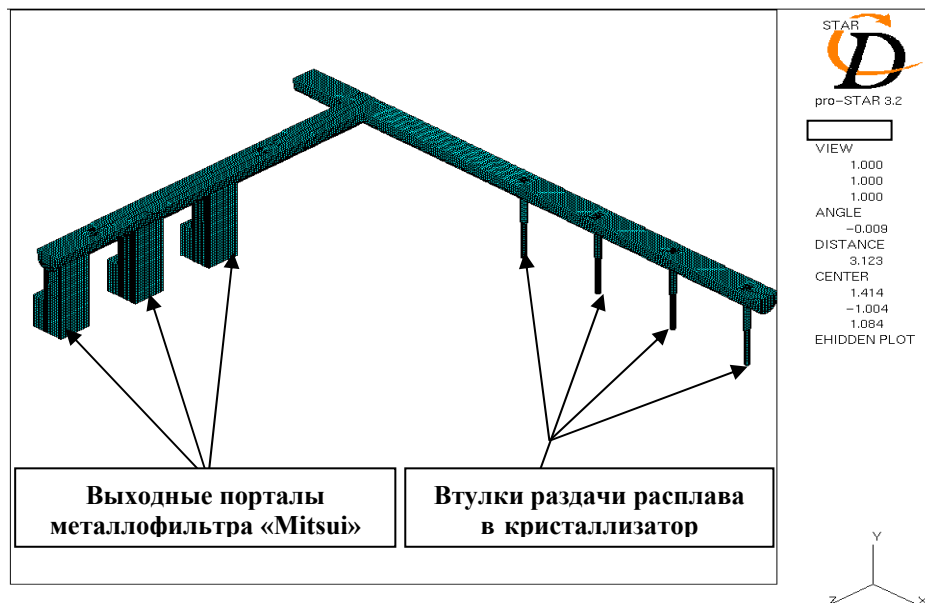
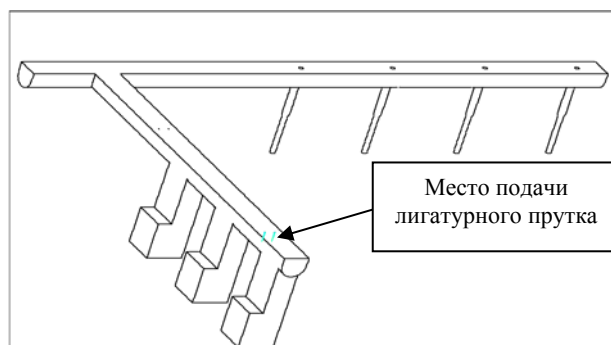


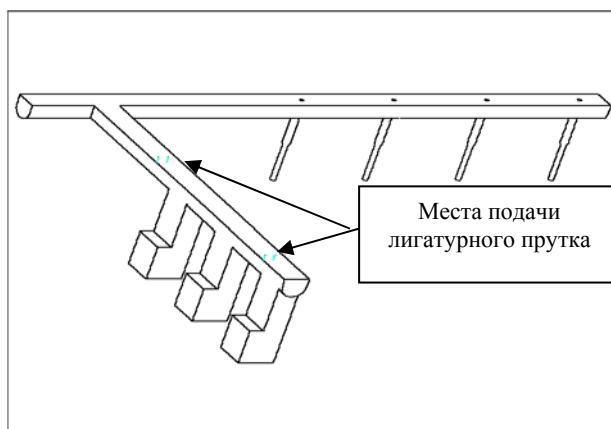
Рисунок – 4.11 – Общий вид модели

Так же в модель было добавлено непрерывное введение лигатурного прутка в разных точках металлотракта (рис. 4.12 - 4.14). Расчет проводился с

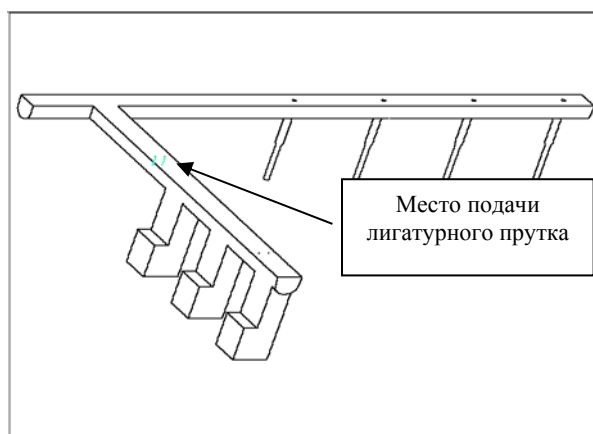
учетом разных химических составов модифицирующего прутка, а именно $AlTi5B1$, $AlTi5B0,2$, $AlTi3B1$ и с учетом объемного количества соединений TiB_2 и Al_3Ti . Расчет скорости подачи модифицирующего прутка был принят из расчета 1 кг/т расплава и заглублиение в расплав до растворения на глубину 80 мм.



а



б



в

Рисунок 4.12 – Вид модели с расположением подачи прутка на расстоянии:
а – 500 мм от начала металлотректа; б – 500 мм и 2500 мм и одновременной подачей;
в – 2500 мм от начала металлотректа

Для проведения расчетов гидродинамического течения расплава по желобу были заданы следующие граничные условия:

- на входе в модель была задана скорость 0,16 м/с;
- на выходе задана возможность свободного стока расплава;
- были учтены трение расплава о стенки желоба.

Для моделирования данного процесса были применены два программных пакета ANSYS и STAR CD.

Расчеты выполнялись при следующих условиях:

- массовый химический состав вводимой лигатуры вводился по официальным данным производителя:
- скорость подачи из расчета 1 кг на тонну расплава алюминия;
- динамическая вязкость алюминия принималось равной 0,0012 Па с;
- плотность расплавленного алюминия 2300 кг/м³.

Было рассчитано 9 вариантов расчета гидродинамических потоков модифицирующей лигатуры в расплаве алюминия, которые представлены в Приложении А.

В результате анализа полученных результатов компьютерного моделирования было установлено, что скорости во всех просчитанных вариантах являются практически неизменными, так как варианты расчета не предусматривают изменения конструкций виртуальной модели. Расплав во всем объеме металлтракта движется со скоростью 0,13 м/с и наблюдается незначительное ускорение при повороте расплава до 0,25 м/с, так и увеличение скорости до 0,20 м/с при выходе расплава из колодцев металлофильтра. Максимальные скорости расплава до 2,5 м/с будут при прохождении расплава через втулку кристаллизатора (рис. 4.13, 4.14). При расчете процесса распределения модифицирующих частиц лигатурного прутка Al_3Ti и TiB_2 при подаче после выхода расплава из ближнего по отношению к кристаллизатору колодца металлофильтра, являющимися центрами образования кристаллов, выяснилось, что сложившееся распределение частиц лигатуры является гомогенным, то есть концентрация ча-

стиц после введения в расплав начинает расходиться по всему объему расплава. Так же необходимо добавить, что распределение концентраций частиц Al_3Ti и TiB_2 по втулкам кристаллизатора отличается на 1-3 %.

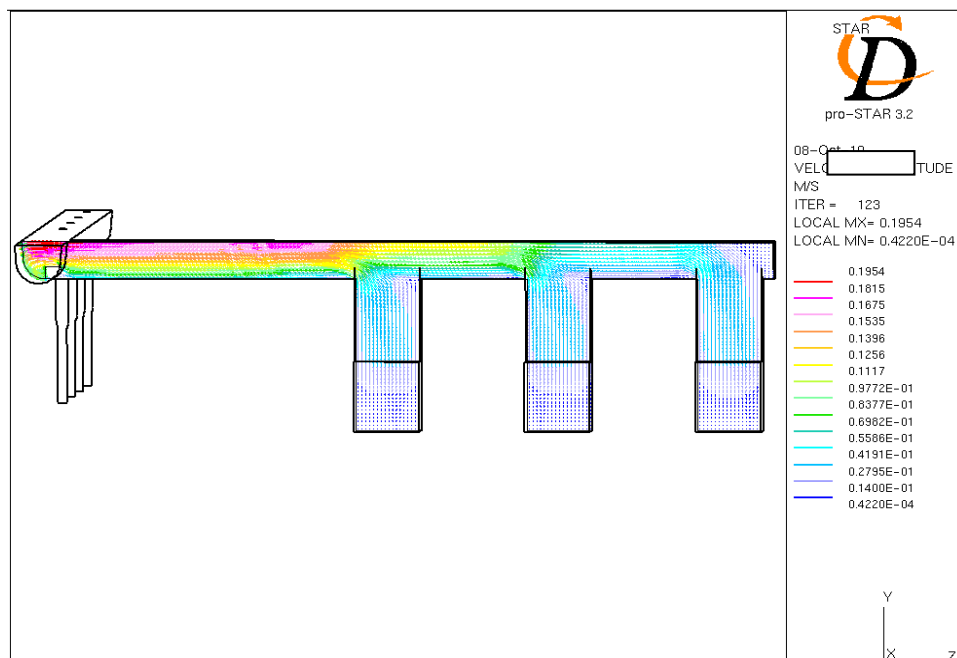


Рисунок 4.13 – Сечение модели по продольной оси выходных порталов металлофильтра с изображением распределения векторов скоростей при выходе расплава из колодцев металлофильтра «Mitsui»

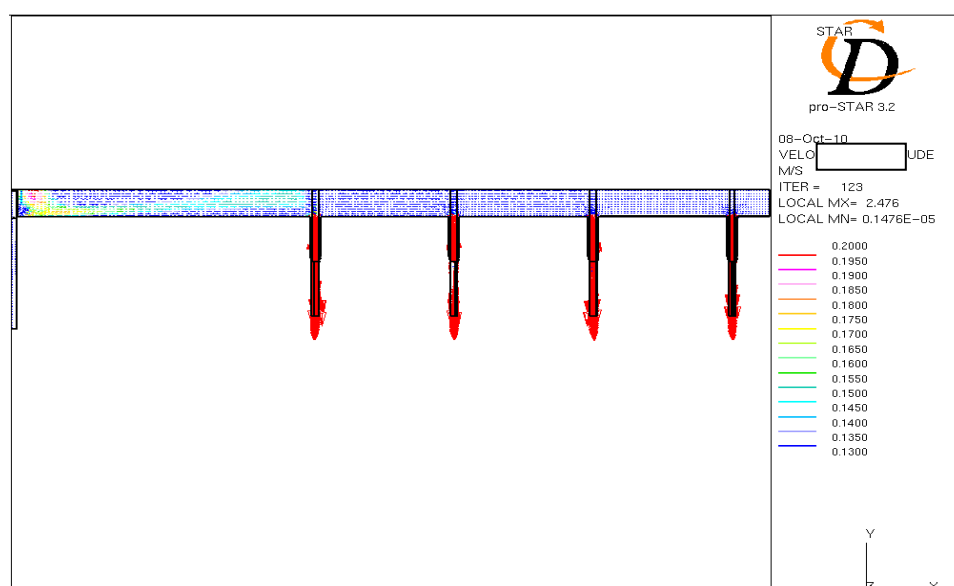


Рисунок 4.14 – Сечение модели по продольной оси выходных втулок кристаллизатора с изображением векторов скоростей при входе расплава в кристаллизатор

Таким образом, компьютерное моделирование подтвердило, что наиболее благоприятное распределение интерметаллидов по сечению литейного желоба наблюдается при введении в расплав лигатурного прутка марки AlTi5B1, а для гомогенного распределения интерметаллидов в расплаве рекомендуется подача лигатурного прутка одновременно в 4 колодца на выходе из фильтра Mitsui.

4.4 Компьютерное моделирование процесса растворения лигатурного прутка AlTi5B1 (КВМ) в системе литейных желобов

Целью моделирования нужно было оценить распределения легирующих составляющих и гидродинамических потоков на участке металлотракта при подаче двух лигатурных прутков перед фильтром Mitsui. (вариант 1) и на выходе из фильтра по одному (вариант 2). Сплав 1200, скорость расплава в лотке 0,1 м/с, температура металла 730 °С.

Для решения двухкомпонентной гидродинамической задачи течения металла в металлотракте по чертежам была создана модель с элементами лотковой системы, фильтрами Mitsui и ПКФ.

За точку начала модели принято сечение в лотке за 1 метр до фильтра Mitsui, там же осуществлялась подача лигатурного прутка, что соответствует первому варианту моделирования и действующей технологии.

На рисунке 4.15 представлена модель системы металлотрактов с фильтрами и выходными втулками для литейного агрегата.

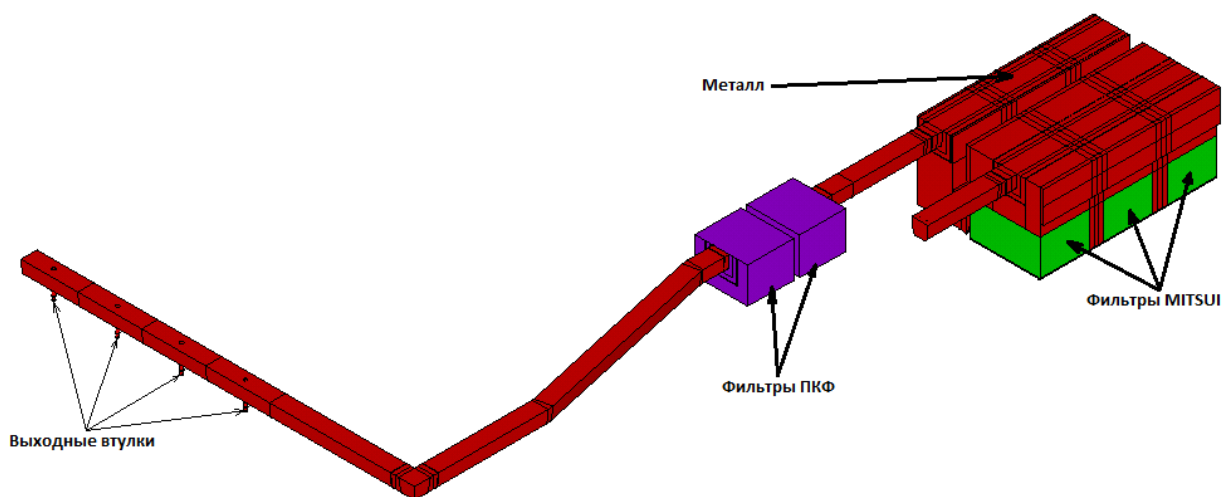


Рисунок 4.15 – Расчетная модель

На рис. 4.16 показаны точки подачи лигатуры в модели для вариантов 1 и 2.

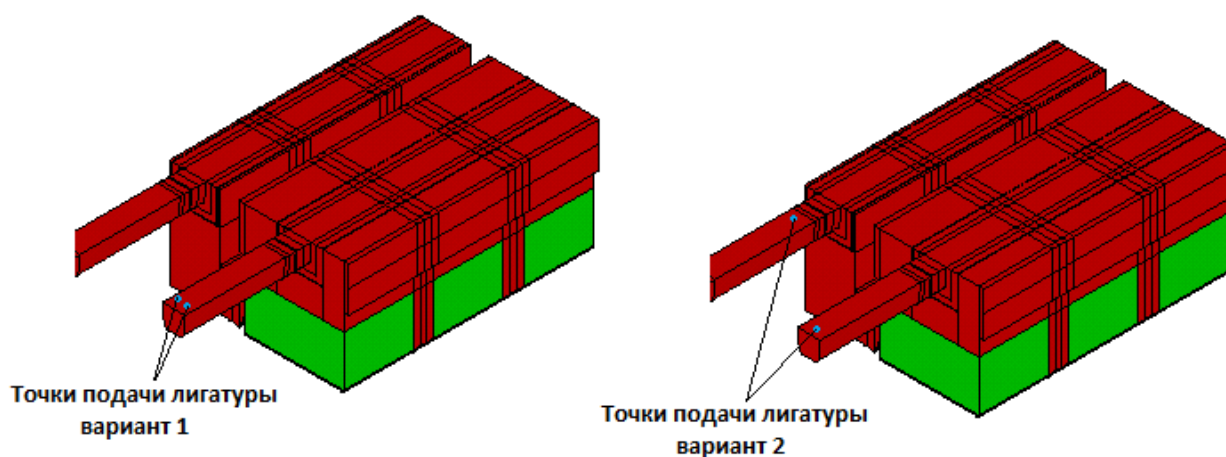


Рисунок 4.16 – Точки подачи лигатуры для вариантов 1 и 2

Фильтрующие элементы Mitsui из-за сложной геометрии были упрощены, однако выходное отверстие из фильтра было выполнено в соответствии с чертежами. На рис. 4.17 представлены выходные отверстия из фильтрующих элементов Mitsui.

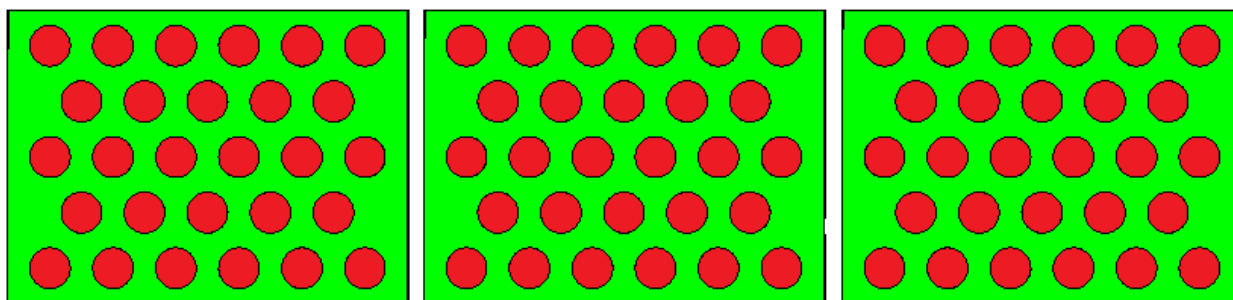


Рисунок 4.17 – Фильтрующие элементы Mitsui с выходными отверстиями в зоне контакта с металлом

На рисунках 4.18 – 4.21 представлены результаты моделирования распределения лигатурной составляющей для 2-х вариантов моделирования для различных участков литейной машины. На рисунках представлена объемная концентрация лигатуры в горизонтальной плоскости разреза литейных желобов, фильтра Mitsui и фильтра ПКФ на расстоянии 150 мм от дна желоба.

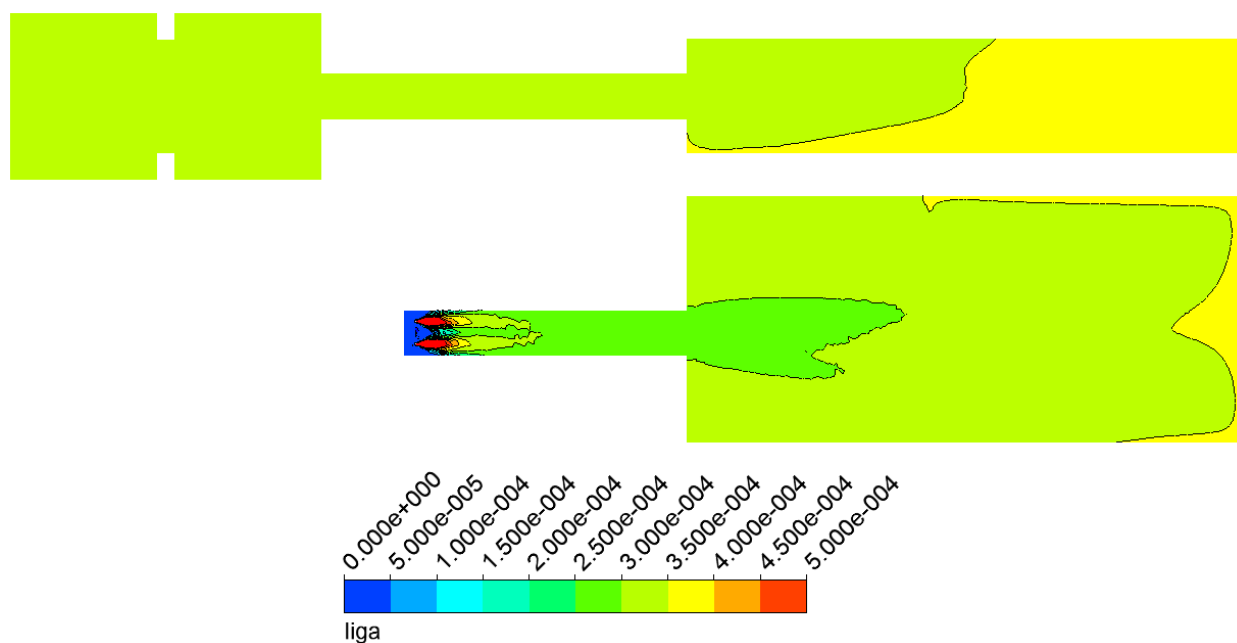


Рисунок 4.18 – Объемная концентрация лигатуры в модели по 1-му варианту в плоскости на высоте 150 мм от дна лотка

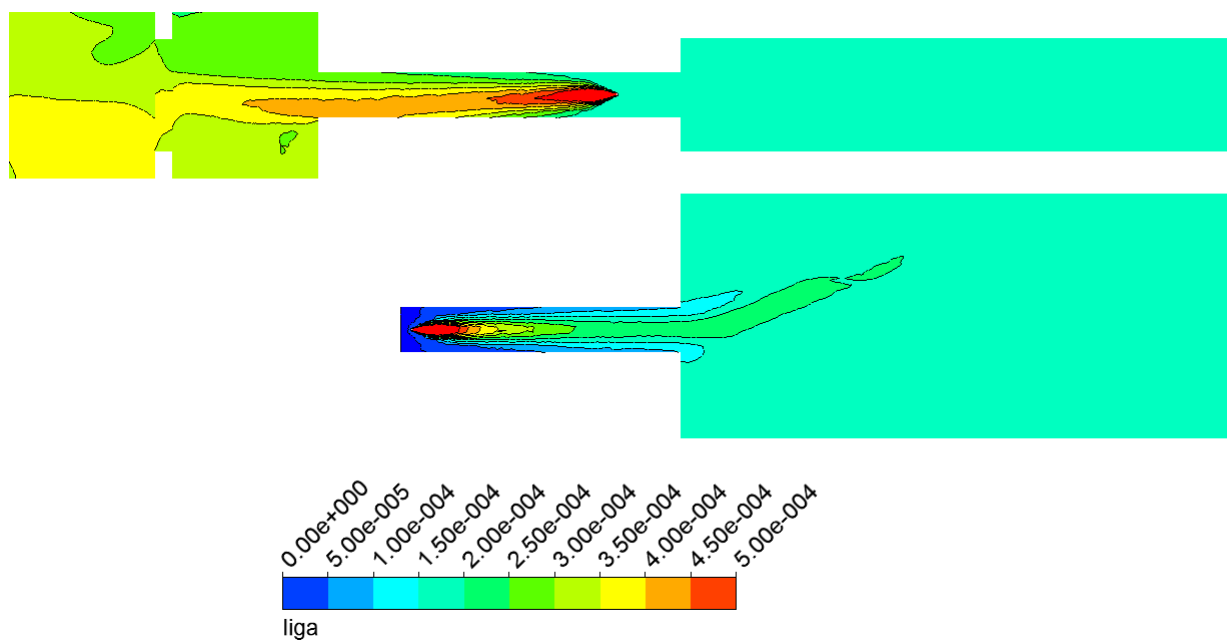


Рисунок 4.19 – Объемная концентрация лигатуры в модели по 2-му варианту в плоскости на высоте 150 мм от дна лотка

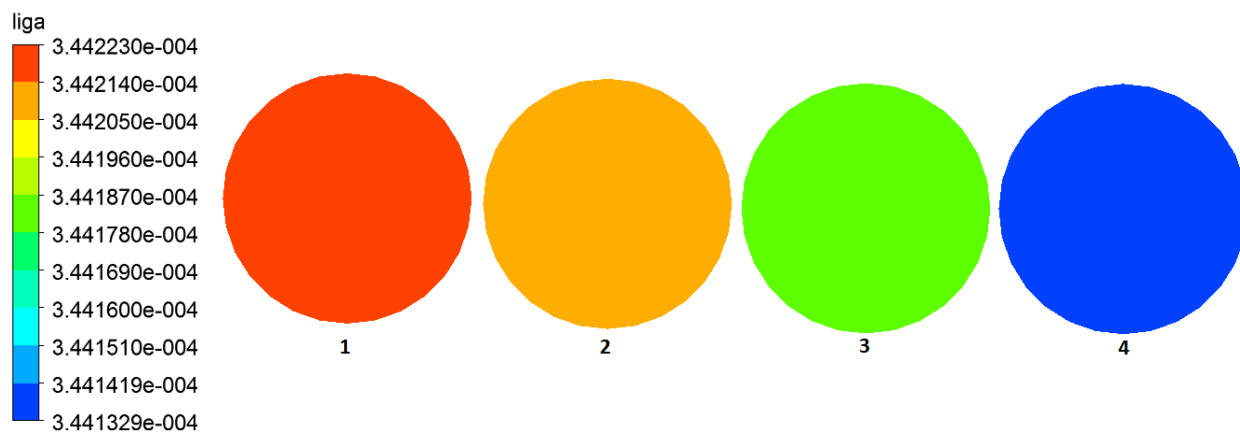


Рисунок 4.20 – Объемная концентрация лигатуры на выходных отверстиях по 1-му варианту

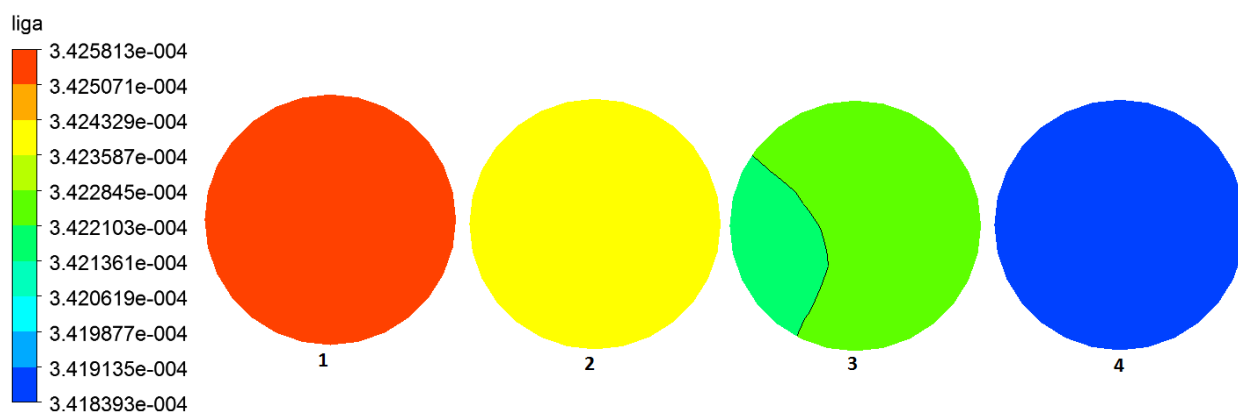


Рисунок 4.21 – Объемная концентрация лигатуры на выходных отверстиях по 2-му варианту

Анализируя рисунки 4.18 и 4.19 можно сделать вывод о более равномерном распределении лигатурной составляющей для варианта 1, это связано с тем, что оба лигатурных прутка вводятся на максимальном удалении от литейного стола, что оставляет лигатуре больше времени для равномерного перемешивания.

В табл. 4.12 представлена средняя по сечениям объемная концентрация лигатуры на выходных отверстиях для всех вариантов моделирования.

Таблица 4.12 – Средняя по сечениям объемная концентрация лигатуры на выходных отверстиях

Вариант	Номер отверстия			
	1	2	3	4
Вариант 1	3.442230E-04	3.442130E-04	3.441830E-04	3.441350E-04
Вариант 2	3.425710E-04	3.424200E-04	3.422110E-04	3.418530E-04

Для оценки равномерности перемешивания лигатуры по двум вариантам было посчитано среднеквадратичное отклонение концентрации лигатуры от среднего значения по всем сечениям (см. 4.2). Чем выше величина среднеквадратичного отклонения концентрации лигатуры, тем больше величина разброса этой величины и тем, соответственно, менее равномерно она перемешана. Среднеквадратичное отклонение концентрации лигатуры на выходных отверстиях для варианта 1 составило $6.97152 \cdot 10^{-10}$ (что составляет 0.0002 % от сред-

него значения), для варианта 2 составило $4.09 \cdot 10^{-9}$ (отклонение составляет 0.001 % от среднего значения).

$$\begin{aligned}
 SKO = & \left[\frac{\sum \left(A_{1i} \left(C_{1i} - \frac{\sum (A_{1i} C_{1i})}{\sum A_{1i}} \right) \right)}{\sum A_{1i}} + \frac{\sum \left(A_{2i} \left(C_{2i} - \frac{\sum (A_{2i} C_{2i})}{\sum A_{2i}} \right) \right)}{\sum A_{2i}} + \dots \right. \\
 & \left. + \frac{\sum \left(A_{4i} \left(C_{4i} - \frac{\sum (A_{4i} C_{4i})}{\sum A_{4i}} \right) \right)}{\sum A_{4i}} \right] \cdot \frac{1}{4}
 \end{aligned} \tag{4.2}$$

SKO – среднеквадратичное отклонение объемной концентрации лигатуры по четырем отверстиям;

A_{1i} – площадь i -го поверхностного элемента на отверстии номер 1;

C_{1i} – объемная концентрация в i -том элементе поверхности отверстия номер 1;

Следует отметить, что для наиболее равномерного распределения лигатурной составляющей оптимальным является вариант 1, в котором оба прутка вводятся в поток металла вместе перед фильтром Mitsui.

4.5 Исследование качества модифицирующих лигатур системы Al-Ti-B, используемых в производстве плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии

В настоящее время в отечественном производстве слитков из алюминиевых сплавов широко применяются модифицирующие лигатуры системы Al-Ti-B импортного производства от разных производителей [65-71]. В связи с отсутствием отечественного производства данных лигатур в России наблюдается отставание в практическом опыте промышленного использования данных лигатур, а также и в проведении научно-исследовательских работ от ведущих мировых производителей. Поэтому отечественный стандарт, регламентирующий параметры качества алюминиевых лигатур ГОСТ Р 53777-2010 был принят только в 2010 году [74]. Однако до сих пор входной контроль качества и приемку лигатур проводят на основании технических документов, самостоятельно раз-

работанных на предприятиях, потребляющих модифицирующие лигатуры. В основном, лигатура подвергается визуальной оценке качества поверхности и поперечного излома прутка с целью выявления крупных дефектов, затем проводится металлографический качественный и количественный анализ микроструктуры методом световой микроскопии. Именно на стадии металлографического анализа зачастую разные потребители противоположно оценивают качество одной и той же лигатуры.

При металлографическом контроле микроструктуры необходимо учитывать, что технология производства модифицирующей лигатуры системы Al-Ti-B значительно отличается от традиционных методов плавки и литья алюминиевых сплавов. Плавка проводится при высоких температурах выше 1000 °С при интенсивном перемешивании расплава с большим количеством флюсовых и металлосодержащих солей, что приводит к наличию в лигатурных сплавах различных дефектов литейного происхождения, таких, как неметаллические нерастворимые включения, оксидные пленки и остатки химических солей, используемых при приготовлении лигатур. Фактически такие дефекты в том или ином количестве присутствуют в лигатурах всех известных производителей.

При входном металлографическом контроле обычно анализируют следующие параметры микроструктуры:

- 1) Средний размер интерметаллидной фазы TiB_2 должен быть не более 2÷3 мкм при объемной доле таких частиц не менее 90÷95 %;
- 2) Средний размер интерметаллидной фазы $TiAl_3$ должен быть не более 50÷100 мкм при объемной доле таких частиц не менее 90÷95 %;
- 3) Объемная доля частиц интерметаллидов TiB_2 и $TiAl_3$, превышающих указанные размеры, должна быть не более 5-10 %;
- 4) Объемная доля неметаллических включений или агломератов частиц размером более 100 мкм должна быть не более 5 %.

Следует отметить что в лигатурах, полученных с использованием галогидных солей, как источника В и Ti, интерметаллидные фазы, в основном, имеют форму, близкую к равноосной, размер частиц TiB_2 в лигатурном прутке

очень редко превышает $2\div 3$ мкм, а размер частиц $TiAl_3$, в основном, около 50 мкм. Более крупные размеры частиц интерметаллидов свойственны лигатуре, произведенной с применением металлического титана. Чем больше доля металлического титана в исходной шихте, тем выше температура расплава, необходимая для его полной кристаллизации. При этом $TiAl_3$ часто приобретает игольчатую или пластинчатую форму, достигая размеров в $150\div 500$ мкм, а диборид титана остается, в основном, равноосным с размером около $2\div 3$ мкм. Вовлечение металлического титана в плавку позволяет производителю уменьшить стоимость продукции, но приводит к ухудшению качества лигатуры.

Следует отметить, что скорость растворения частиц $TiAl_3$ в струе алюминия при температуре $700\div 740$ °С достаточно велика и составляет около 40 мкм/мин [75]. Поэтому при модифицировании следует учитывать исходный размер частиц $TiAl_3$ в лигатурном прутке и время прохождения расплава алюминия от точки ввода лигатуры до кристаллизатора.

В последнее время все большее распространение получил метод ввода лигатурного прутка в струю металла непосредственно перед кристаллизатором, минуя участок фильтрования расплава. Этот способ ввода лигатуры позволяет повысить эффективность модифицирования благодаря исключению таких причин ослабления модифицирующей способности лигатуры, как уменьшение количества частиц TiB_2 из-за осаждения на стенках металлотракта и на развитой поверхности пенокерамического фильтра, а также в результате выноса интерметаллидных частиц пузырьками газа при дегазировании. Такой способ ввода лигатуры позволяет уменьшить расход лигатурного прутка при модифицировании. Однако этот способ модифицирования и обуславливает максимально высокие требования к качеству лигатурного прутка. Такой же высокий уровень качества требуется от лигатуры, используемой в производстве фольги и другой продукции с высокими требованиями к качеству поверхности. Наличие крупных частиц интерметаллидных фаз, неметаллических включений и агломератов частиц в такой лигатуре считается недопустимым, являясь основной причиной появления дефектов в конечной продукции.

Следует отметить, что не все, выявляемые при металлографическом анализе агломераты интерметаллидных частиц действительно представляют опасность, как источники возникновения дефектов при последующей обработке давлением. Так скопления частиц $TiAl_3$, образованные в результате неоднородной деформации металла при прокатке лигатурного прутка и окруженные матричным твердым раствором на основе алюминия, не представляют опасности. Они будут легко размываться струей металла при вводе лигатурного прутка в расплав с последующим растворением фазы $TiAl_3$ в алюминиевом расплаве. Наиболее опасными для качества конечной продукции могут быть агломераты частиц TiB_2 сами по себе или вместе с оксидными включениями, остатками галлоидных солей и др. Эти дефекты при попадании их в структуру слитка будут причиной брака при производстве фольги, литографических пластин и другой тонколистовой продукции.

Принимая во внимание выше изложенное, были проведены исследования лигатурного прутка $AlTi5B1$ производства KBM Affilips и HOESCH Metallurgie GmbH, результаты которых представлены в Приложении Б и показатели количественной оценки микроструктуры образцов прутковой лигатуры приведены в табл. 4.13.

Анализ проведенных металлографических исследований показал, что микроструктура прутковой лигатуры $AlTi5B1$ производства KBM имеет дисперсную структуру по включениям $TiAl_3$ со средним размером 9×6 мкм. Из проведенной количественной и качественной оценки микроструктуры следует, что лигатура $AlTi5B1$ производства KBM несколько не соответствует требованиям по показателю скоплений частиц TiB_2 .

Таблица 4.13 – Показатели количественной оценки микроструктуры образцов прутковой лигатуры

Виды частиц	Параметры частиц в лигатурном прутке AlTi5B1 KBM Affilips	Параметры частиц в лигатурном прутке Al-Ti5B1 HOESCH Metallurgie GmbH
TiAl₃:		
min, мкм	2,30	2,53
max, мкм	70,92	55,23
средний, мкм	7,61±0,25	9,75±0,30
Объемная доля частиц, %	8,03±1,04	8,10±1,22
TiB₂		
min, мкм	0,42	0,48
max, мкм	1,88	2,26
средний, мкм	0,87±0,02	0,81±0,01
Размер скоплений частиц TiB₂		
min, мкм	1,48	1,56
max, мкм	16,01	26,43
средний, мкм	2,82±0,22	4,40±0,45
Объемная доля включений фазы TiB ₂ , %	16,92	25,20

В технической спецификации на легирующие материалы, применяемые для производства слитков фольгового и литографического качества, суммарная протяженность скоплений TiB₂ размером более 10 мкм должна быть не более 50 мкм, а в анализируемой лигатуре AlTi5B1 протяженность скоплений TiB₂ на 11 мкм превышает требования и составляет 61 мкм. В микроструктуре лигатурного прутка наблюдается направленность расположения включений TiAl₃ в образце продольного сечения, а также строчечное расположение частиц TiB₂.

Анализ проведенных металлографических исследований показал, что микроструктура прутковой лигатуры AlTi5B1 производства HOESH имеет дисперсную структуру по включениям TiAl₃ со средним размером 12×7 мкм. В поперечном сечении лигатуры обнаружено два агломерата частиц TiAl₃ размера-

ми 309×240 и 264×163 мкм. Лигатурный пруток имеет большое количество пор со средним размером 3,7 мкм, как в продольном, так и в поперечном сечении.

Из проведенной количественной и качественной оценки микроструктуры следует, что лигатура AlTi5B1 производства HOESH не соответствует требованиям по показателю скоплений частиц TiB₂. В технической спецификации на легирующие материалы, применяемые для производства слитков фольгового и литографического качества, суммарная протяженность скоплений TiB₂ размером более 10 мкм должна быть не более 50 мкм, в анализируемой лигатуре AlTi5B1 протяженность скоплений TiB₂ более, чем в 4 раза превышает требования и составляет 228 мкм. В микроструктуре лигатурного прутка наблюдается направленность расположения включений TiAl₃ в образце продольного сечения, а также строчечное расположение частиц TiB₂.

Таким образом, лигатура AlTi5B1 производства KBM по результатам проведенных исследований является более качественной, чем лигатура AlTi5B1 производства HOESH.

4.6 Выводы

1. Разработана методика по определению эффективности модифицирующей лигатуры в технологическом цикле производства плоских слитков из алюминиевых сплавов, позволяющая исключить операцию резки для отбора макротемплетов.

2. Модифицирование прутковой лигатурой AlTi5B1 на всех стадиях технологии изготовления плоских слитков повышает однородность зёрненного строения и значительно уменьшает размер кристаллов.

3. При металлографическом анализе сплавов выявлено, что модифицирование не влияет на размер дендритных ячеек, меняет только их форму и однородность распределения.

4. Использование модифицирующей лигатуры AlTi5B1 препятствует образованию веерной структуры в слитках и оказывает более сильное модифицирующее действие по сравнению с лигатурой AlTi5B0,2.

5. Испытания на разрыв литых образцов из сплава 1050 позволили установить, что значения временного сопротивления разрыву исследуемого металла в среднем составляет 75,8 МПа, а относительного удлинения 38,4 %, что позволяет применять для обработки большие степени деформации без промежуточных отжигов.

6. Влияния Fir-Tree структуры на прочностные и пластические свойства литых полуфабрикатов практически не обнаружено. При этом практически нет разницы, сравнивались ли данные для горячего литника и донника, а также холодного литника и донника.

7. С увеличением количества модификатора повышаются пластические свойства слитков, при этом прочностные свойства остаются на том же уровне, что позволяет сделать вывод о положительном влиянии количества модификатора на свойства литых и деформированных образцов из исследуемых сплавов.

8. В результате компьютерного моделирования установлено, что наиболее благоприятное распределение интерметаллидов по сечению литейного желоба наблюдается при введении в расплав лигатурного прутка марки AlTi5B1, а для гомогенного распределения интерметаллидов в расплаве рекомендуется подача лигатурного прутка одновременно в 4 колодца на выходе из фильтра Mitsui.

ГЛАВА 5 НОВЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1XXX СЕРИИ

На основе проведенных теоретических и экспериментальных исследований в настоящей работе было установлено влияние теплофизических параметров плавки, литья и кристаллизации на образования дефектов макроструктуры плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии. Это послужило основой при разработке комплекса новых технических и технологических решений для различных видов прессования с управляемыми тепловыми условиями процесса, обеспечивающих повышение качества плоских слитков из алюминиевого сплава 1XXX серии для фольгопрокатного производства.

В настоящей главе показаны результаты промышленной апробации новых технических решений при производстве плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии, гарантирующих отсутствие дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры, что подтверждается Актом внедрения, представленного в Приложении В настоящей работы. Также представлены новые технические решения, направленные на повышение эффективности алюминиевого производства, новизна которых защищена патентами. Основное содержание главы опубликовано в работах [32, 34, 35, 72, 73, 77-80].

5.1 Разработка и внедрение технологии производства плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства, исключая образование дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «Fir-Tree» структуры

В результате анализа проведенных теоретических и экспериментальных исследований разработан и внедрен технологический регламент по производству плоских слитков 1XXX серии для ОАО «РУСАЛ Саяногорск», позволяю-

щий исключить образование плавающих кристаллов, веерной и елочной (fir-tree) структуры.

1. Назначение и область применения:

1.1 Настоящий регламент определяет технологические параметры литья при производстве плоских слитков из алюминия и алюминиевых сплавов с применением литейной оснастки производства фирмы «Wagstaff».

1.2 Настоящий технологический регламент распространяется на технологию производства плоских слитков из алюминия и алюминиевых сплавов, производимых методом полунеперывного литья в литейном отделении № 1 ОАО «РУСАЛ Саяногорск», в соответствии с требованиями ТИ 501.02.02 «Технология производства плоских слитков».

1.3 Требования настоящего регламента обязательны к применению персоналом литейного отделения № 1 ОАО «РУСАЛ Саяногорск», выполняющим операции процесса производства плоских слитков сплавов 1XXX серии на ЛА № 2 (Wagstaff).

2. Нормируемые технологические параметры:

2.1 Настоящий регламент нормирует технологические параметры литья плоских слитков из сплавов 1XXX серии с использованием литейной оснастки «Wagstaff» сечением 560x1230мм (таблица 5.1).

Таблица 5.1 – Параметры литья плоских слитков сечением 560x1230 мм из сплавов серии 1XXX с использованием литейной оснастки «Wagstaff»

Температура металла, °С				Скорость литья при длине слитка		Расход воды при длине слитка		Уровень металла в кристаллизаторе при длине слитка
SNIF	МТФ	Раздат. желоб	длина, мм	скорость, мм/мин.	длина, мм	расход, м ³ /час	длина, мм	уровень, мм
740	750	700-710	пуск	43	пуск	70	пуск	50
			125	43	90	70	125	74
			400	65	361	210	187	76
			-	-	-	-	460	50

2.2 При производстве плоских слитков из сплавов 1XXX серии в соответствии с настоящим регламентом следует контролировать следующие параметры:

- содержание Ti в миксере 0,01 %;
- температура металла в миксере 740+/-5 °С;
- температура металла в распределительном лотке 700-710 °С;
- расход лигатуры AlTiB 2 кг/т;
- скорость литья 60-65 мм/мин;
- уровень металла в кристаллизаторе 50 мм;
- расход воды на 7-10 % выше обычного расхода;
- температура воды 15-25 °С;
- после замены металлофильтра «Mitsui» и его последующем заполнении сплавами 1XXX серии подавать лигатурный пруток AlTi5B1 во входной и выходной порталы металлофильтра, поровну из расчета 2 кг/т.

В соответствии с разработанным технологическим регламентом была произведена отливка опытной партии плоских слитков из сплава 1200 в литейном отделении завода «РУСАЛ Саяногорск» на ЛА №2 (Wagstaff). Было проведено 2 плавки (078738, 067571) в результате которых получено 8 слитков. В ходе одной плавки одновременно отливалось четыре слитка сечением 560×1230 мм.

Химический состав сплава 1200 представлен в табл. 5.2

Таблица 5.2 – Химический состав сплава 1200, %

Сплав, марка	Химические элементы, %												Прочие	
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Li	Na	Sn	Pb+Cd	Каждый	Al
min	-	0,50	-	-	-	-	-	0,015	-	-	-	-	-	99,10
max	0,13	0,60	0,03	0,03	0,0030	0,02	0,05	0,05	0,0001	0,0008	0,002	0,0100	0,02	99,36
Целевые значения	-	-	-	-	-	-	-	0,040	-	-	-	-	-	-
Газосодержание – Не более 0,20 см ³ /100 г Al														

При подготовке литейной машины к литью было проверено состояние регулирующего водяного клапана и системы смазки кристаллизатора, произведена проверка правильности установки термоформованных распределителей металла. Для чистки металлотракта при подготовке к литью использовали промышленный пылесос марки «Вортекс-300 с».

При приготовлении расплава производили подшихтовку Ti таблетками Ti80F до 0,01 %. При приготовлении расплава руководствовались целевым значением по содержанию: натрия – 0,0005 % max (при приготовлении расплава в миксере 0,0010-0,0015 %); кремния – 0,12-0,13 %; железа – 0,55-0,60 %.

В процессе литья производилась подача прутковой лигатуры AlTi5B1 производства KBM AFFILIPS B.V. (Нидерланды) – два прутка во входной портал и два в выходной портал установки «Mitsui» из расчета 2 кг/т в сумме.

При приготовлении расплава в миксере производили обработку расплава флюсом. При приготовлении и обработке расплава в миксере применялся флюсовый препарат «Ri Flux» (табл. 5.3) производства ООО «Стройбис». Флюсовый препарат загружался равномерно на поверхность расплава миксера, исходя из нормы расхода 1 кг/т.

Таблица 5.3 – Химический состав флюсовых препаратов

Основа	Примеси	H ₂ O
KMgCl ₃ , K ₂ MgCl ₄ , K ₃ Mg ₂ Cl ₇	CaCl ₂ , NaCl, MgO	
%	%	%
98,3	1,7	0,60

Отливка слитков осуществлялась на литейном агрегате Wagstaff с кристаллизатором Epsilon. Литье осуществлялась с применением термоформованных распределителей металла (13 дюймов с глухим дном, имеющих по 3 отверстия в боковых стенах). Целевые технологические параметры литья представлены в таблице 5.4. При этом для выхода на температуру в распределительном лотке 700-710 °С, температура металла в металлофильтре устанавливалась равной 750 °С, в SNIF – 740 °С.

Таблица 5.4 – Технологические параметры литья

Температура металла		Скорость литья		Расход воды		Уровень металла в кристаллизаторе	
в миксере	в распр. желобе						
°С	°С	длина, мм	скорость, мм/мин	длина, мм	расход, м ³ /час	длина, мм	уровень, мм
740 +5	690+5	пуск	43	пуск	70	пуск	50
	695+5	125	43	90	70	125	74
	700+5	400	65	361	210	187	76
	705+/-5					460	50

Модифицирование производилось прутковой лигатурой KBM AlTi5B1 с подачей в два «ручья» (в металлтракт до входного портала и после выходного портала РТФ). Подачи лигатуры в расплав для обеих плавки составила 2 кг/т. В процессе литья производили периодический замер температуры. Достижение в раздаточном лотке температуры 700÷710 °С в начальной стадии процесса литья фиксировали в карте плавки с указанием длины литья.

Результаты измерения температуры в зависимости от места измерения и длины литья представлены в таблице 5.5.

Таблица 5.5 – Результаты измерения температуры расплава в разных местах металлотракта относительно длины слитка

Температура, °С	Длина слитка (начало и конец замера), мм						
	500-900	1008-1250	1500-1700	2030-2290	3000-3200	3900-4100	4900-5100
1	2	3	4	5	6	7	8
в миксере (стац.)	747	747	748	748	749	750	751
после миксера	750	754	757	755	750	750	748
перед SNIF	740	745	749	745	742	741	741
после SNIF	730	737	742	741	741	741	741
до МТФ	727	730	738	735	736	737	735
после МТФ	720	730	734	734	736	738	733

Продолжение таблицы 5.5

после ПКФ	709	716	716	720	722	725	727
температура горячего слитка	701	703	705	708	711	714	716
температура холодного слитка	696	698	700	702	707	709	711

Химический состав сплава по результатам анализа соответствовал требованиям спецификации. Ликвации компонентов по сечению слитка не выявлены. Содержание водорода находится в пределах требований спецификации, на уровне не более 0,20 см³/100г Al. Отбор проб для определения содержания водорода в расплаве производили по два раза с каждой плавки на длине 2-3 м. Результаты контроля химического состава представлены в таблице 5.6.

Таблица 5.6 – Контроль химического состава сплава по длине слитка

№ плавки	№ пробы	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Na	Li	Pb	Sn	Cd
078738	0787380 1	0.1160	0.5750	0.0013	0.0034	0.0015	0.0018	0.0076	0.0189	0.00010	0.00001	0.0005	0.0003	0.0001
	0787380 2	0.1160	0.5720	0.0013	0.0034	0.0015	0.0018	0.0077	0.0188	0.00010	0.00001	0.0005	0.0004	0.0001
067571	0675710 1	0.1200	0.6000	0.0054	0.0031	0.0017	0.0018	0.0077	0.0181	0.00010	0.00001	0.0005	0.0004	0.0001
	0675710 2	0.1170	0.5880	0.0054	0.0031	0.0016	0.0018	0.0076	0.0196	0.00010	0.00001	0.0005	0.0004	0.0001

С целью оценки загрязненности расплава неметаллическими включениями производили отбор проб по методу PoDFA-f. Результаты металлографического анализа чистоты металла методом PoDFA-f представлены в таблице 5.7.

Таблица 5.7 – Результаты металлографического анализа чистоты металла по методу PoDFA-f

Параметры		Характеристики			
1		2		3	
Длина отливки		3950		2750	
Сплав		1200			
Масса отфильтрованного металла, кг		0,85		0,85	
Общая характеристика чистоты металла:					
Общее содержание включений, мм ² /кг		0.0153		0.0163	
Общее содержание включений размером > 3 мкм, мм²/кг					
SONIM		0.0012	7.84313	0.0045	27.60736
Содержание оксидных плен, шт/кг		3.53		0	
Характеристика оксидных плен:					
Длина (короткие, средние, длинные)		-			
Толщина (тонкие, средние, толстые)		-			
1		2		3	
Типы включений, мм ² /кг		мм ² /кг	%	мм ² /кг	%
TiB ₂		0,014	91,50	0,0117	71,78
Al ₄ C ₃ < 3 мкм		0	0	0	0
Al ₄ C ₃ > 3 мкм		0	0	0,0008	4,908
Потенциальные хлориды/газовая микропористость		0,0001	0,654	0,0001	0,613
Другие: шлак и т.д.		0,0012	7,84	0,0037	22,699
Комментарии:					
Метод, оптическое увеличение		GRID, x200		GRID, x200	
Длина хорды		13.2		13.1	
Состояние фильтра		хороший		хороший	
Общее количество площадей, занятых включениями		21,6		22,9	

Содержание неметаллических включений не превышало требований, указанных в спецификации. Параметры геометрии слитков, полученных в ходе работы, соответствовало допускам, принятым для оценки геометрии плоских слитков. Из каждого темплета было вырезано по три заготовки для определения

механических свойств, технологичности при прокатке, а также оценки макро- и микроструктуры по сечению слитка, степени ликвации легирующих элементов. В ЦЗЛ был проведен анализ макроструктуры темплетов от каждого слитка, результаты анализа представлены в таблице 5.8

Таблица 5.8 – Результаты анализа макроструктуры темплетов в ЦЗЛ

Место отбора	Размер зерна, мкм	Ширина кромочной зоны, мм	Fir-Tree	Плавающие кристаллы			Примечание
				кол-во, шт.	диаметр, мм	класс	
гор. литник	100-200	4-5	-	0	-	1	в ЗЛ размер зерна 320мкм
гор. донник	100-200	4-6	-	0	-	1	в ЗЛ размер зерна 320мкм
хол. литник	100-200	5-6	-	0	-	1	в ЗЛ размер зерна 220-280мкм
хол. донник	100-200	5-6	-	0	-	1	в ЗЛ размер зерна 220-280мкм
гор. литник	100-200	4-6	-	0	-	1	в ЗЛ размер зерна 300мкм
гор. донник	100-200	5-6	-	0	-	1	в ЗЛ размер зерна 320мкм
хол. литник	100-200	5-6	-	0	-	1	в ЗЛ размер зерна 300мкм
хол. донник	100-200	5-7	-	0	-	1	в ЗЛ размер зерна 280мкм

Структура зерна во всех образцах была шаровидная.

Таким образом, исследование показателей качества слитков из сплава 1200 в опытной партии, отлитой по разработанной нами технологии в литейном отделении завода «РУСАЛ Саяногорск» на ЛА №2 (Wagstaff) в соответствии с разработанным регламентом, показало отсутствие каких либо дефектов в виде образования плавающих кристаллов, веерной и елочной (fir-tree) структуры.

5.2 Новые технические решения в области производства слитков из алюминиевых сплавов

При исследовании модифицирующей способности лигатур, используемых в производстве алюминиевых сплавов в промышленных условиях очень важно оперативно получать достоверную информацию о результатах процесса модифицирования. Для этого было разработано новое техническое устройство [78] – установка для исследования модифицирующей способности лигатур, которое в отличие от известных аналогов [64, 77] обладает существенными признаками и технической новизной. Для повышения точности при исследовании и анализе модифицирующей способности лигатур разработанная установка для исследования модифицирующей способности лигатур, содержит кристаллизационную ванну со штуцерами для подвода и отвода воды; устройство для размещения пробоотборника с возможностью перемещения относительно вертикальной оси и устройство для его нагрева. Так же установка дополнительно содержит контейнер с направляющими выступами на внутренней его поверхности, который расположен соосно над кристаллизационной ванной, при этом контейнер закрыт сверху и снизу раздвижными крышками. В установку входит плита с направляющими пазами и с отверстием для пробоотборника, при этом плита закреплена с помощью троса, перекинутого через шкив и соединенного с устройством для вертикального перемещения плиты относительно контейнера. Кроме того, установка дополнительно содержит блок управления устройства для нагрева контейнера, а плита снабжена датчиками температуры, подключенными к блоку управления устройства для нагрева контейнера. В плите выполнено два и более отверстий для установки пробоотборников, а на штуцерах для подвода и отвода воды установлены регулировочные вентили и датчики контроля температуры воды, соединенные с контрольно-измерительным прибором (КИП). На штуцере для подвода воды смонтирован расходомер, при этом шту-

цера для отвода воды установлены рядом с каждым отверстием для установки пробоотборника.

Конструктивные особенности созданной установки позволяют повысить точность при исследовании и анализе модифицирующей способности лигатур за счет того, что:

- контейнер с направляющими выступами на внутренней его поверхности, расположенный соосно над кристаллизационной ванной и закрытый сверху и снизу раздвижными крышками, что позволяет поддерживать требуемую температуру внутри контейнера;

- плита с направляющими пазами и отверстием для пробоотборника закреплена с помощью троса, который перекинут через шкив и соединён с устройством для вертикального перемещения плиты относительно контейнера. Это обеспечивает плавное без перекоса перемещение плиты с пробоотборником расплавленного сплава относительно контейнера по направляющим выступам и последующее погружение пробоотборника с расплавом в кристаллизационную ванну, то есть предусматривает возможность управления скоростью кристаллизации расплавленного сплава в пробоотборнике;

- наличие блока управления устройства для нагрева контейнера и снабжение плиты датчиками температуры, подключенными к блоку управления устройства для нагрева контейнера, что позволяет точно регулировать температуру нагрева расплавленного сплава перед кристаллизацией;

- наличие в плите двух и более отверстий для размещения пробоотборников позволит одновременно исследовать модифицирующую способность одновременно для нескольких проб при одинаковых условиях во время кристаллизации, что позволит повысить производительность исследований;

- подключение на входном и выходном штуцерах датчиков контроля температуры воды. Установка на входном штуцере для подачи воды последовательно смонтированного расходомера и регулировочного вентиля, что обеспечит управление и контроль над скоростью охлаждения во время кристаллизации расплавленного сплава в пробоотборнике.

На рис. 5.1 показан общий вид установки, на рис. 5.2 – разрез А-А.

Установка для исследования модифицирующей способности лигатур содержит кристаллизационную ванну 1, включающую штуцера для подвода 2 и отвода 3 воды, на каждом из которых установлен регулировочный вентиль 4; пробоотборники 5; устройство для нагрева 6 с нагревательными элементами 7; контейнер 8 с направляющими выступами 9 на внутренней поверхности контейнера 8, который расположен соосно над кристаллизационной ванной 1 и закрытый сверху и снизу раздвижными крышками 10 и 11; плиту 12 с направляющими пазами 13 и с отверстиями 14 для размещения пробоотборников 5, при этом плита 12 закреплена с помощью троса 15, перекинутого через шкив 16 и соединенного с устройством 17 для вертикального перемещения плиты 12 относительно контейнера 8. Плита 12 снабжена датчиками температуры 18, подключенными к блоку управления устройства 6 для нагрева контейнера 8.

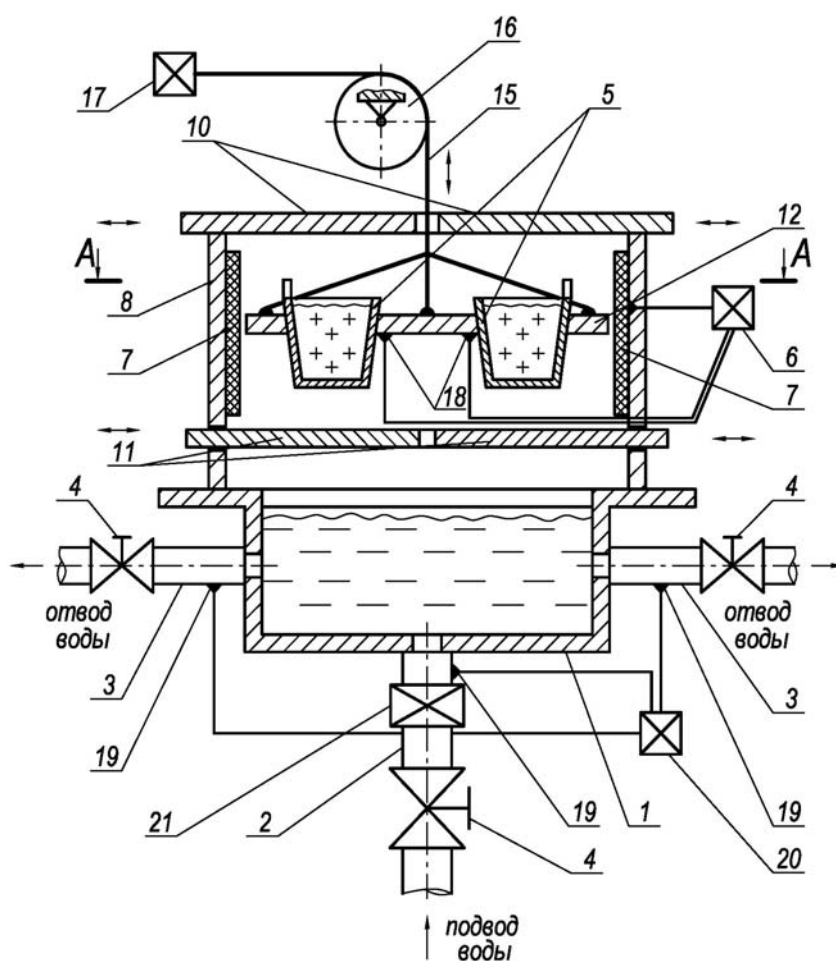


Рисунок 5.1 – Общий вид установки для исследования модифицирующей способности лигатур

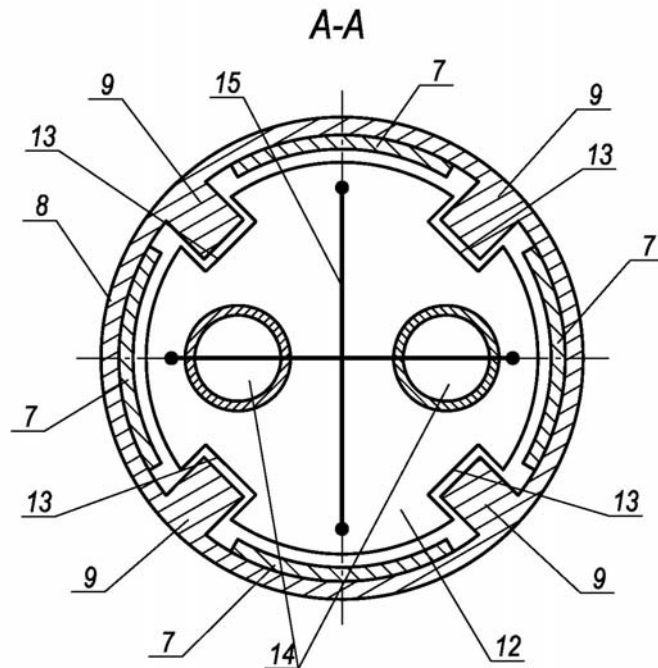


Рисунок 5.2 – Разрез А-А

На штуцерах для подвода 2 и отвода 3 воды установлены датчики контроля температуры воды 19, соединенные с КИП 20, а на штуцере для подвода 2 воды смонтирован расходомер 21, при этом штуцера для отвода 3 воды установлены рядом с каждым отверстием 14 для установки проотборников 5.

Установка работает следующим образом.

Непосредственно перед исследованиями открывают регулировочные вентиля 4 и начинают подачу воды в кристаллизационную ванну 1. С помощью расходомера 20 устанавливают требуемый расход воды, при котором вода не должна переливаться через края кристаллизационной ванны 1. Включают КИП 20 и регистрируют температуру входной и выходной воды. Далее включают устройство для нагрева контейнера и с помощью датчиками температуры 18 плиты 12 нагревают контейнер 8 до заданной температуры с помощью устройства для нагрева 6 с нагревательными элементами 7. При этом сверху и снизу раздвижные крышки 10 и 11 должны быть закрыты, а плита 12 должна находиться внутри контейнера 8. При достижении заданной температуры нагрева

контейнера 8 установка готова для проведения исследований. После отбора проб пробоотборники с расплавленным металлом помещают в отверстия 14, предварительно открыв верхнюю раздвижную крышку 10. Затем верхнюю крышку 10 закрывают и нагревают контейнер 8 вместе с плитой 12 до заданной температуры с помощью устройства для нагрева 6 с нагревательными элементами 7. Далее нагревательное устройство 6 отключают. После чего раскрывают нижнюю раздвижную крышку 11 и плиту 12 с пробоотборниками 5 опускают с помощью устройства 17 для вертикального перемещения плиты 12 относительно контейнера 8 до тех пор, пока плита 12 не опустится на кристаллизационную ванну 1. Затем раскрывают нижнюю раздвижную крышку 11. Изменение тепловых условий и режим охлаждения во время кристаллизации расплава определяют с помощью датчиков контроля температуры воды 19, КИП 20 и датчиков контроля температуры плиты 12. При достижении температуры плиты 12, равной комнатной, отключают воду, раскрывают верхнюю и нижнюю раздвижные крышки 10 и 11 и, и плиту 12 с пробоотборниками 5 вынимают из контейнера 8. Проотборники 5 вынимают из плиты 12, и из проотборников извлекают полученные слитки, которые используют для проведения металлографических исследований модифицирующей способности лигатур. Следует отметить, что плита 12 с направляющими пазами 13 при движении вниз и вверх двигается плавно и без перекоса с помощью троса 15, перекинутого через шкив 16 и соединенного с устройством 17 для вертикального перемещения плиты 12 относительно контейнера 8 по направляющим выступам 9.

Созданная установка для исследования модифицирующей способности лигатур использовалась во время проведения исследований в настоящей работе и зарекомендовала себя только с положительной стороны.

Для изготовления лигатурного прутка для модифицирования алюминиевых сплавов с учетом известных конструкций и технологий [81, 82, 85-88] разработано устройство для непрерывного литья и прессования методом конформ [79, 80]. Устройство включает печь-миксер с питателем и дозатором, кристаллизатор, выполненный в виде диска с возможностью вращения в горизонталь-

ной плоскости. Кристаллизатор снабжен коллектором для хладагента, который охватывает боковые поверхности кристаллизатора и кольцевую канавку на верхней части диска. Кольцевая канавка сопряжена с неподвижным дугообразным сегментом, с матрицей и с выступом, перекрывающим поперечное сечение кольцевой канавки и в верхней части коллектор для хладагента. Каждый коллектор снабжен патрубками для подвода и отвода хладагента. Дополнительно коллекторы снаружи герметично закрыты кожухами, при этом коллектор кристаллизатора имеет три независимые герметичные секции, снабженные индивидуальными патрубками для подвода и отвода хладагента. Индивидуальные патрубки расположены последовательно: в зоне кристаллизации деформируемого металла между дозатором и неподвижным дугообразным сегментом; по длине неподвижного дугообразного сегмента, в зоне охлаждения кристаллизатора, между неподвижным дугообразным сегментом и дозатором. Кроме того, на наружной поверхности неподвижного дугообразного сегмента на выходе из канала матрицы профиля соосно по отношению к матрице расположен полый цилиндр, выступающий над поверхностью кожуха коллектора неподвижного дугообразного сегмента. Цилиндр охватывает всю наружную поверхность неподвижного дугообразного сегмента, снабжен патрубками для подвода хладагента в области нижней части выступа, который перекрывает поперечное сечение кольцевой канавки и патрубками для отвода хладагента в верхней части неподвижного дугообразного сегмента со стороны подачи деформируемого металла.

На рис. 5.3 показан вид сверху разработанного устройства, а на рис. 5.4 – разрез А-А.

Устройство для непрерывного литья и прессования методом конформ включает дозатор 1 (печь-миксер с питателем не показаны на чертеже), кристаллизатор 2, выполненный в виде диска с возможностью вращения в горизонтальной плоскости. Кристаллизатор имеет кольцевую канавку 3 на верхней части диска, которая сопряжена с неподвижным дугообразным сегментом (баш-

маком) 4, с матрицей 5 и с выступом 6, перекрывающим поперечное сечение кольцевой канавки 3.

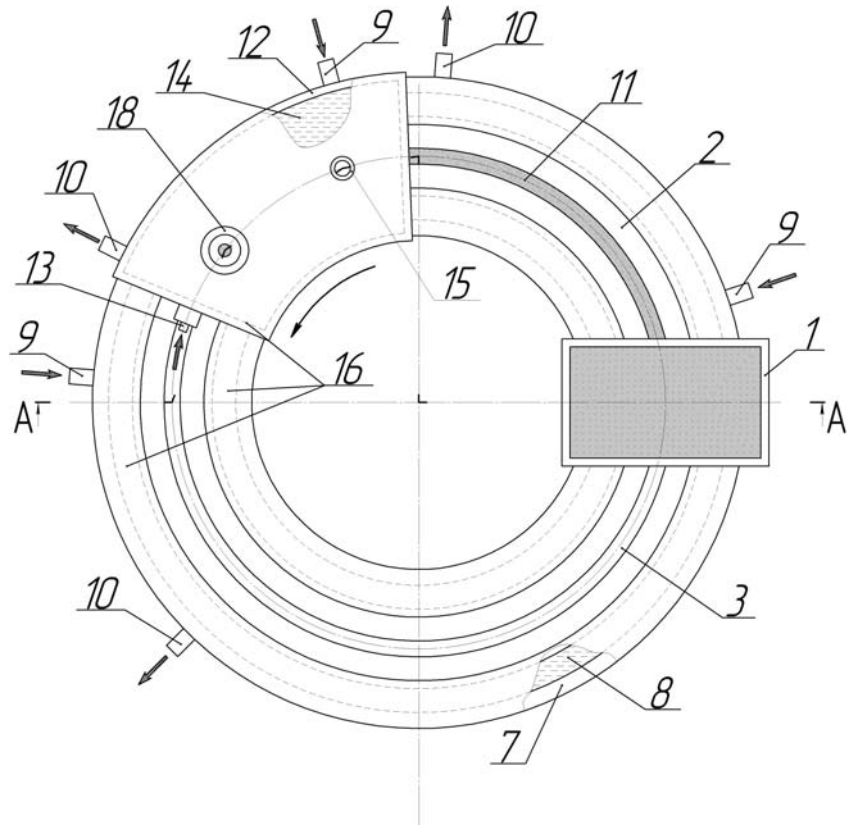


Рисунок 5.3 – Вид сверху устройства для непрерывного литья и прессования лигатурного прутка для модифицирования алюминиевых сплавов методом конформ

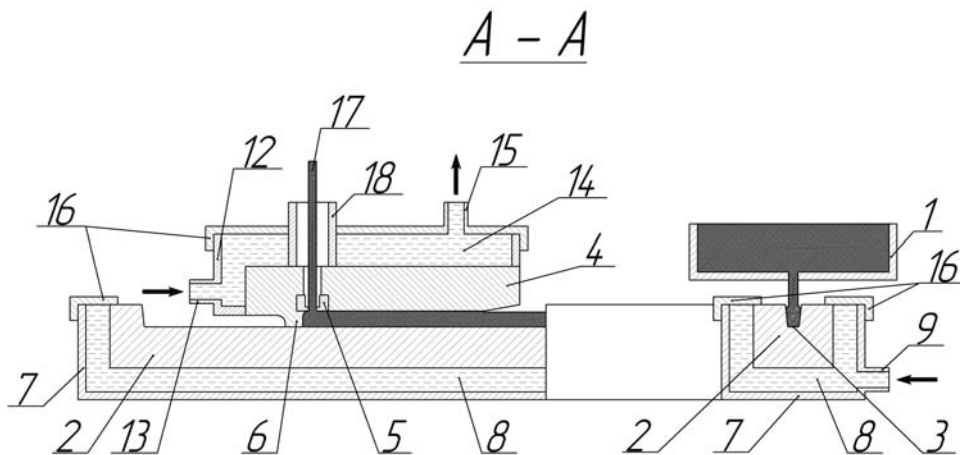


Рисунок 5.4 – разрез А-А.

Кристаллизатор 2 снабжен коллектором 7 для хладагента 8, охватывающим его боковые поверхности и имеет, как минимум три независимые герме-

тичные секции, снабженные индивидуальными патрубками для подвода 9 и отвода 10 хладагента 8 и расположенными последовательно: в зоне кристаллизации деформируемого металла 11 между дозатором 1 и башмаком 4; по длине башмака 4 и в зоне охлаждения кристаллизатора 2 между башмаком 4 и дозатором 1. Вся наружная поверхность башмака 4 с выступом 6, перекрывающим поперечное сечение кольцевой канавки 3, снабжена коллектором 12 с патрубками для подвода 13 хладагента 14 в области нижней части выступа 6 и для отвода 15 хладагента 14 в верхней части башмака 4 со стороны подачи деформируемого металла 11. Все коллекторы 7 и 12 снаружи герметично закрыты кожухами 16. На выходе из канала матрицы 5 изготавливаемого прутка 17 соосно по отношению к матрице 5 расположен полый цилиндр 18, выступающий над поверхностью кожуха 16 коллектора 12 башмака 4.

Во время работы предлагаемого устройства приводится во вращение кристаллизатор 2 и подается хладагент 8 и 12 в коллекторы 7 и 12 по патрубкам подвода 9 и 13 хладагента 8 и 12 с последующим его отводом через патрубки 10 и 15. Расплавленный металл из печи-миксера с питателем (на чертеже не показаны) поступает в дозатор 1, далее заливается в кольцевую канавку 3 кристаллизатора 2. При этом скорость заливки расплавленного металла в кольцевую канавку 3 для рационального ее заполнения находится в строгом соответствии с частотой вращения кристаллизатора 2. За время движения до башмака 4 расплавленный металл 11 охлаждается, кристаллизуется и принимает форму поперечного сечения канавки 3 и достигает башмака 4, где под действием активных сил контактного трения между стенками кольцевой канавки 3 и деформируемым металлом 11 происходит его выдавливание в пруток 17 через рабочий канал матрицы 5. Во время выдавливания изготавливаемый пруток 17 сразу поступает из матрицы 5 в полый цилиндр 18, где покрывается флюсом, которым наполнен полый цилиндр 18. Таким образом, в заявляемом устройстве реализуется непрерывный процесс литья и прессования методом конформ с принудительным охлаждением инструмента и изготовление прутка с защитным слоем на ее поверхности и без окисной пленки.

5.3 Выводы

1. На основе теоретических и экспериментальных исследований разработан технологический регламент по производству плоских слитков 1XXX серии для ОАО «РУСАЛ Саяногорск», позволяющий исключить образование плавающих кристаллов, веерной и елочной (fir-tree) структуры.

2. Разработан комплекс новых технических и технологических решений, включающий:

– установка для исследования модифицирующей способности лигатур. (заявка на патент на полезную модель № 2015151286 от 30.11.2015 г., Российская Федерация, МПК F27B17/02, G01N33/20);

– устройство для непрерывного литья и прессования методом конформ (патент на полезную модель № 155319 U1 Российская Федерация, МПК B22D 11/06);

– устройство для непрерывного литья и прессования цветных металлов и сплавов методом конформ (патент на полезную модель № 156614 U1 Российская Федерация, МПК B22D 11/06).

3. На основе экспериментальных и теоретических исследований разработан научно-обоснованный комплекс новых технических и технологических решений в области управления тепловыми условиями дискретного, полунепрерывного и непрерывного процессов прессования металлов, а также новых процессов совмещенной обработки цветных металлов и сплавов, обеспечивающий повышение эффективности литья плоских слитков из алюминиевых сплавов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. На основе теоретических и экспериментальных исследований разработан технологический регламент на производство плоских слитков серии 1XXX.

2. Металлографическими исследованиями с учетом диаграмм Al-Fe, Al-Si, Al-Fe-Si показано появления дефектов в виде ПКС, ВС и FTS при кристаллизации слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX связана с условиями образования метастабильных Al_6Fe , Al_mFe и стабильной Al_3Fe фаз.

3. На основе обобщения экспериментального материала рассмотрен механизм и установлены следующие закономерности для возникновения дефекта FTS:

– при соотношения концентраций содержания железа и кремния $1,5 < Fe/Si < 3,5$;

– при скорости охлаждения во время кристаллизации менее $0,5^\circ C/сек$ образуется дефект FTS на основе фаз Al_3Fe и Al_6Fe ;

– при скорости охлаждения во время кристаллизации более $15 \div 20^\circ C/сек$ формируется дефект FTS, состоящий из фаз Al_6Fe и Al_mFe ;

– примеси с концентрацией более: Ni – $50 \div 70$ ppm; Mg – $50 \div 70$ ppm; V – 250 ppm; Ca – 5 ppm; Cr – $50 \div 70$ ppm (где 1 ppm = 0,0001 %); TiB_2 – 0,03 %.

3. Показано, что зона с ПКС не имеет существенных отличий от характерной микроструктуры слитков, и образование ПКС не связано с интерметаллидами, присутствующими в модифицирующем лигатурном прутке.

4. Научно обоснованы температурно-скоростные режимы литья плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX, гарантирующих отсутствие дефектов в виде ПКС, ВС, FTS.

5. Разработана методика по определению эффективности модифицирующей лигатуры в технологическом цикле производства плоских слитков из алюминиевых сплавов, позволяющих исключить операцию резки слитков для отбора макротемплетов.

6. На основе компьютерного моделирования установлено, что наиболее благоприятное распределение интерметаллидов по сечению литейного желоба наблюдается при введении в расплав лигатурного прутка марки AlTi5B1, а для гомогенного распределения интерметаллидов в расплаве рекомендуется подача лигатурного прутка одновременно в 4 колодца на выходе из фильтра Mitsui. (Приложение А).

7. Разработан комплекс новых технических решений, включающий:

– установка для исследования модифицирующей способности лигатур (Заявка на патент на полезную модель № 2015151286 от 30.11.2015 г., Российская Федерация, МПК F27B17/02, G01N33/20);

– устройство для непрерывного литья и прессования методом конформ (патент на полезную модель № 155319 U1 Российская Федерация, МПК B22D 11/06);

– устройство для непрерывного литья и прессования цветных металлов и сплавов методом конформ (патент на полезную модель № 156614 U1 Российская Федерация, МПК B22D 11/06).

8. Разработанные технологические и технические решения внедрены в производство и позволили произвести товарную продукцию в виде плоских слитков различного сечения по заказу компаний Constellium и Novelis Korea без дефектов веерной, елочной структуры и плавающих кристаллов с годовым экономическим эффектом 584 тыс. руб. в 2015 году. Ожидаемый годовой экономический эффект в 2016 году составит 1,1 млн. рублей (Приложение В).

9. Результаты исследований внедрены в учебный процесс и используются при обучении магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» и магистерской программе 22.04.02.07 «Теория и технология литейного производства цветных металлов и сплавов» и аспирантов по специальности 05.16.04 «Литейное производство (Приложение Г).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Приказ Минпромторга России от 05.05.2014 N 839 «Об утверждении Стратегии развития черной металлургии России на 2014 - 2020 годы и на перспективу до 2030 года и Стратегии развития цветной металлургии России на 2014 - 2020 годы и на перспективу до 2030 года» [Электронный ресурс] // Консультант Плюс: справочно-правовая система. – Режим доступа: https://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_165502/ (дата обращения: 05.12.2015).
2. Черняк, С. Н. Бесслитковая прокатка алюминиевой ленты / С. Н. Черняк, П. А. Коваленко, В. Н. Симонов. – М. : Металлургия, 1976. – 136 с.
3. Алюминиевые сплавы: плавка и литье алюминиевых сплавов / М. Б. Альтман, А. Д. Андреев, Н. Н. Белоусов [и др.] : отв. ред. В.И. Добаткин. – М. : Металлургия, 1970. – 416 с.
4. Плавка и литье алюминиевых сплавов: справ. изд. / М.Б. Альтман, А. Д. Андреев, Г. А. Балахонцев [и др.] : 2-е издание, перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1983. – 352 с.
5. Степанов, А. Н. Производства листа из расплава / А. Н. Степанов, Ю. В. Зильберг, А. А. Неуструев. – М. : Металлургия, 1978. – 167 с.
6. Slokyer, M. Yun. Twin roll casting of aluminium alloys / M. Yun. Slokyer, J. D. Hunt // *Materials Science and Engineering*. – A 280. – 2000. – P. 116–123.
7. Haga, T. Semi-Solid casting of aluminium alloy strip by melt drag twin roll caster / T. Haga // *Materials Processing Technology*. – 111. – 2001. – P. 64–68.
8. Haga, T. Vertical-type twin roll caster for aluminium alloy strips / T. Haga, R. Takahashi, M. Kawa, H. Watari. // *Materials Processing Technology*. – 140. – 2003. – P. 610–615.
9. Haga, T. Study on high-speed twin roll caster for aluminium alloys / T. Haga, S. Suzuki // *Materials Processing Technology*. – 143/144. – 2003. – P. 895–900.

10. Haga, T. Melt ejection twin roll caster for the strip casting of aluminium alloy / T. Haga, S. Suzuki. // *Materials Processing Technology*. – 137. – 2003. – P. 92–95.
11. Кисунько, В. З. Влияние структурных превращений в алюминиевых сплавах на их свойства / В. З. Кисунько, И. А. Новохацкий // *Литейное производство*. – 1986. – № 1. – С. 10–12.
12. Баранов, М. В. Технические и технологические разработки для литья алюминиевых полос, совмещенного с прокаткой / М. В. Баранов, В. Ю. Бажин // *Литейщик России*. – 2005. – № 1. – С. 37–39.
13. Шур, И. А. Перспективы развития бесслитковой прокатки алюминиевых сплавов / И. А. Шур // *Технология легких сплавов*. – №5–6. – 2001. – С. 38–41.
14. Бажин, В. Ю. Совершенствование агрегатов бесслитковой прокатки для получения фольговой заготовки / В. Ю. Бажин, М. В. Баранов // *Составляющие научно-технического прогресса : сб. мат. междунар. научно-практ. конф.: 22–23 апреля 2005 г.* – Тамбов, 2005. – С. 133–137.
15. Сметанин, А. Н. Освоение и развитие производства упаковочных материалов / А. Н. Сметанин, А. П. Гергерт, С. С. Саркисов // *Цветные металлы*. – 1999. – № 1. – С. 56–58.
16. Производство отливок из сплавов цветных металлов. / А.В. Курдюмов, В. Д. Белов, М. В. Пикунов [и др.] : под ред. В.Д. Белова. – 3-е изд. перераб. и доп. – М. : Изд. дом МИСиС, 2011. – 615 с.
17. Руководство Wagstaff по эксплуатации и техническому обслуживанию кристаллизаторов Epsilon™. – Wagstaff, Inc., 2003. – 260 с.
18. Таволжанский, С. А. Производство слитков из цветных металлов и сплавов: непрерывное литье слитков из цветных металлов и сплавов в подвижные кристаллизаторы : учебное пособие / С. А. Таволжанский. – М. : Изд. дом МИСиС, 2015. – 82 с.
19. Таволжанский, С. А. Производство слитков из цветных металлов и сплавов: непрерывное литье слитков из цветных металлов и сплавов в неподвижные

кристаллизаторы : учебное пособие / С. А. Таволжанский. – М. : Изд. дом МИСиС, 2013. – 76 с.

20. ГОСТ Р ИСО 9000–2015 Системы менеджмента качества. Основные положения и словарь. – М. : Стандартинформ, 2015. – 50 с.

21. Огвоздин, В. Ю. Управление качеством. Основы теории и практики : учебное пособие, 6-е издание / В. Ю. Огвоздин. – М. : Изд. «Дело и Сервис», 2009. – 304 с.

22. Ливанов, В. А. Непрерывное литье алюминиевых сплавов / В. А. Ливанов, Р. М. Габидуллин, В. С. Шипилов. – М. : Metallurgia, 1977. – 168 с.

23. Алюминиевые сплавы. Плавка и литье алюминиевых сплавов : справочник / Под ред. В. И. Добаткина. – М.: Metallurgia, 1983. – 351 с.

24. Непрерывное литье алюминиевых сплавов: справочник / В.И. Напалков, Г. В. Черепок, С. В. Махов, Ю. М. [и др.]. – М. : Интермет Инжиниринг, 2005. – 512 с.

25. Напалков, В. И. Легирование и модифицирование алюминия и магния / В. И. Напалков, С. В. Махов. – М. : МИСиС, 2002. – 376 с.

26. Aliravci, A. Metastable Al-Al_mFe phase and fir-tree zone formation DC-CAST Al-Fe-Si alloy ingots / A. Aliravci. // Department of Mining, Metals and Materials Engineering. – Montreal : McGill University, 2006. – 352 p.

27. Pettersen, T. Phase Transformation for Primary Particles in the Surface Regions of an AA1200 Alloy / T. Pettersen // Materials Science Forum. – 2007. – Vols. 539–543. – P. 311–316.

28. Beresina, A. L. Microstructure Formation in Binary Al-TM Alloys under Non-equilibrium Solidification / A. L. Beresina, E. A. Segida, G. V. Kurdyumov // Institute for Metal Physics. – Journal of Physics: Conference Series 144. – 2009. – P. 320–332.

29. Maggs, S. J. Intermetallic Phase Selection in Dilute Al-Fe-Si alloys / S. J. Maggs. – The University of Leeds, School of Materials, 1996. – 186 p.

30. Nadella, R. Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys / R. Nadella, D. G. Eskin, Q. Du, L. Katgerman // Progress in Materials Science. – 2008. – Volume 53. – P. 421–480.
31. Модули ПО ProCAST [Электронный ресурс] // «ПЛИМ Урал»-«Делкам-Урал»: сайт. – Режим доступа: http://www.delcam-ural.ru/cae/procast_3. (дата обращения: 06.02.2016)
32. Исследование процесса образования мелкозернистой структуры в плоских слитках из алюминиевых сплавов серии 5XXX [Электронный ресурс] / В.Ф. Фролов, С. В. Беляев, А. И. Безруких [и др.] // Цветные металлы и минералы : сб. докладов VII международного конгресса. – Красноярск, 2015. – С. 1099–1100. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM).
33. Применение математического моделирования для расчета распределения лигатурной составляющей в литейном желобе и при разработке технологии непрерывного литья плоских слитков [Электронный ресурс] / А. А. Ильин, В. Ф. Фролов, Я. А. Третьяков [и др.] // Цветные металлы и минералы : сб. докладов VII международного конгресса. – Красноярск, 2015. – С. 1101–1105. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM).
34. Влияние технологических факторов на образование дефектов макроструктуры в плоских слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX, 8XXX [Электронный ресурс] / В. Ф. Фролов, Т. А. Орелкина, Д. В. Гусев [и др.] // Цветные металлы и минералы : сб. докладов VII международного конгресса. – Красноярск, 2015. – С. 1159–1165. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM).
35. Исследование технологичности обработки и свойств металла сплавов алюминия серии 1XXX [Электронный ресурс] / И. В. Костин, Н. Н. Довженко, С. В. Беляев [и др.] // Цветные металлы и минералы : сб. докладов VII международного конгресса. – Красноярск, 2015. – С. 1254–1255. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM).
36. Математическое моделирование плоской линейной индукционной машины с увеличенным рабочим зазором / Е. А. Головенко, М. В. Первухин,

В. Ф. Фролов [и др.] // Вестник Воронежского государственного технического университета. – вып. 8. – 2010. – С. 21–25.

37. Авдулов, А. А. Электромагнитный модификатор структуры слитка в роторной литейной машине / А. А. Авдулов, В. Н. Тимофеев, С. А. Бояков, В. Ф. Фролов // Цветные металлы и минералы 2014 : сб. тезисов докладов шестого международного конгресса. – Красноярск: Версо, 2014. – С. 1003–1009.

38. Первухин, М. В. Современные электротехнологии для производства высококачественных алюминиевых сплавов: монография / М. В. Первухин, В. Н. Тимофеев. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2015. – 155 с.

39. Рудской, А. И. Теория и технология прокатного производства / А. И. Рудской, В. А. Лунев. – СПб. : Наука, 2008. – 527 с.

40. Целиков, А. И. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. – М. : Metallurgia, 1980. – 320 с.

41. Колпашников, А. И. Прокатка листов из легких сплавов / А. И. Колпашников. – М. : Metallurgia, 1979. – 264 с.

42. Прокатка толстых листов / П. И. Полухин, В. М. Клименко, В. П. Полухин [и др.]. – М. : Metallurgia, 1984. – 288 с.

43. Золоторевский, В. С. Механические свойства металлов / В. С. Золоторевский. – М. : Metallurgia, 1983. – 350 с.

44. Богатов, А. А. Механические свойства и модели разрушения металлов / А. А. Богатов. – Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. – 329 с.

45. Алюминий: свойства и физическое металловедение : справ. изд.; [пер. с англ.] / под ред. Дж. Е. Хэтча. – М. : Metallurgia, 1989. – 422 с.

46. Гилевич, Ф. С. Теория и технология прокатки / Ф. С. Гилевич, С. Б. Сидельников, Р. И. Галиев. – Красноярск : ГУЦМиЗ, 2005. – 148 с.

47. Металловедение алюминия и его сплавов / А. И. Беляев, О. С. Бочвар, Н. Н. Буйнов [и др.]. – М. : Metallurgia, 1983. – 280 с.

48. Третьяков, В. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке металлов давлением / В. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Metallurgia, 1973. – 350 с.

49. Третьяков, А. В. Прокатка тончайшей ленты / А. В. Третьяков. – М. : Металлургиздат, 1957. – 98 с.
50. Механические свойства алюминиевых сплавов : монография / Н. А. Грищенко, С. Б. Сидельников, И. Ю. Губанов [и др.]. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2012. – 196 с.
51. EN 573-3:2013 Aluminium and aluminium alloys – Chemical composition and form of wrought products – Part 3: Chemical composition and form of products. – CEN, 2013. – 32 p.
52. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова [и др.]. – М. : Metallurgia, 1986. – 442 с.
53. Шухардин, С. В. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди / С. В. Шухардин. – М. : Наука, 1979. – 368 с.
54. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Н. П. Лякишев. – М. : Машиностроение, 1996. – 452 с.
55. Мондольфо, Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: [пер. с англ.] / Л. Ф. Мондольфо. – М. : Metallurgia, 1979. – 640 с.
56. Metallovedenie: учебник в 2 т. Т. 1. Основы металловедения / И. И. Новиков, В. С. Золоторевский, В. К. Портной [и др.]; под общей ред. В. С. Золоторевского. – М. : Изд. дом МИСиС, 2014. – 496 с.
57. Metallovedenie: учебник в 2 т. Т. 2. Термическая обработка. Сплавы / И. И. Новиков, В. С. Золоторевский, В. К. Портной [и др.]; под общей ред. В. С. Золоторевского. – М. : Изд. дом МИСиС, 2014. – 528 с.
58. Ahravct, Celil A. Calculation of phase diagrams for the metastable Al-Fe phases forming in direct-chill (dc)-cast aluminum alloy ingots / Celil A. Ahravct, Mihriban O. Pekguleryiiz // Alcan-UQAC Chair in Solidification and Metallurgy of Aluminum Department of Applied Sciences, University of Quebec in Chicoutimi. Published by Elsevier Science Ltd. Presented at CALPHAD XXVI, Palm Coast, Florida, USA, May 1997. Calphad. – 1998. – Vol. 22. – № 2. – P 147–155.

59. Sigworth, Geoffrey K. Fundamentals of Solidification in Aluminum Castings. / Geoffrey K. Sigworth // International Journal of Metal Casting. – 2014. – Volume 8. – Issue 1. – P. 7–20.
60. Krendelsberger, N. On the Reaction Scheme and the Liquidus Surface in the Al-Si-Fe System / N. Krendelsberger, F. Weitzer, J.C. Schuster // Metall. mater. trans. A. – 2007 – vol. 38A. – P. 1681–1691.
61. Hatch, J. E. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy / J. E. Hatch. – American Society for Metals, Metals Park. – OH, 1998.
62. Бажин В. Ю. Структура и свойства листовой заготовки из алюминиевых сплавов системы Al-Fe-Si-Mn при совмещенном методе литья и прокатки : дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / В. Ю. Бажин. – Екатеринбург, 2005. – 156 с.
63. Баранов, М. В. Формирование структуры и свойств литых полос из алюминиевых сплавов в условиях высоких скоростей охлаждения для производства фольговых заготовок: дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.04 / М.В. Баранов. – Челябинск, 2006. – 312 с.
64. Standard Test Procedure for Aluminum Alloy Grain Refiners: TP-1. The Aluminum Association Inc. – Washington, DC, 2012.
65. Официальный сайт компании KBM Affilips [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.kbmaffilips.com/aluminium-based/aluminium-titanium-boron/>.
66. Официальный сайт компании Shanghai Ruizheng Chemical Technology Co., Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.richest-group.com/>.
67. Официальный сайт компании Shanxi Province Yangquan Metals & Minerals Imp. & Exp. Co., Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.yqmm.com.cn/>.
68. Официальный сайт компании Yield Chance Enterprise Co., Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.yce-group.com/>.
69. Официальный сайт компании Chengdu Alloy Industry Co. Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.aloi.cn/>.
70. Официальный сайт компании SLM CO LTD [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.alalloys.com/>.

71. Официальный сайт компании HOESCH Metallurgie GmbH [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.hoesch-metallurgie.com/english/alloying-additives.htm>.
72. Влияние технологических факторов на образование дефектов структуры в крупнотоннажных слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX / В. Ф. Фролов, С. В. Беляев, И. Ю. Губанов [и др.] // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2016. – № 2. – С. 24-28.
73. Исследование процесса модифицирования слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX / В. Ф. Фролов, В. Б. Деев, С. В. Беляев [и др.] // Металлургия машиностроения. – 2016. – № 3. – С. 12-16.
74. Cibula, A. The mechanism of grain refinement of sand castings in aluminium alloys / A. Cibula // J. Inst. Metals. – 1949. – V. 76. – P. 321–360.
75. ГОСТ Р 53777–2010 Лигатуры алюминиевые. – М. : Стандартинформ, 2010. – 12 с.
76. Cooper, P. Review of the latest developments and the best use of grain refiners / P. Cooper, A. Barber // 2nd International Melt Quality Workshop, Prague, Czech Republic, 16–17th October 2003. – Prague, 2003. – 10 p.
77. Пат. на полезную модель №104297 U1 Российская Федерация, МПК F27B17/02, G01N33/20. Устройство для исследования модифицирующей способности лигатур / В. Н. Баранов, В. А. Падалка, Т. Р. Гильманшина [и др.]; заявл. 06.12.2010, опубл. 10.05.2011 г., бюл. № 13.
78. Заявка на патент на полезную модель № 2015151286 от 30.11.2015 г., Российская Федерация, МПК F27B17/02, G01N33/20. Установка для исследования модифицирующей способности лигатур / Н. Н. Довженко, С. Б. Сидельников, С. В. Беляев, В.Ф. Фролов [и др.].
79. Пат. на полезную модель № 155319 U1 Российская Федерация, МПК B22D 11/06 - № 2015107359/02. Устройство для непрерывного литья и прессования методом конформ / С. В. Беляев, Ю. В. Горохов, В. Ф. Фролов [и др.]; заявл. 03.03.2015; опубл. 27.09.2015 Бюл. № 27.

80. Пат. на полезную модель № 156614 U1 Российская Федерация, МПК В22D 11/06 - №2015107480/02. Устройство для непрерывного литья и прессования цветных металлов и сплавов методом конформ / С. В. Беляев, Ю. В. Горохов, В. Ф. Фролов [и др.]; заявл. 03.03.2015; опубл. 10.11.2015 Бюл. № 31.
81. Сидельников, С. Б. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов : монография / С. Б. Сидельников, Н. Н. Довженко, Н. Н. Загиров. – М. : МАКС Пресс, 2005. – 344 с.
82. Прессование алюминиевых сплавов: моделирование и управление тепловыми условиями : монография / Н. Н. Довженко, С. В. Беляев, С. Б. Сидельников [и др.]. – Красноярск : ИПК СФУ, 2009. – 256 с.
83. Конструкции и принцип работы оборудования для изготовления слитков из алюминия и его сплавов. Атлас конструкций : учеб. пособие / Т. Р. Гильманшина, Л. И. Мамина, Н. Н. Довженко [и др.]. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2012. – 238 с.
84. Особенности структурообразования и свойства металла при высокоскоростной кристаллизации-деформации и модифицировании алюминиевых сплавов: монография // С. Б. Сидельников, Е. С. Лопатина, Н. Н. Довженко [и др.]. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2015. – 180 с.
85. Основы проектирования процессов непрерывного прессования металлов : монография / Ю. В. Горохов, В. Г. Шеркунов, Н. Н. Довженко [и др.]. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2013. – 268 с.
86. Совершенствование технологии совмещенного непрерывного литья и прессования / Ю. В. Горохов, С. В. Беляев, И. В. Усков [и др.] // *Металлургия машиностроения*. – 2013. – № 6. – С. 29–32.
87. Развитие совмещенного непрерывного процесса литья и прессования / Ю. В. Горохов, С. В. Беляев, И. В. Усков [и др.] // *Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии*. – 2014. – Т. 7. – № 4. – С. 438–444.

88. Сидельников, С. Б. Инновационные совмещенные технологии при обработке металлов / С. Б. Сидельников, Ю. В. Горохов, С. В. Беляев // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. – 2015. – Т. 8. – № 2. – С. 185–191.
89. Модифицирование, гомогенизация, интенсификация теплопереноса как основные рычаги управления свойствами литого полуфабриката / А. А. Гушинский, Е. А. Павлов, Э. В. Мальцев [и др.] // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. – 2015. – Т. 8. – № 4. – С. 531–539.
90. Eskin, Dmitry G. Advances in Metallic Alloys. Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys / A series edited by J. N. Fridlyander and D. G. Eskin. – CRC Press is an imprint of the Taylor & Francis Group, an inform business, 2008. – 324 p.
91. Eskin, Dmitry G. Advances in Metallic Alloys. Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts / A series edited by J. N. Fridlyander and D. G. Eskin. – CRC Press is an imprint of the Taylor & Francis Group, an inform business, 2015. – 326 p.
92. Grandfield, John. Direct-chill casting of light alloys: science and technology / John F. Grandfield, Dmitry G. Eskin, Ian F. Bainbridge. – Published by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2013. – 412 p.
93. Meredith, M. W. The generation of Al_mFe in dilute aluminium alloys with different grain refining additions / M. W. Meredith, A. L. Greer P. V. Evans, R. G. Hamerton // Light Metals. – 1999. – P. 475–481.
94. Granger, P. A. Microstructure control in ingots of aluminum alloys with an emphasis on grain refinement / P. A. Granger // Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminum Production. – 2013. – P. 354–365.
95. Aliravci, A. Kinetics, thermodynamics and mechanism of metastable Al-Al_mFe phase and fir-tree zone formation in DC-cast Al-Fe-Si alloy ingots / A. Aliravci. – Department of Mining, Metals and Materials Engineering, McGill University, Montreal, March. – 2006. – 380 p.

96. Chen, X. -G. Growth mechanisms of intermetallic phases in DC cast AA1XXX alloys/ X. -G. Chen // Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminum Production. – 2013. – P. 460–465.
97. Никитин, В. И. Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин. – Изд. 2-е, перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 2005. – 476 с.
98. Пикунов, М. В. Плавка металлов, кристаллизация сплавов, затвердевание отливок / М. В. Пикунов. – М. : МИСиС, 2005. – 416 с.
99. Батышев, А. И. Производство отливок в автомобилестроении / А. И. Батышев, В. Д. Белов, К. А. Батышев [и др.]. – М. : МГОУ, 2011. – 205 с.
100. Белов Н. А. Фазовый состав алюминиевых сплавов / Н. А. Белов. – М. : Изд. дом МИСиС, 2015. – 392 с.
101. Белов, В. Д. Обеспечение качества отливок в машиностроении / В. Д. Белов, В. Б. Деев // Научные технологии в машиностроении. – 2015. – № 8 (50). – С. 6–11.
102. Литейное производство : учебник / В. Д. Белов, М. В. Пикунов, Э. Д. Тен [и др.] : под общ. ред. В. Д. Белова. – 3-е изд. перераб. и доп. – М. : Изд. дом МИСиС, 2015. – 487 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А**ВАРИАНТЫ РАСЧЕТА ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ ПОТОКОВ
МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ЛИГАТУРЫ В РАСПЛАВЕ АЛЮМИНИЯ**

Вариант № 1 – расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с введением лигатуры AlTi5B1 на расстоянии 500 мм от начала металлотракта (рис. А1 и А2)

Вариант № 2 – расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с введением лигатуры AlTi5B0,2 на расстоянии 500 мм от начала металлотракта (рис. А3 и А4).

Вариант № 3 - расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с одновременным введением лигатуры AlTi3B1 на расстоянии 500 мм от начала металлотракта (рис. А5 и А6).

Вариант № 4 – расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с введением лигатуры AlTi5B1 на расстоянии 2500 мм от начала металлотракта (рис. А7 и А8).

Вариант № 5 – расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с введением лигатуры AlTi5B0,2 на расстоянии 500 мм от начала металлотракта (рис. А7 и А8).

Вариант № 6 расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с одновременным введением лигатуры AlTi3B1 на расстоянии 500 мм от начала металлотракта (рис. А9 и А10).

Вариант № 7 – расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с одновременным введением лигатуры AlTi5B1 на расстоянии 500 и 2500 мм от начала металлотракта (рис. А11 и А12).

Вариант № 8 – расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с одновременным введением лигатуры AlTi5B0,2 на расстоянии 500 и 2500 мм от начала металлотракта (рис. A13 и A14).

Вариант № 9 расчет скорости движения и распределения объемной концентрации лигатурной составляющей в потоке алюминия с одновременным введением лигатуры AlTi3B1 на расстоянии 500 и 2500 мм от начала металлотракта (рис. A15 и A16).

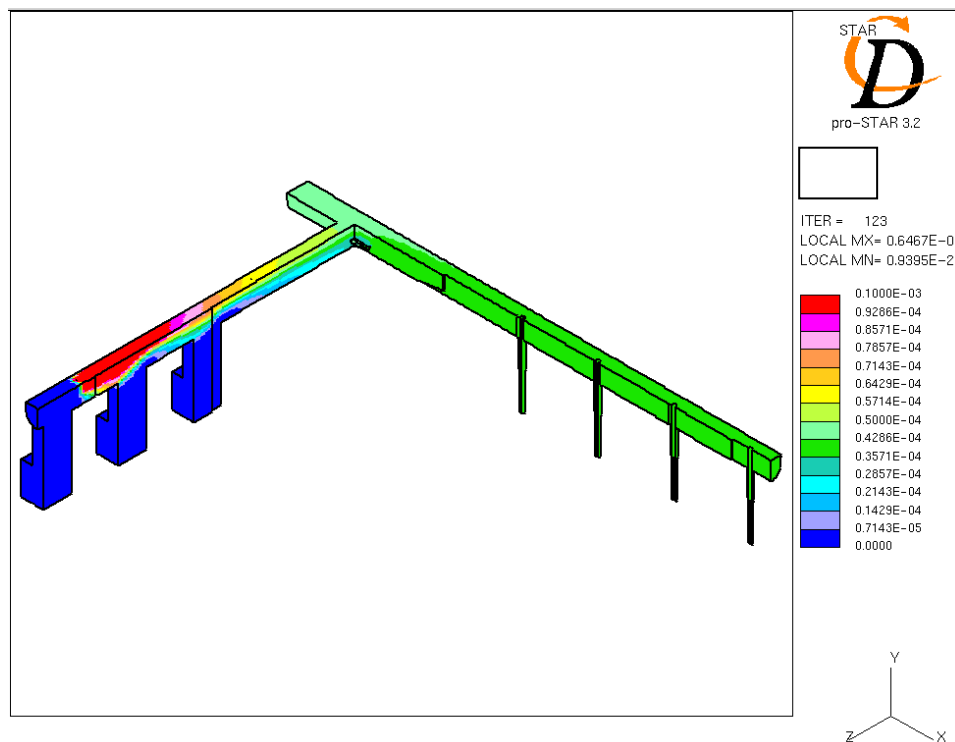


Рисунок A1 - Сечение по продольной оси металлотракта с указанием распределения Al₃Ti по объему металлотракта с подачей лигатуры AlTi5B1 на расстоянии 500 мм от начала металлотракта.

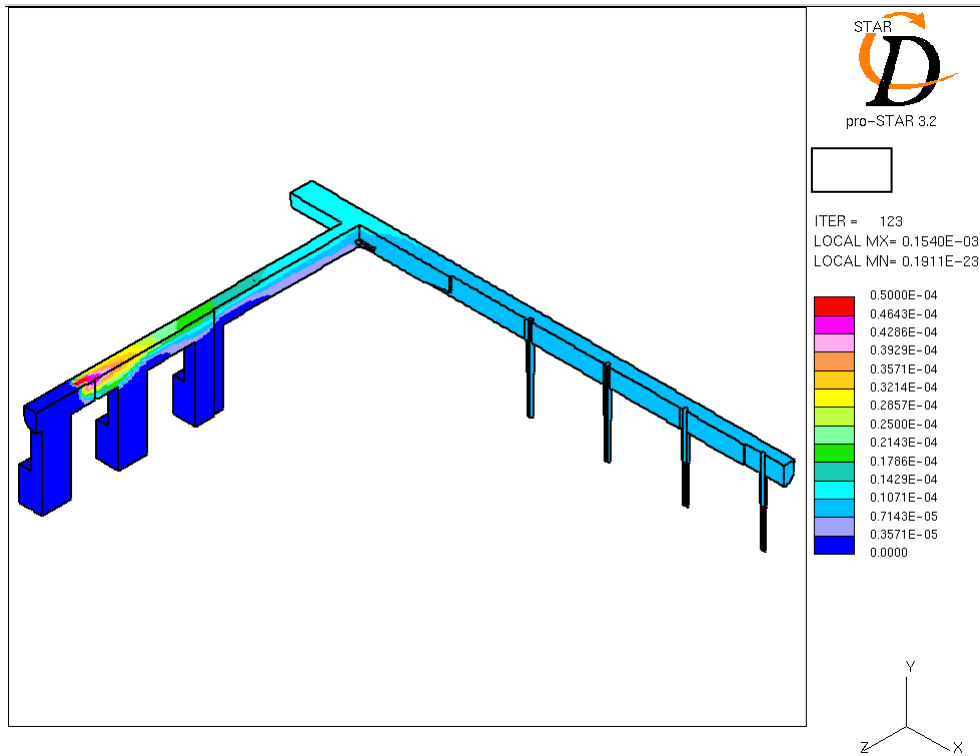


Рисунок А2 - Сечение по продольной оси металлотрека с указанием распределения TiB_2 по объему металлотрека с подачей лигатуры $AlTi_5B_1$ на расстоянии 500 мм от начала металлотрека.

Средняя величина концентраций TiB_2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.931541580E-05	0.988312149E-05	0.975883900E-05	0.971285782E-05	0.970597050E-05

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,1	1,04	1,004

Средняя величина концентраций Al_3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.409E-04	0.415090036E-04	0.409870196E-04	0.407941607E-04	0.407657799E-04

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
0,98	1,04	1,007

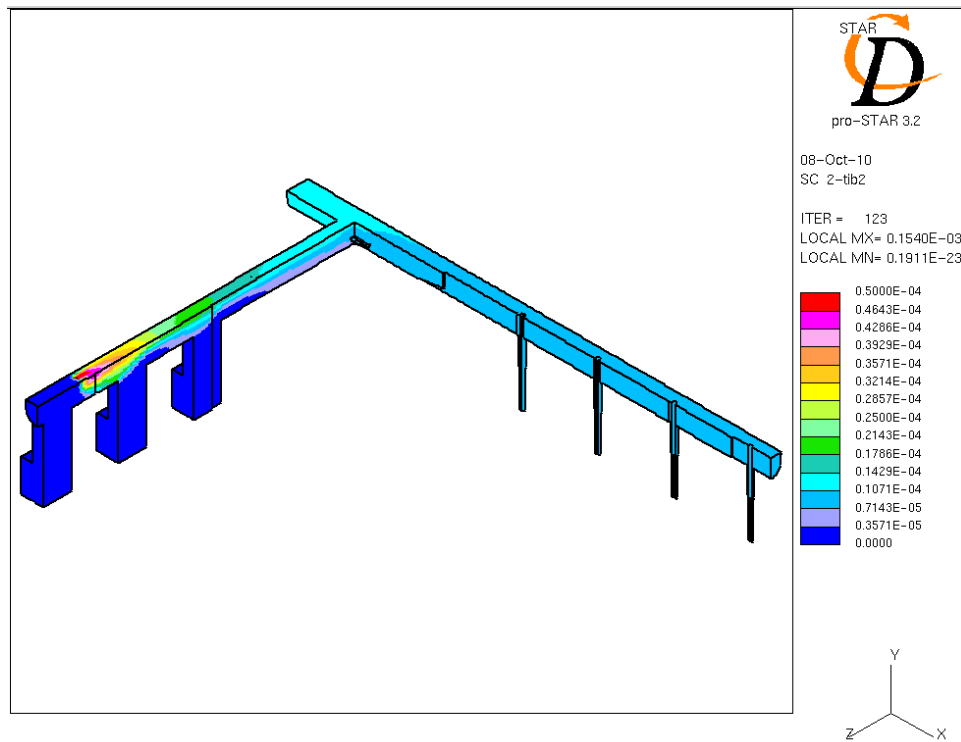


Рисунок А3 - Сечение по продольной оси металлотрека с указанием распределения Al_3Ti по объему металлотрека с подачей лигатуры $AlTi_5B_0.2$ на расстоянии 500 мм от начала металлотрека.

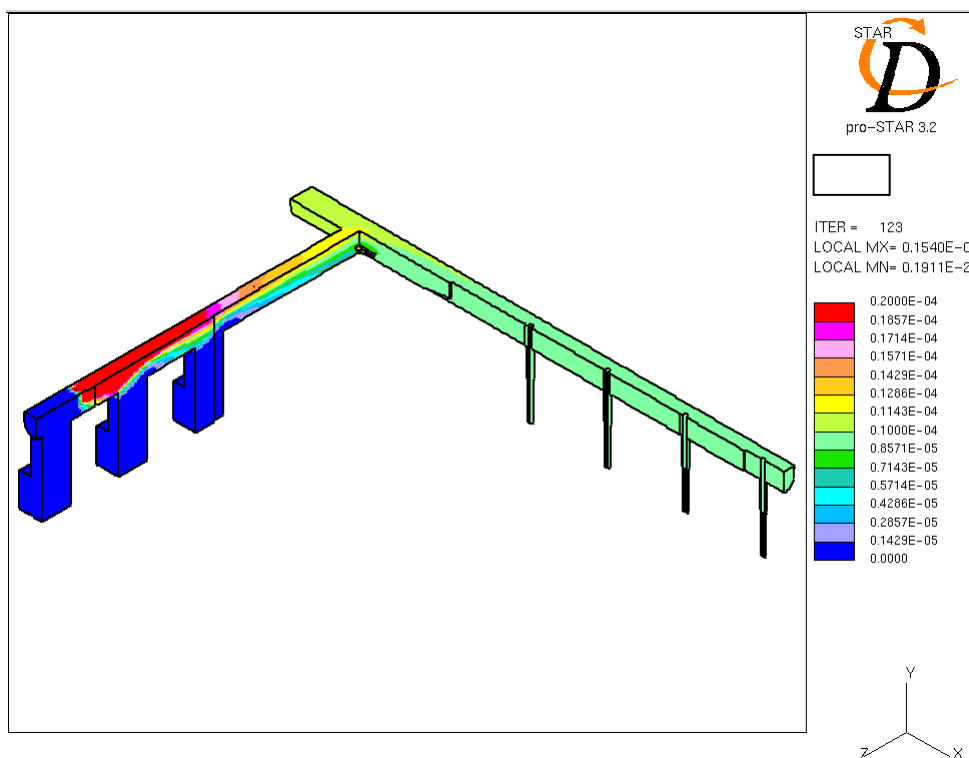


Рисунок А4 - Сечение по продольной оси металлотрека с указанием распределения TiB_2 по объему металлотрека с подачей лигатуры $AlTi_5B_0.2$ на расстоянии 500 мм от начала металлотрека.

Средняя величина концентраций TiB2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.998696925E-05	0.101770151E-04	0.100001541E-04	0.993812283E-05	0.992918380E-05

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,01	1,1	1,009

Средняя величина концентраций Al3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.419452708E-04	0.427434474E-04	0.420007296E-04	0.417402154E-04	0.417025179E-04

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,01	1,06	1,001

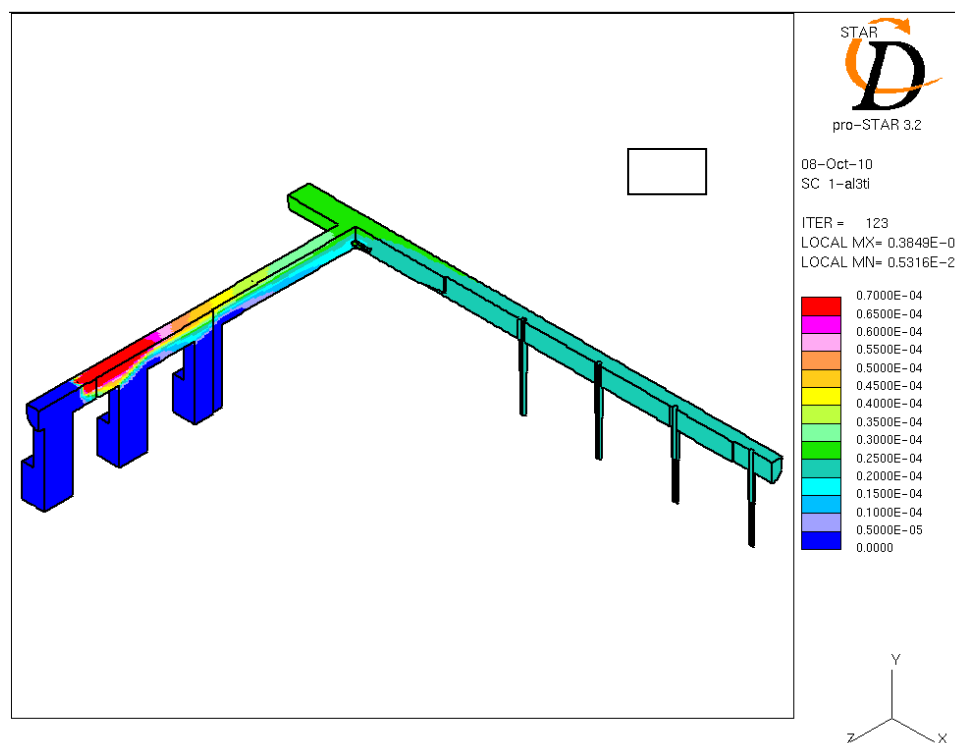


Рисунок А5 - Сечение по продольной оси металлотрека с указанием распределения Al3Ti по объему металлотрека с подачей лигатуры AlTi3B1 на расстоянии 500 мм от начала металлотрека.

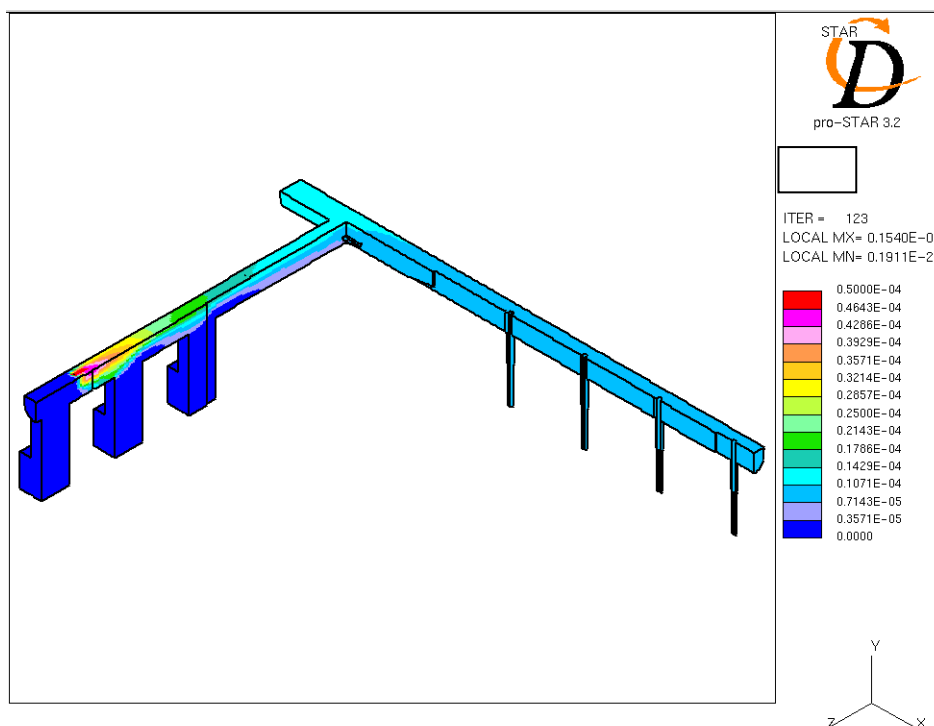


Рисунок А6 - Сечение по продольной оси металлотракта с указанием распределения TiB2 по объему металлотракта с подачей лигатуры AlTi3B1 на расстоянии 500 мм от начала металлотракта.

Средняя величина концентраций TiB2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.974404739E-05	0.988312149E-05	0.975883900E-05	0.971285782E-05	0.970597050E-05

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,01	1,004	1,007

Средняя величина концентраций Al3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.243601242E-04	0.247077684E-04	0.243971515E-04	0.242825240E-04	0.242652222E-04

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,01	1,004	1,008

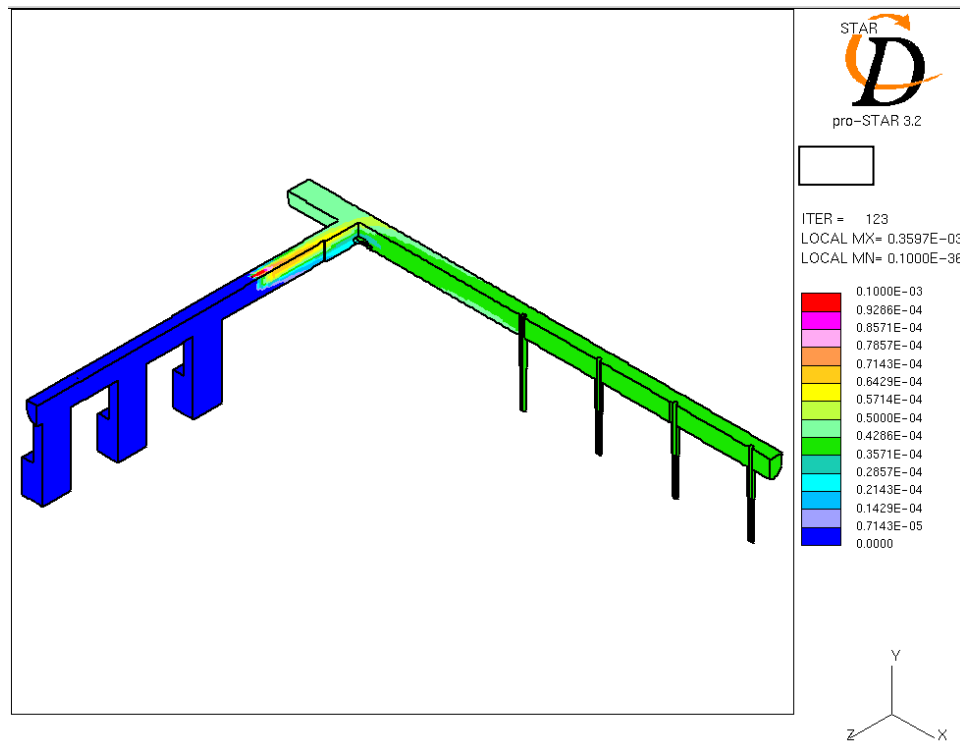


Рисунок А7 - Сечение по продольной оси металлотрека с указанием распределения Al_3Ti по объему металлотрека с подачей лигатуры $AlTi_5B_1$ на расстоянии 2500 мм от начала металлотрека.

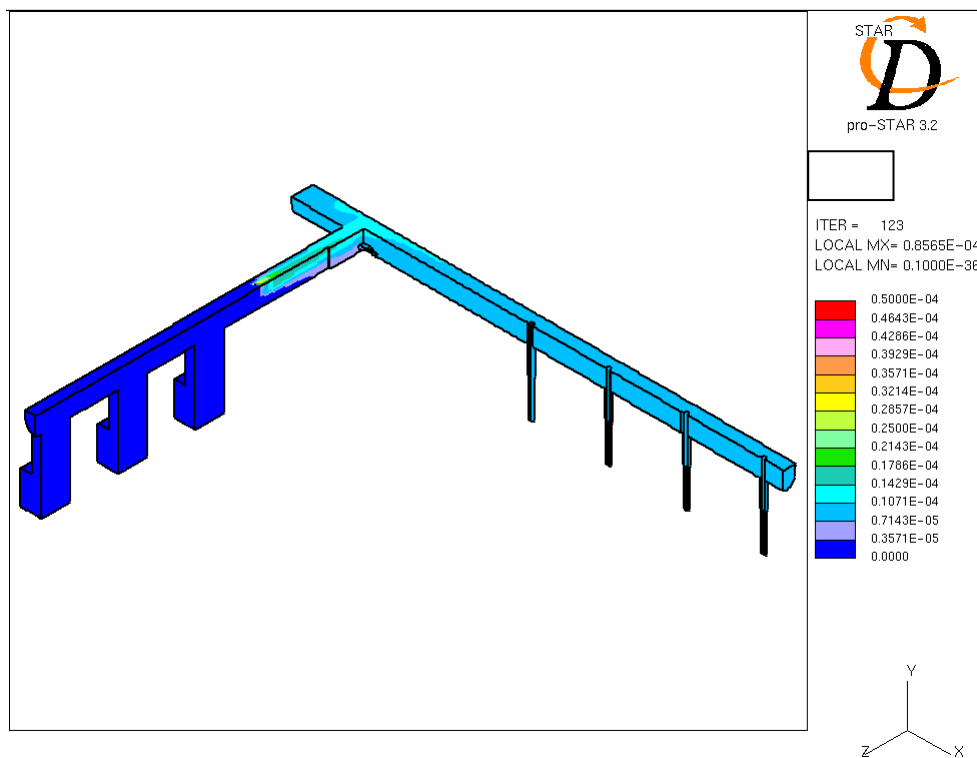


Рисунок А8 - Сечение по продольной оси металлотрека с указанием распределения TiB_2 по объему металлотрека с подачей лигатуры $AlTi_5B_1$ на расстоянии 2500 мм от начала металлотрека.

Средняя величина концентраций TiB2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.998696925E-05	0.101770151E-04	0.100001541E-04	0.993812283E-05	0.992918380E-05

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,01	1,006	1,009

Средняя величина концентраций Al3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.419452708E-04	0.427434474E-04	0.420007296E-04	0.417402154E-04	0.417025179E-04
$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$		
1,017	1,006	1,09		

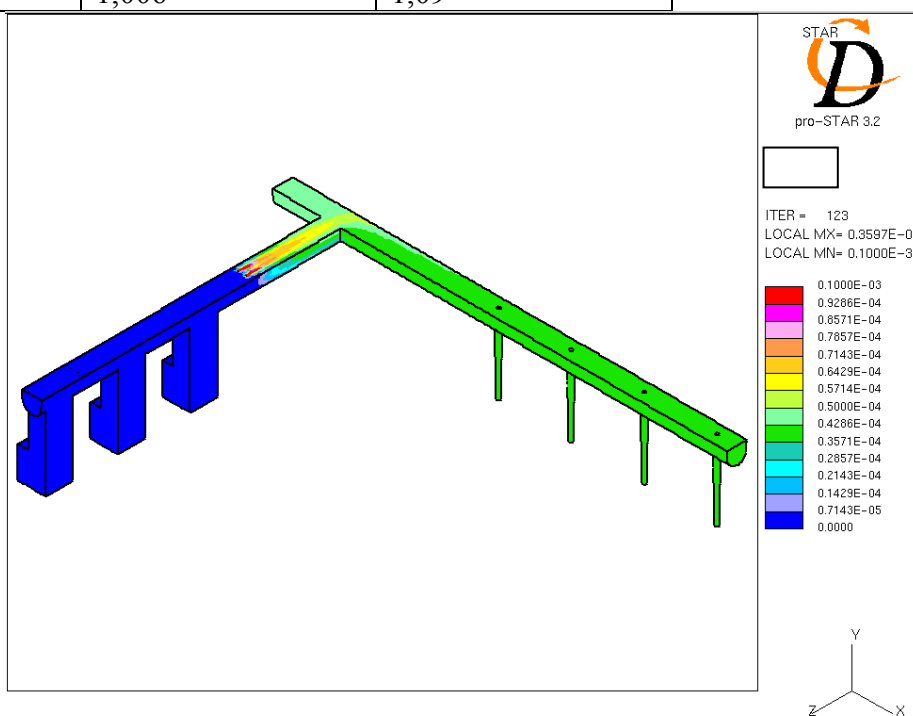


Рисунок А9 - Сечение по продольной оси металлотректа с указанием распределения Al₃Ti по объему металлотректа с подачей лигатуры AlTi5B0.2 на расстоянии 2500 мм от начала металлотректа.

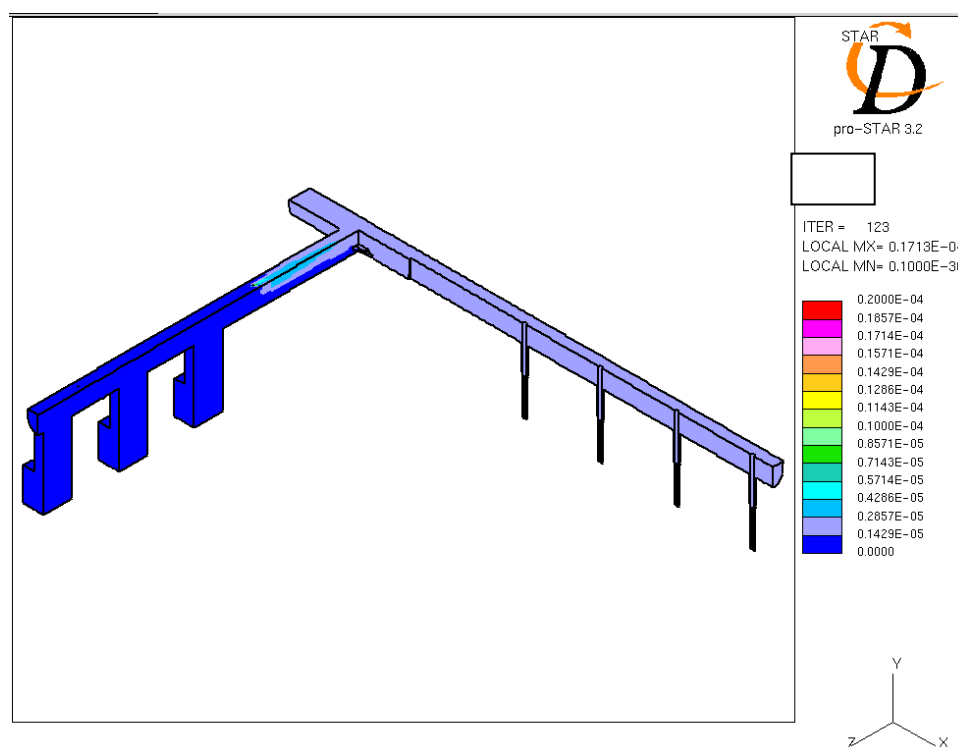


Рисунок А10 - Сечение по продольной оси металлтракта с указанием распределения TiB_2 по объему металлтракта с подачей лигатуры $AlTi_5B_0.2$ на расстоянии 2500 мм от начала металлтракта.

Средняя величина концентраций TiB_2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.199739385E-05	0.203540323E-05	0.200003500E-05	0.198762893E-05	0.198583510E-05

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,01	1,006	1,01

Средняя величина концентраций Al_3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.419452708E-04	0.427434474E-04	0.420007296E-04	0.417402154E-04	0.417025179E-04

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,01	1,007	1,0009

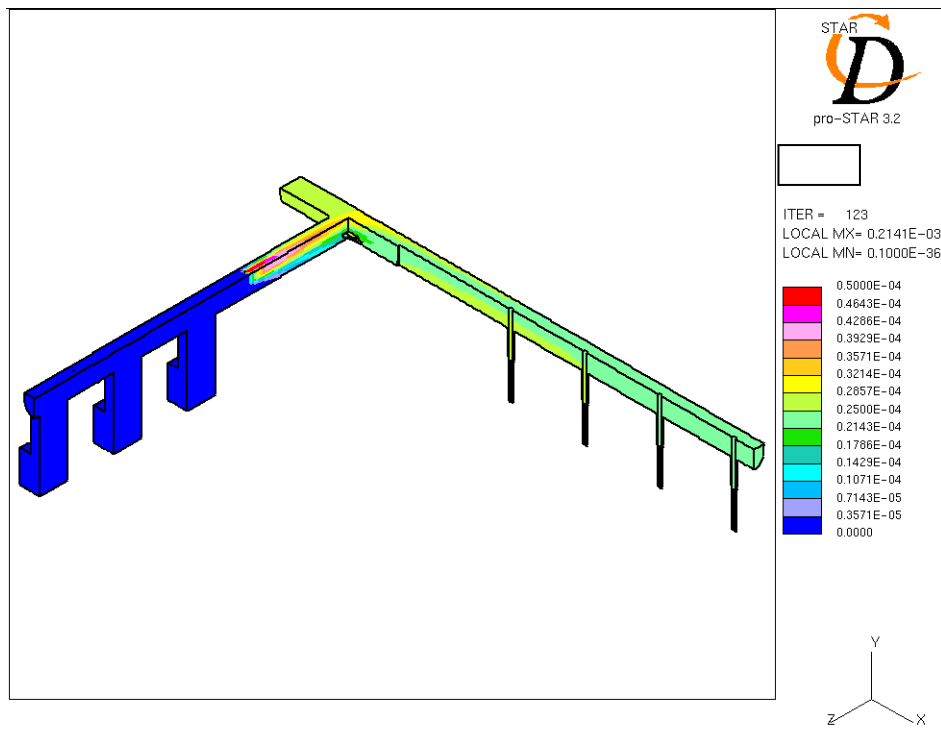


Рисунок А11 - Сечение по продольной оси металлтракта с указанием распределения Al_3Ti по объему металлтракта с подачей лигатуры $AlTi_3B_1$ на расстоянии 2500 мм от начала металлтракта.

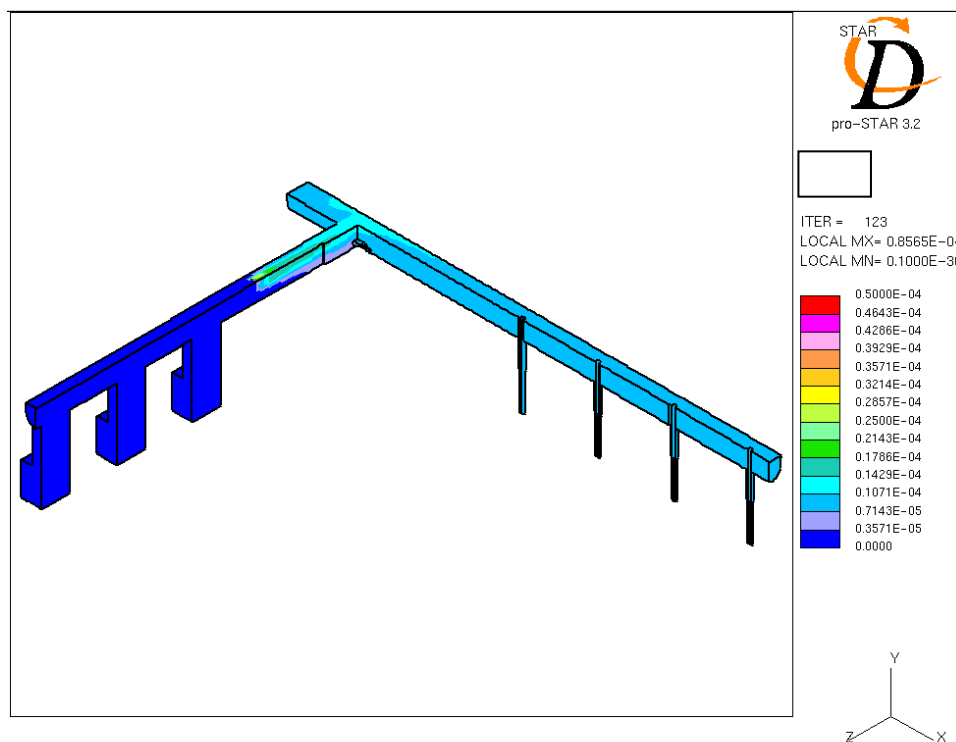


Рисунок А12 - Сечение по продольной оси металлтракта с указанием распределения Al_3Ti по объему металлтракта с подачей лигатуры $AlTi_3B_1$ на расстоянии 2500 мм от начала металлтракта.

Средняя величина концентраций TiB2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.998696925E-05	0.101770151E-04	0.100001541E-04	0.993812283E-05	0.992918380E-05

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,017	1,006	1,009

Средняя величина концентраций Al3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.249674231E-04	0.254425378E-04	0.250003869E-04	0.248453114E-04	0.248229671E-04

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,01	1,006	1,008

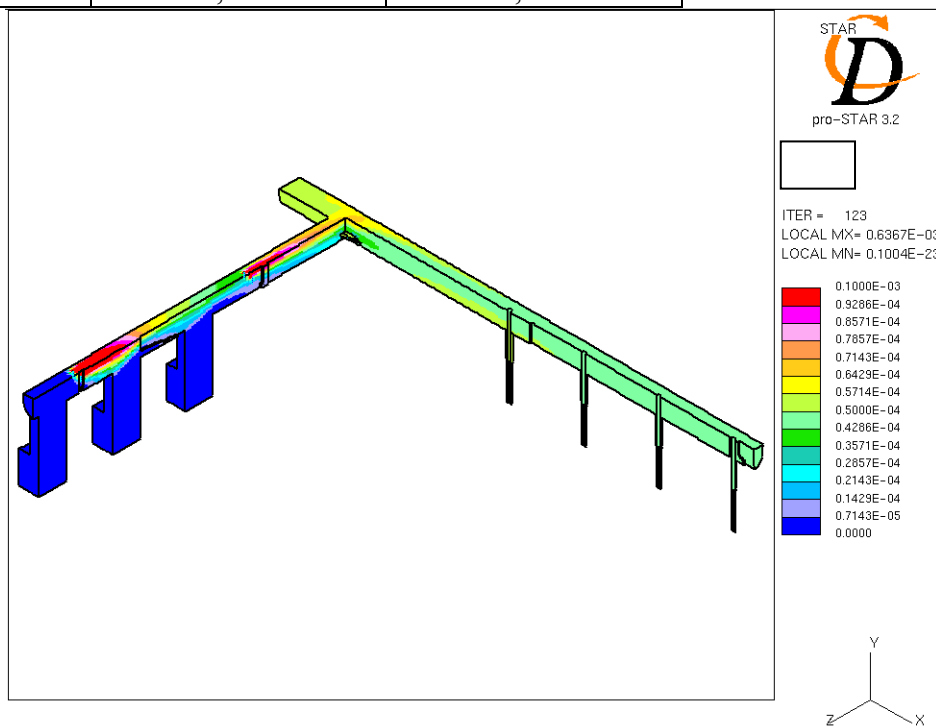


Рисунок А13 - Сечение по продольной оси металлтракта с указанием распределения Al_3Ti по объему металлтракта с одновременным введением лигатуры $AlTi_5B_1$ на расстоянии 500 и 2500 мм от начала металлтракта.

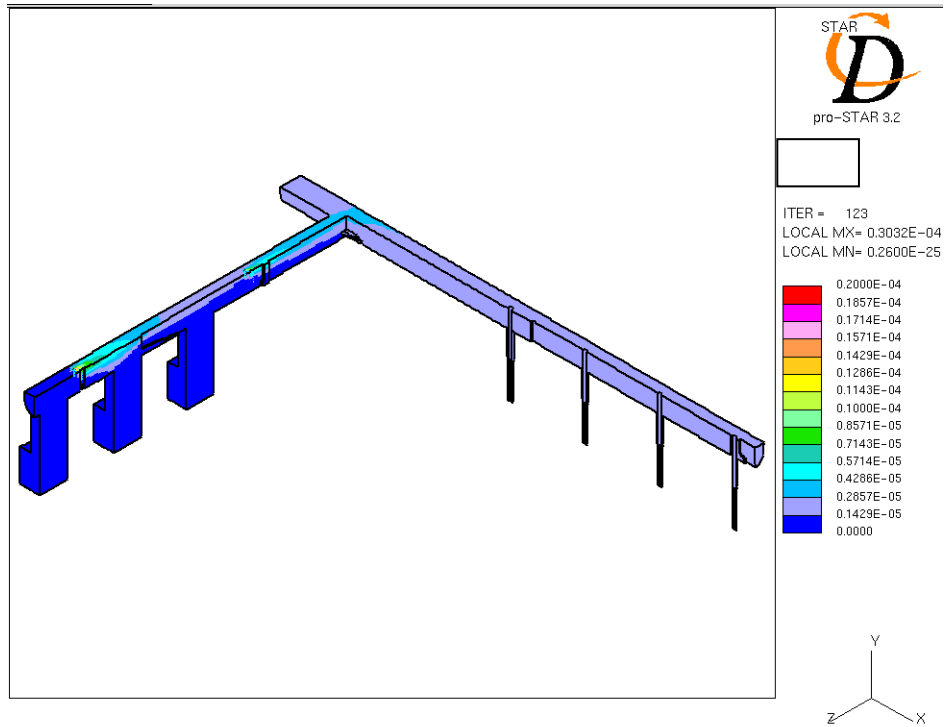


Рисунок А14 - Сечение по продольной оси металлтракта с указанием распределения TiB_2 по объему металлтракта с одновременным введением лигатуры $AlTi_5B_1$ на расстоянии 500 и 2500 мм от начала металлтракта.

Средняя величина концентраций TiB_2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.235482022E-05	0.241316093E-05	0.235970880E-05	0.234032298E-05	0.233748508E-05
$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$		
1,02	1,008	1,01		

Средняя величина концентраций Al_3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.494511981E-04	0.506766082E-04	0.495542540E-04	0.491469152E-04	0.490869737E-04

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,02	1,008	1,001

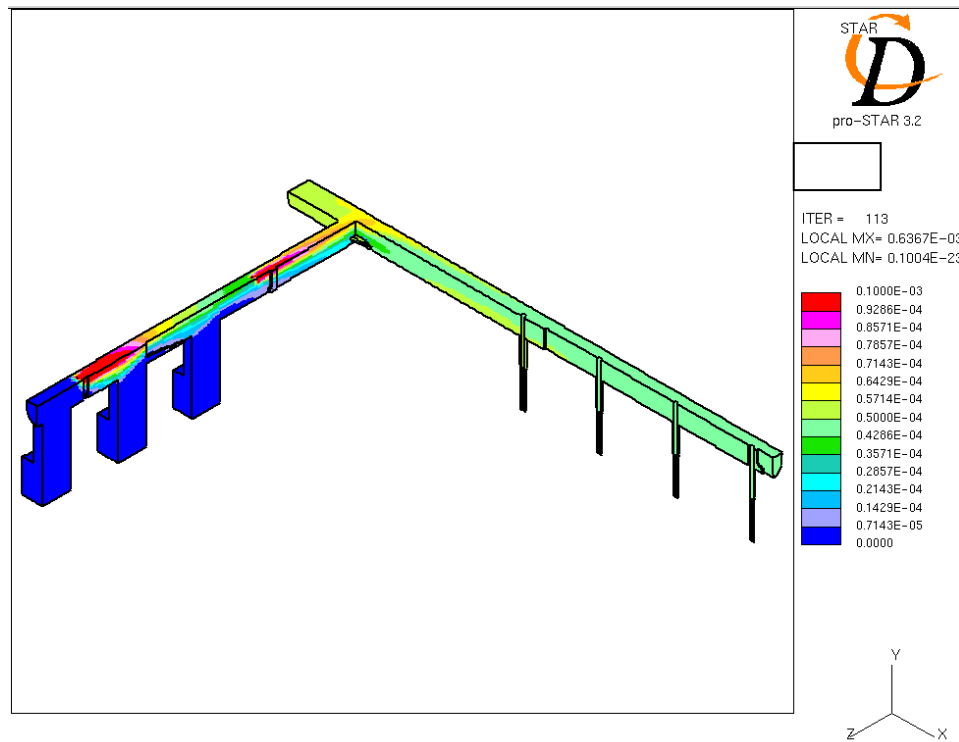


Рисунок A15 - Сечение по продольной оси металлтракта с указанием распределения Al_3Ti по объему металлтракта с одновременным введением лигатуры $AlTi_5B_{0,2}$ на расстоянии 500 и 2500 мм от начала металлтракта.

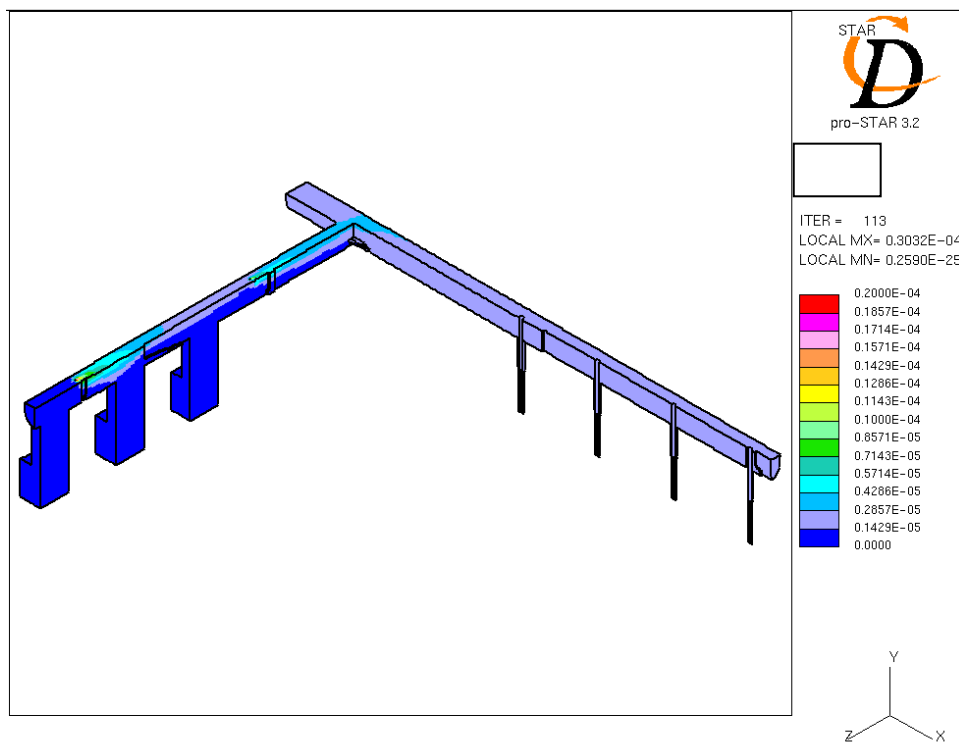


Рисунок A16 - Сечение по продольной оси металлтракта с указанием распределения Al_3Ti по объему металлтракта с одновременным введением лигатуры $AlTi_5B_{0,2}$ на расстоянии 500 и 2500 мм от начала металлтракта.

Средняя величина концентраций TiB2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.235480870E-05	0.241319837E-05	0.235971621E-05	0.234030048E-05	0.233750619E-05
$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$		
1,02	1,008	1,004		

Средняя величина концентраций Al3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.494511758E-04	0.506771114E-04	0.495540424E-04	0.491462084E-04	0.490876949E-04

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,02	1,008	1,004

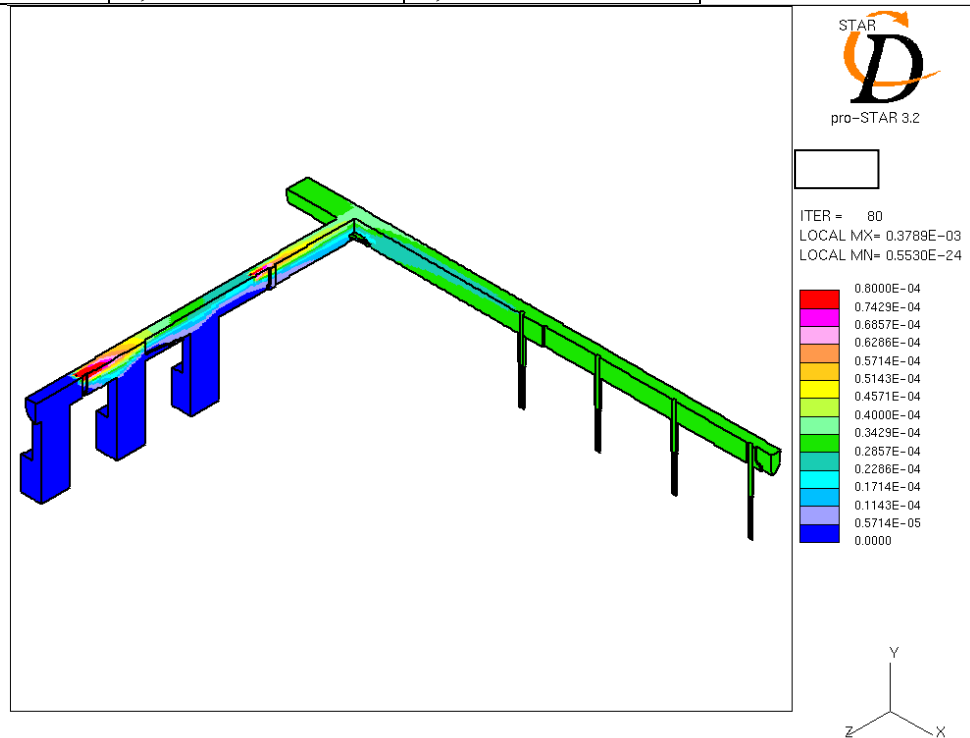


Рисунок А17 - Сечение по продольной оси металлотректа с указанием распределения Al_3Ti по объему металлотректа с одновременным введением лигатуры $AlTi_3B_1$ на расстоянии 500 и 2500 мм от начала металлотректа.

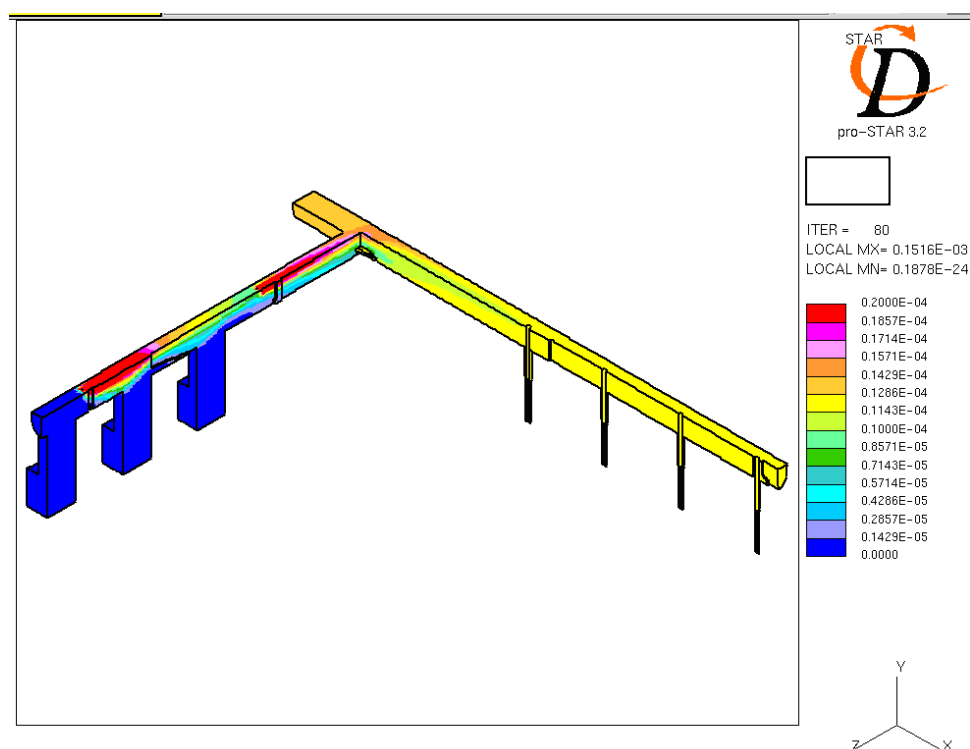


Рисунок А18 - Сечение по продольной оси металлотака с указанием распределения TiB_2 по объему металлотака с одновременным введением лигатуры $AlTi_3B_1$ на расстоянии 500

Средняя величина концентраций TiB_2 в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.117737511E-04	0.120665693E-04	0.117972795E-04	0.117014104E-04	0.116884887E-04

и 2500 мм от начала металлотака

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,02	1,008	1,004

Средняя величина концентраций Al_3Ti в сечении				
Выход из желоба металлофильтра	1 втулка	2 втулка	3 втулка	4 втулка
0.294343744E-04	0.301662863E-04	0.294932844E-04	0.292537271E-04	0.292212652E-04

$\Delta K_{1,2}$	$\Delta K_{2,3}$	$\Delta K_{3,4}$
1,02	1,008	1,004

ПРИЛОЖЕНИЕ Б**ЗАКЛЮЧЕНИЕ О КАЧЕСТВЕ ЛИГАТУР KBM Affilips AlTi5B1 ПЛАВКА И
HOESCH Metallurgie GmbH AlTi5B1.**

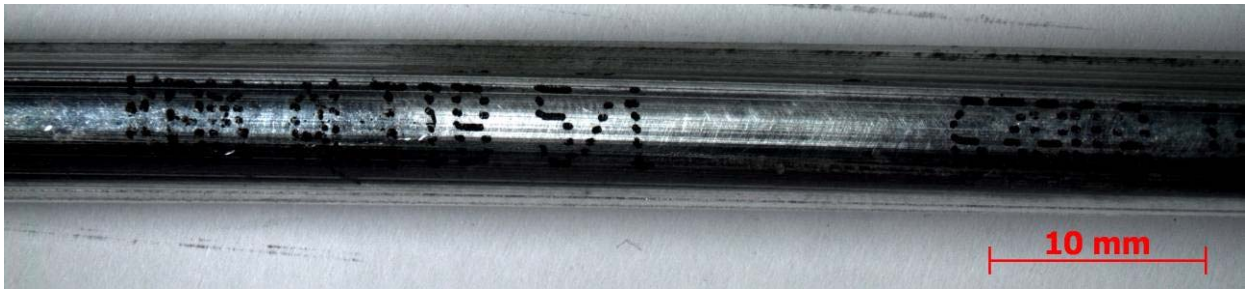
Вначале проводили оценку качества прутковой лигатуры AlTi5B1 производства KBM на соответствие согласованным техническим требованиям.

Внешний вид лигатуры изучали путем визуального осмотра и с применением стереоскопического микроскопа Stemi 2000-C, Carl Zeiss.

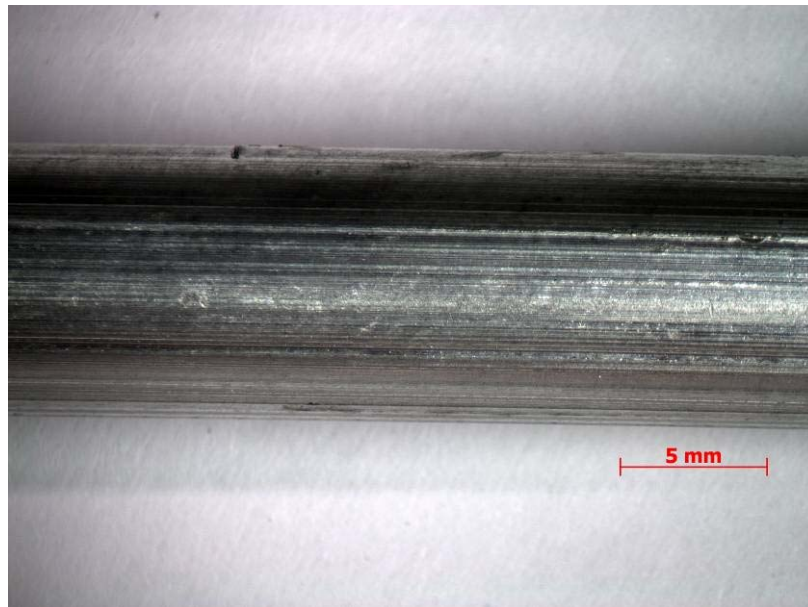
Для оценки качества лигатуры AlTi5B1 проведен металлографический анализ на микроскопе Axio Observer.A1m, Carl Zeiss. Микроструктуру исследовали на поперечном и продольном срезе прутка. Микрошлифы изготавливали на автоматизированных шлифовально-полировальных станках Saphir 520, Germany и расходных материалах фирмы Lam Plan, France по методикам, предоставленным ООО «Митэла».

Количественную оценку микроструктуры проводили в программе для анализа цифровых изображений AxioVizion, Carl Zeiss с использованием измерительных модулей Interactive Measurement, Program Wizard. Для этого использовали микрошлифы без дополнительного травления, на которых после пробоподготовки были видны только частицы Al₃Ti фазы. Для исследования включений диборида титана микрошлифы подвергались дополнительному травлению с целью выявления частиц фазы TiB₂.

Визуальный осмотр образца показал, что на поверхности прутка по всей длине наблюдаются продольные риски, глубиной не более 0,3 мм, загрязнений, следов коррозии и окисления на поверхности прутковой лигатуры не наблюдается (рисунок Б1).



а



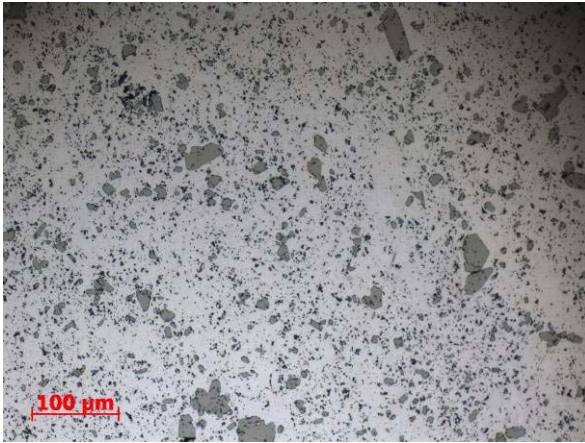
б

Рисунок Б1 – Внешний вид прутковой лигатуры AlTi5B1:

а – маркировка лигатуры; б – поверхность лигатуры

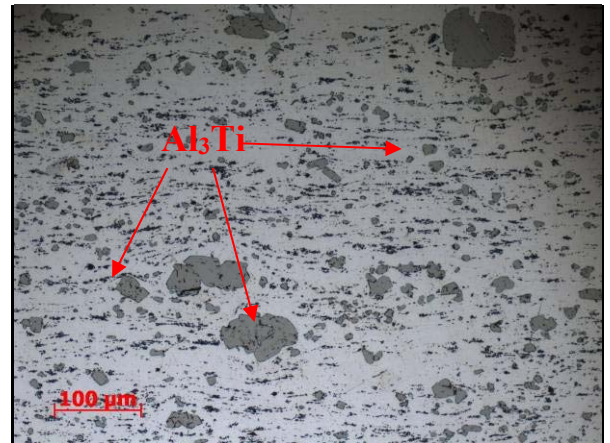
Исследования микроструктуры показали, что лигатура AlTi5B1 состоит из твердого раствора на основе алюминия и интерметаллидных частиц Al_3Ti , TiB_2 (рисунок Б2). Включения фазы Al_3Ti очень мелкие, расположены достаточно равномерно по поперечному сечению прутка (рисунок Б3), встречаются участки со скоплениями частиц алюминида титана. На фоне дисперсных частиц Al_3Ti имеются единичные крупные кристаллы размером, не превышающим 71 мкм. Средний размер включений алюминида титана в структуре образцов составляет 8 мкм. В образце продольного сечения включения Al_3Ti располагаются ориентированно в направлении оси деформации (рисунки Б2 в, Б3 б, г).

Поперечное сечение лигатурного прутка

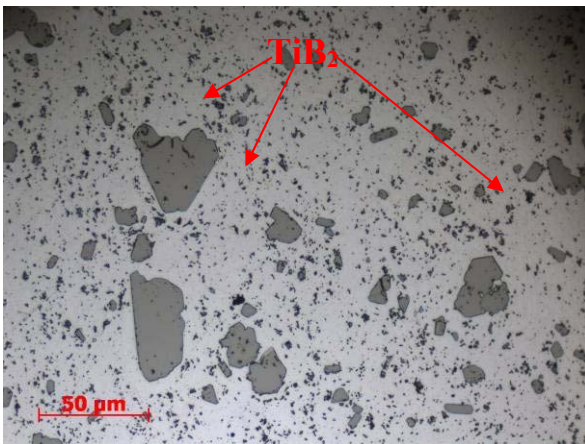


а

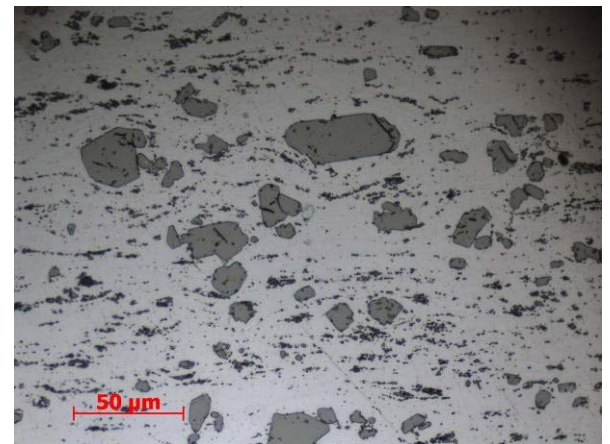
Продольное сечение лигатурного прутка



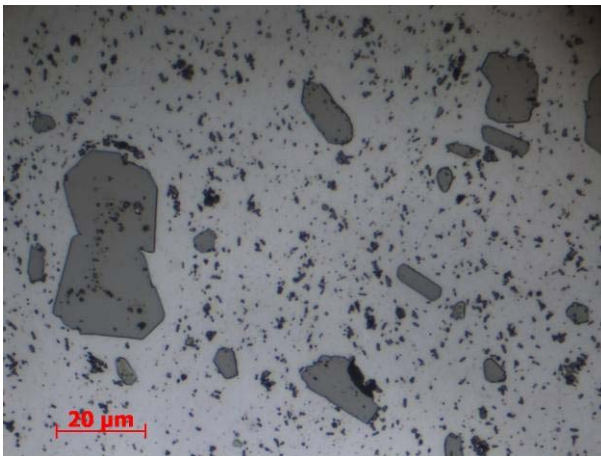
б



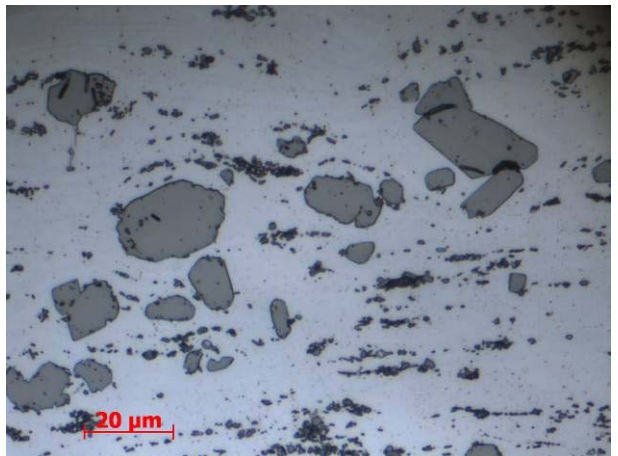
в



г



д



е

Рисунок Б2 – Микроструктура прутковой лигатуры AlTi5B1:

после травления для выявления частиц TiB_2 , а, б $\times 200$; в, г $\times 500$; д, е $\times 1000$

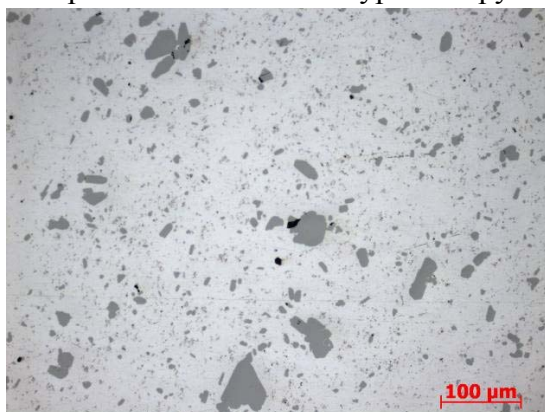
Частицы TiB_2 размером менее 2 мкм в виде единичных включений в поперечном сечении прутка расположены равномерно по объему алюминиевого твердого раствора (рисунок Б2 д, е), но в основном образуют скопления. В

продольном сечении прутка включения диборида титана располагаются в виде протяженных прожилок, вытянутых в направлении оси деформации, имеются единичные скопления больше 10 мкм (рисунок Б2 б, г, е). Строчки TiB_2 достаточно равномерно распределены по сечению прутка (рисунок Б2 б, г). Суммарная протяженность частиц диборида титана в продольном образце несколько превышает допустимое значение – 50 мкм и составляет 61 мкм. Практически в каждой частице $TiAl_3$ можно наблюдать включения TiB_2 (рисунок Б2).

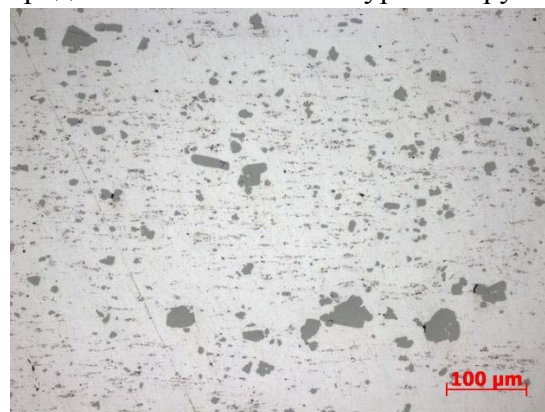
На рисунке Б3 приведена микроструктура и гистограммы распределения частиц Al_3Ti в исследуемом лигатурном прутке.

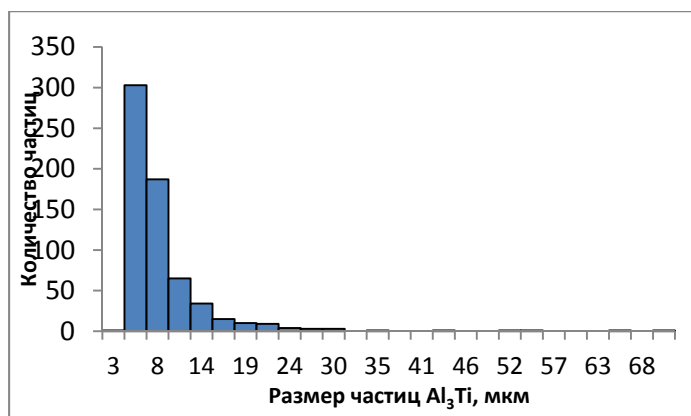
Гистограммы нормального распределения частиц Al_3Ti в лигатурном прутке, как в поперечном, так и продольном сечении (рисунок Б3) резко оборваны слева. В структуре имеется значительный разброс частиц Al_3Ti в диапазоне 2÷71 мкм, но максимальная частота попадания этих включений, приходится на значения, близкие к минимальным – до 8 мкм. Средний размер частиц смещен сильно влево от центра размаха варьирования и приходится также на 8 мкм.

Поперечное сечение лигатурного прутка

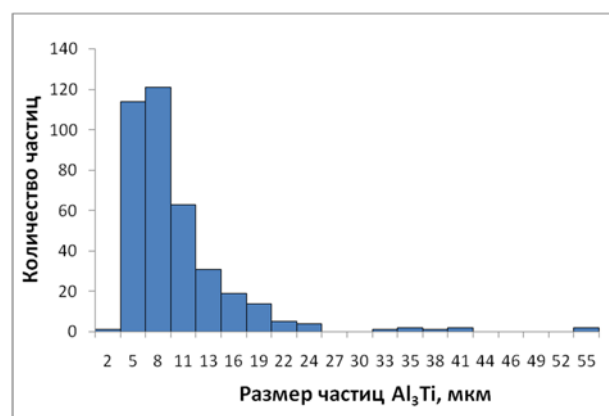


Продольное сечение лигатурного прутка

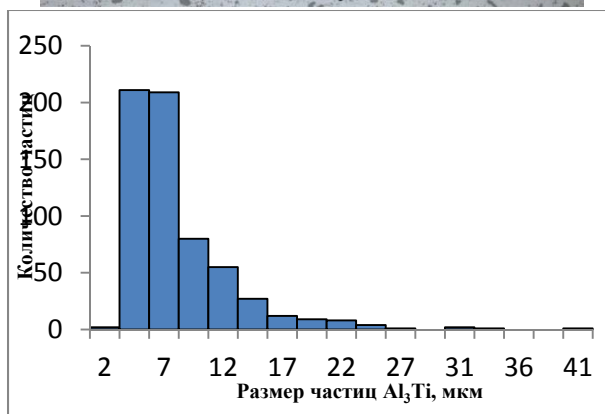
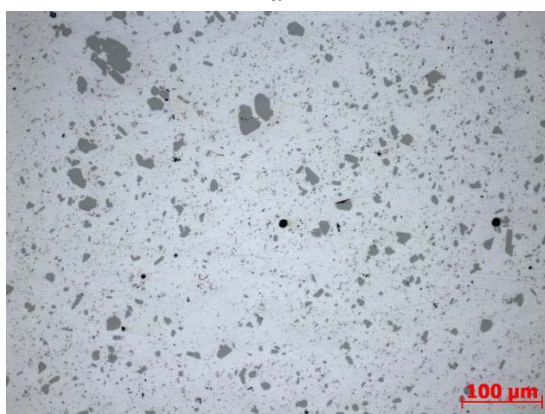




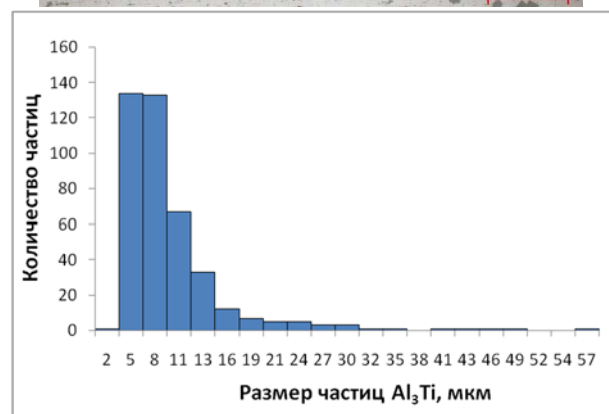
а



б



в



г

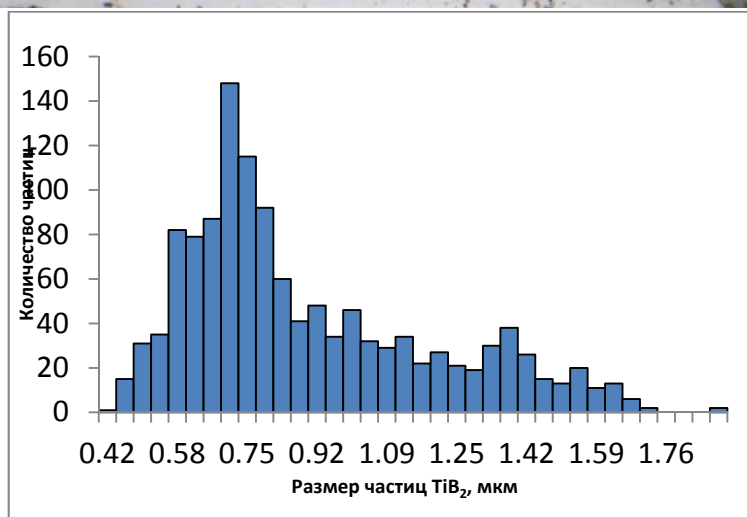
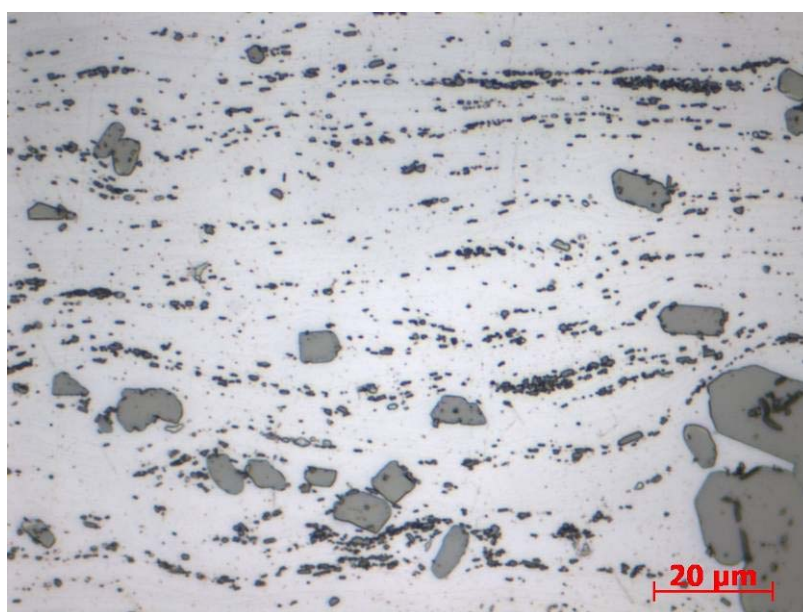
Рисунок Б3 – Микроструктура и результаты количественной оценки размера частиц Al_3Ti в виде гистограммы нормального распределения частиц в лигатуре $AlTi_5B_1$, $\times 200$
а, в – поперечное сечение; б, г – продольное сечение

На рисунке Б4 приведена гистограмма распределения частиц TiB_2 и их скоплений, рассчитанных для продольного сечения лигатурного прутка.

Гистограмма нормального распределения частиц TiB_2 прутка (рисунок Б4) имеет колоколообразный двухпиковый тип. Такой вид гистограммы показывает, что в структуре имеется два размерных типа единичных включений TiB_2 . Одна размерная группа имеет максимальное количество попаданий в 0,7 мкм, которые

можно назвать ультрамелкими частицами, вторая (с меньшим количеством данных) – в 1,4 мкм.

Гистограммы распределения скоплений частиц TiB_2 имеет один ярко выраженный столбец сильно смещенный влево. Это свидетельствует о том, что большинство скоплений имеет минимальные размеры – до 3 мкм, остальные размерные интервалы имеют единичные попадания. Наблюдается четыре скопления, превышающие допустимое значение – 10 мкм, самое крупное скопление размером 16 мкм.



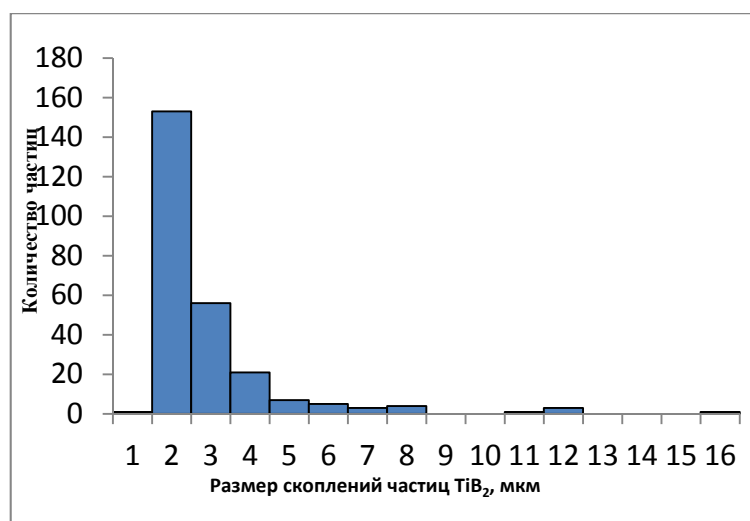


Рисунок Б4 – Микроструктура продольного сечения и результаты количественной оценки размера частиц TiB₂ и их скоплений в виде гистограммы нормального распределения в лигатуре AlTi5B1, $\times 1000$

Результаты проведенных стереометрических исследований прутковой лигатуры AlTi5B1, сведены в таблицу Б1.

Таблица Б1 – Результаты анализа прутковой лигатуры AlTi5B1

Требование по микроструктуре	Допустимое значение	Лигатура AlTi5B1
Средний размер частиц Al ₃ Ti	Не более 50×30 мкм	9×6 мкм
Максимальный размер частиц Al ₃ Ti	Более 150 мкм не более 5 %	отсутствуют
Средний размер частиц TiB ₂	Не более 2 мкм (90%), до 5 мкм (10%)	0,87±0,02,
Максимальный размер частиц TiB ₂	Более 5 мкм не более 0,0002%	отсутствуют
Скопление частиц (агломератов) TiB ₂	Суммарная протяженность скоплений размером более 10 мкм не более 50 мкм	61,38 мкм
Неметаллические включения (окисные пленки, прослойки и частицы оксидов, частицы графита, карбидов кремния, остатков огнеупоров, непрореагировавшие частицы солей)	Более 100 мкм не более 3 шт.	отсутствуют
Дополнительные параметры, не учитываемые заказчиком		
Объемная доля частиц Al ₃ Ti		8,03±1,04 %
Объемная доля частиц TiB ₂		16,92 %
Средняя протяженность границ частицы Al ₃ Ti		27,39±3,34 мкм

Результаты дополнительной количественной оценки микроструктуры образцов прутковой лигатуры AlTi5B1 производства KBM показали:

1. Частицы Al₃Ti:

1.1 Размеры частиц Al₃Ti: min – 2,30 мкм; max – 70,92 мкм; средний – 7,61±0,25 мкм (при исследовании проведены замеры 2052 частицы).

1.2 Объемная доля частиц Al₃Ti 8,03±1,04

2 Частицы TiB₂

2.1 Размеры частиц TiB₂: min – 0,42 мкм; max – 1,88 мкм; средний – 0,87±0,02 мкм (при исследовании проведены замеры 1274 частиц).

2.2 Размер скоплений частиц TiB₂: min – 1,48 мкм; max – 16,01 мкм; средний – 2,82±0,22 мкм (при исследовании проведены замеры 255 скоплений);

2.3 Объемная доля включений фазы TiB₂ 16,92 %.

На основании проведенных металлографических исследований следует, что микроструктура прутковой лигатуры AlTi5B1 производства KBM имеет дисперсную структуру по включениям Al₃Ti со средним размером 9×6 мкм.

Из проведенной количественной и качественной оценки микроструктуры следует, что лигатура AlTi5B1 несколько не соответствует требованиям по показателю скоплений частиц TiB₂. В технической спецификации на легирующие материалы, применяемые для производства слитков фольгового и литографического качества, суммарная протяженность скоплений TiB₂ размером более 10 мкм должна быть не более 50 мкм, в анализируемой лигатуре AlTi5B1 протяженность скоплений TiB₂ на 11 мкм превышает требования и составляет 61 мкм. В микроструктуре лигатурного прутка наблюдается направленность расположения включений Al₃Ti в образце продольного сечения, а также строчечное расположение частиц TiB₂.

Далее проводили оценку качества прутковой лигатуры AlTi5B1 производства HOESH на соответствие согласованным техническим требованиям

Внешний вид лигатуры изучали путем визуального осмотра и с применением стереоскопического микроскопа Stemi 2000-C, Carl Zeiss.

Для оценки качества лигатуры AlTi5B1 проведен металлографический анализ на микроскопе Axio Observer.A1m, Carl Zeiss. Микроструктуру исследовали на поперечном и продольном срезе прутка. Микрошлифы изготавливали на автоматизированных шлифовально-полировальных станках Saphir 520, Germany и расходных материалах фирмы Lam Plan, France по методикам, предоставленным ООО «Митэла».

Количественную оценку микроструктуры проводили в программе для анализа цифровых изображений AxioVizion, Carl Zeiss с использованием измерительных модулей Interactive Measurement, Program Wizard. Для этого использовали микрошлифы без дополнительного травления, на которых после пробоподготовки были видны только частицы Al₃Ti фазы. Для исследования включений диборида титана микрошлифы подвергались дополнительному травлению с целью выявления частиц фазы TiB₂.

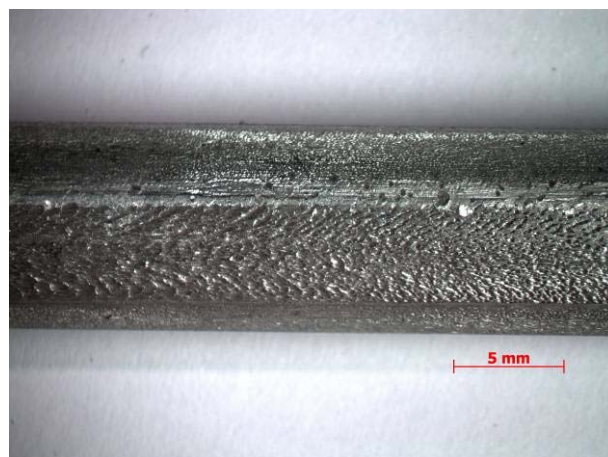
Визуальный осмотр образца показал, что на поверхности прутка по всей длине наблюдается грубая шероховатость (рисунок Б5 б, в), загрязнений, следов коррозии и окисления на поверхности прутковой лигатуры не обнаружено.



а



б



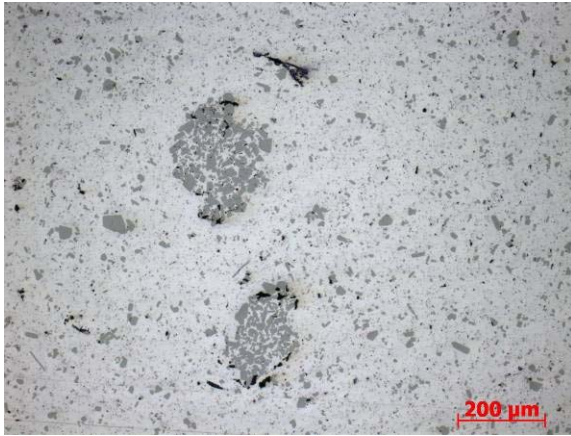
в

Рисунок Б5 – Внешний вид прутковой лигатуры AlTi5B1,
а – маркировка лигатуры; б, в – поверхность лигатуры

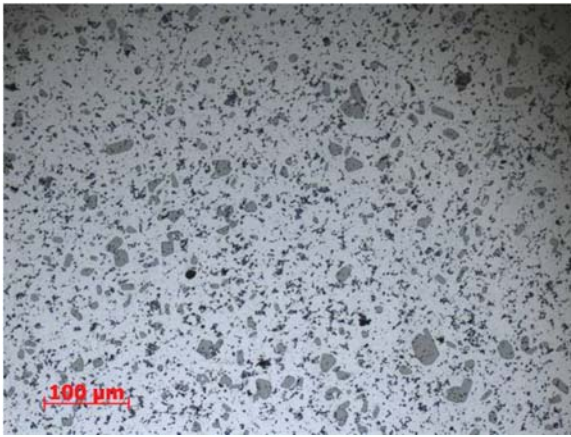
Исследования микроструктуры показали, что лигатура AlTi5B1 состоит из твердого раствора на основе алюминия и интерметаллидных частиц Al_3Ti , TiV_2 (рисунок Б6).

Включения фазы Al_3Ti расположены достаточно равномерно по поперечному сечению прутка (рисунок Б7), встречаются участки со скоплениями частиц алюминида титана. Частицы Al_3Ti очень мелкие, но встречаются единичные крупные кристаллы размером, не превышающим 55 мкм. Средний размер включений алюминида титана в структуре образцов составляет 10 мкм. В поперечном сечении лигатуры обнаружено два агломерата частиц Al_3Ti размерами 309×240 и 264×163 мкм (рисунок Б6 а). В образце продольного сечения включения Al_3Ti располагаются ориентированно в направлении оси деформации (рисунки Б6 в, Б7 б, г).

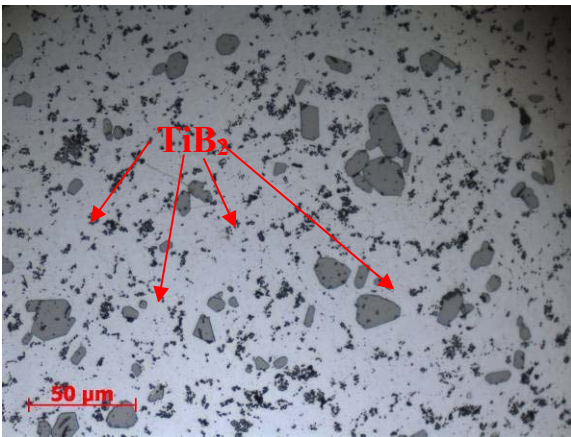
Поперечное сечение лигатурного прутка



а

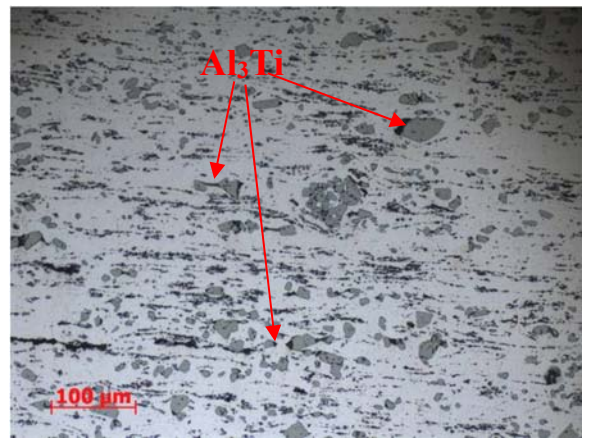


б

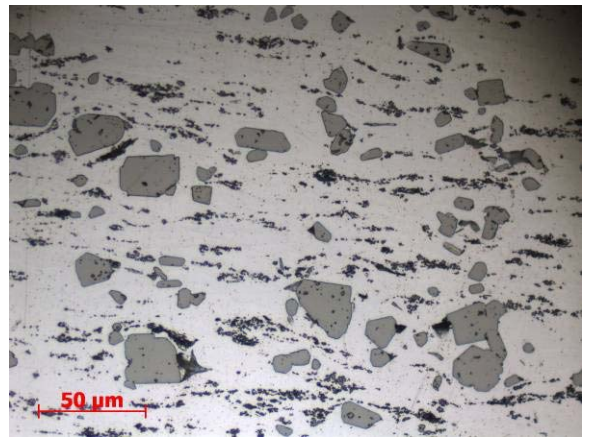


в

Продольное сечение лигатурного прутка

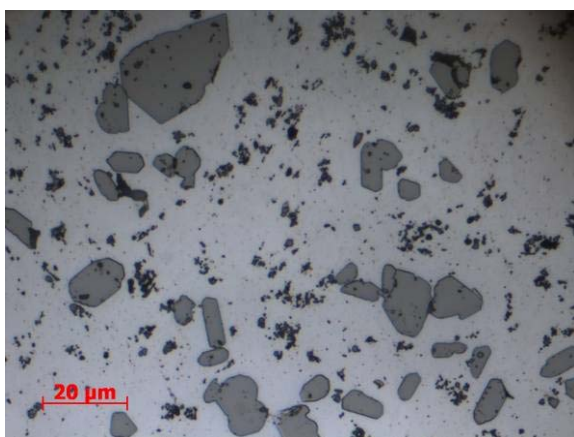


в



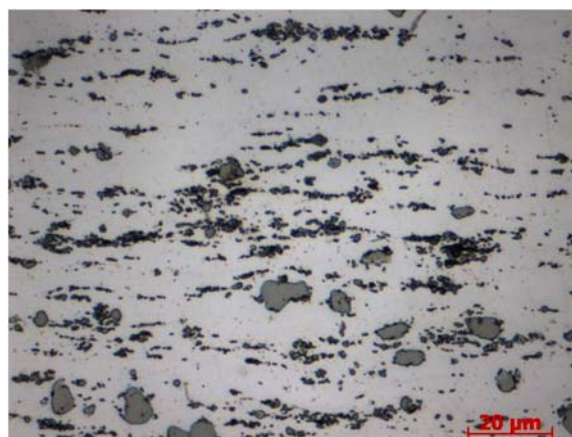
д

Поперечное сечение лигатурного прутка

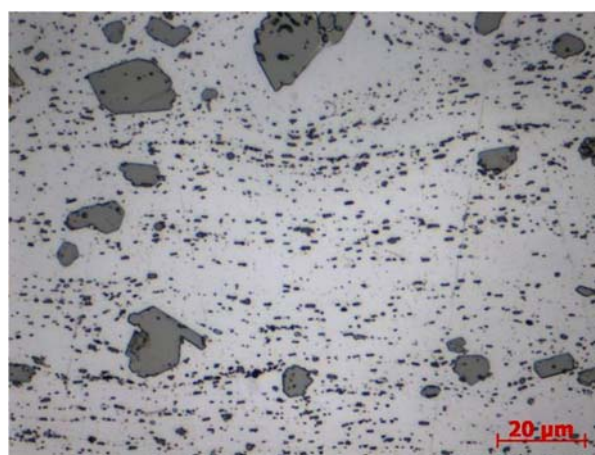


е

Продольное сечение лигатурного прутка



ж



з

Рисунок Б6 – Микроструктура прутковой лигатуры AlTi5B1

после травления для выявления частиц TiB₂, а ×200 б, в ×200; г, д ×500; е, ж, з ×1000

Дибориды титана в продольном сечении лигатуры располагаются либо в виде единичных включений, ориентированных в направлении оси деформации размером до 2,3 мкм (рисунок Б6 з), либо в виде скоплений до 26,4 мкм, вытянутых в строчки (рисунок ж). Суммарная протяженность скоплений диборида титана в продольном образце превышает допустимое значение – 50 мкм и составляет 228 мкм. В продольном сечении образца частицы диборида титана располагаются в виде протяженных прожилок, вытянутых в направлении оси деформации. Практически в каждой частице TiAl₃ можно наблюдать включения TiB₂ (рисунок Б6 г-ж).

Лигатурный пруток имеет большое количество пор (средний размер 3,7 %). В долевом сечении прутка поры распределяются в виде вытянутых в направлении

оси деформации строчек, в поперечном – равномерно распределяются по сечению лигатуры (рисунок Б7). Объемная доля пор составляет 0,67 %.

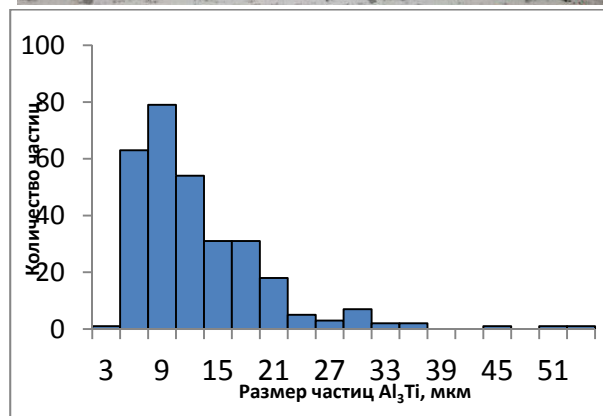
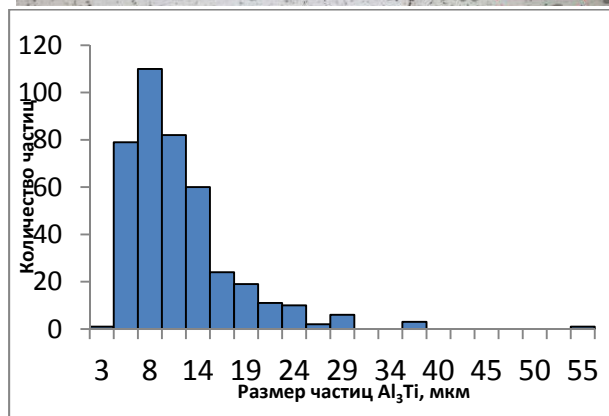
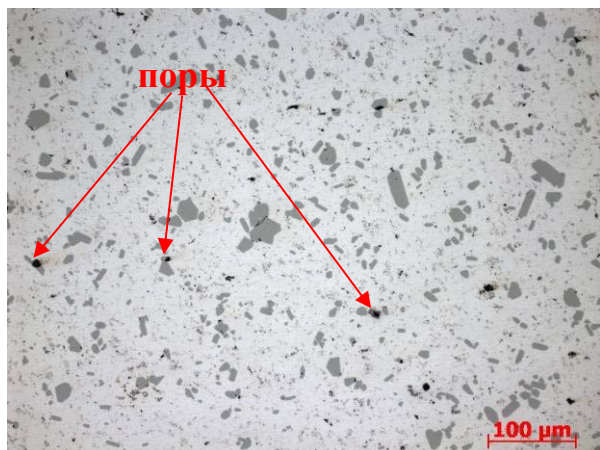
На рисунке Б7 приведена микроструктура и гистограммы распределения частиц Al_3Ti в исследуемом лигатурном прутке.

Гистограммы нормального распределения частиц Al_3Ti в лигатурном прутке, как в поперечном, так и продольном сечении (рисунок 3) оборваны слева. В структуре имеется значительный разброс включений Al_3Ti , но максимальная частота попадания этих включений, приходится на значения, близкие к минимальным – до 10 мкм. Средний размер частиц смещен влево от центра размаха варьирования и приходится на минимальные значения интервалов.

В микроструктуре прутков частицы Al_3Ti преимущественно дисперсные, но встречаются единичные крупные кристаллы, размер которых не превышает 55 мкм.

Поперечное сечение лигатурного прутка

Продольное сечение лигатурного прутка



а

б

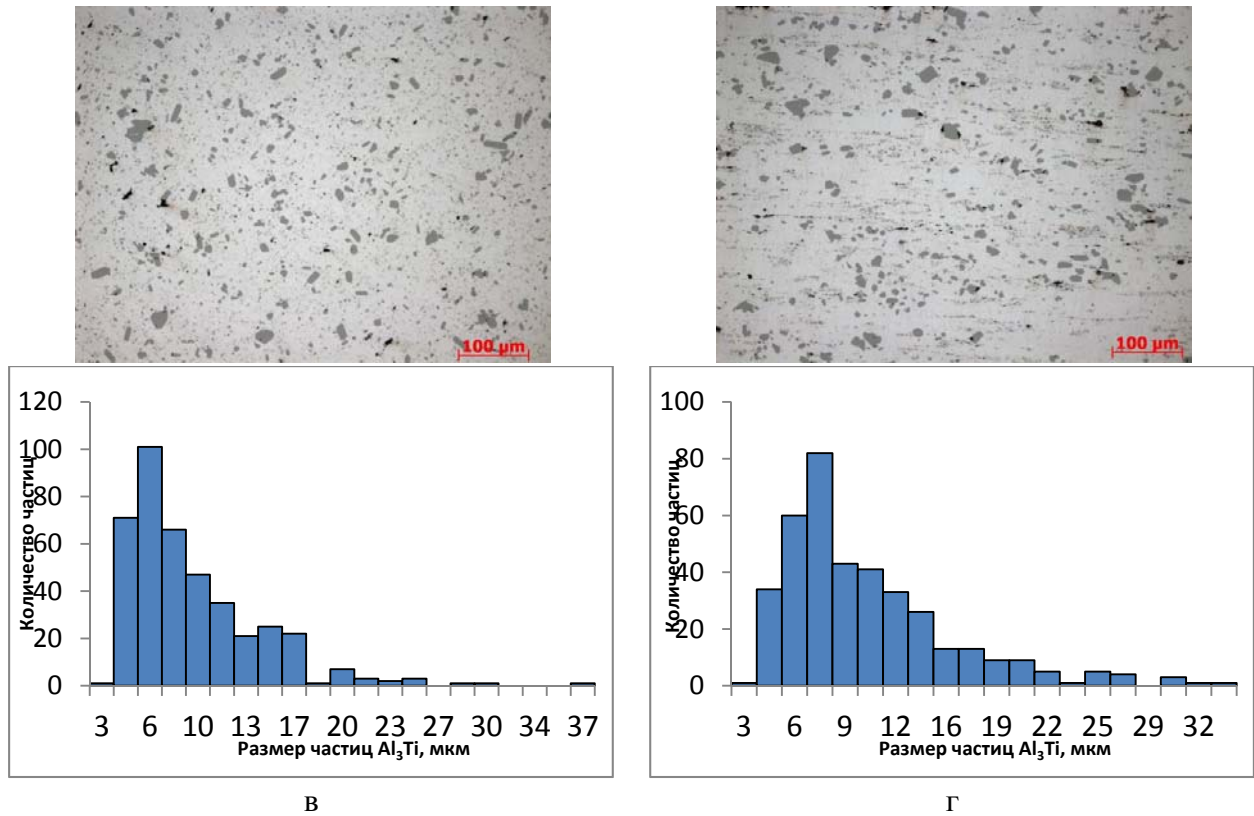
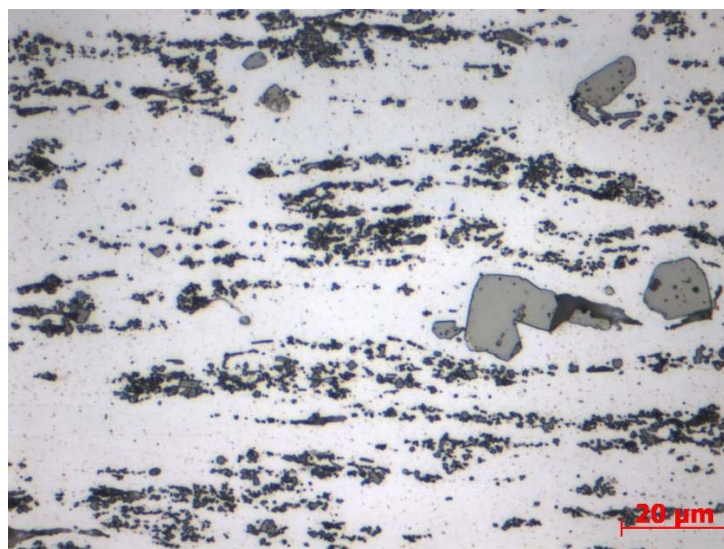


Рисунок Б7 – Микроструктура и результаты количественной оценки размера частиц Al_3Ti в виде гистограммы нормального распределения частиц в лигатуре AlTi5B1 , $\times 200$
 а, в – поперечное сечение; б, г – продольное сечение

На рисунке Б8 приведена гистограмма распределения частиц TiB_2 и их скоплений, рассчитанных для продольного сечения лигатурного прутка.



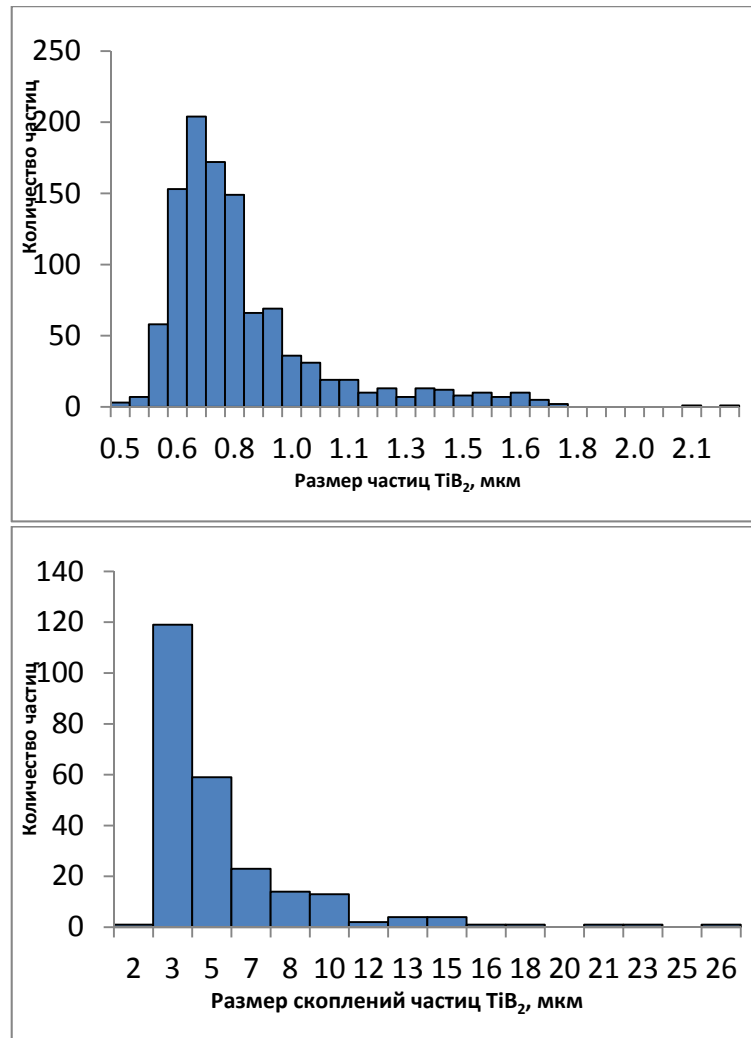


Рисунок Б8– Микроструктура продольного сечения и результаты количественной оценки размера частиц TiB_2 и их скоплений в виде гистограммы нормального распределения в лигатуре $AlTi5B1$, $\times 1000$

Гистограмма нормального распределения частиц TiB_2 прутка (рисунок 4) имеет колоколообразный тип со смещением влево. Такой вид гистограммы показывает, что максимальное количество частиц диборида титана попадает на их среднее значение.

Гистограммы распределения скоплений частиц TiB_2 резко оборваны слева. Это свидетельствует о том, что большинство скоплений имеет минимальные размеры – до 5 мкм, остальные размерные интервалы имеют единичные попадания. Наблюдается большой разброс значений – от 1,5 до 26 мкм.

Результаты проведенных стереометрических исследований прутковой лигатуры $AlTi5B1$, сведены в таблицу Б2.

Таблица Б2 – Результаты анализа прутковой лигатуры AlTi5B1

Требование по микроструктуре	Допустимое значение	Лигатура AlTi5B1
Средний размер частиц Al ₃ Ti	Не более 50×30 мкм	12×7 мкм
Максимальный размер частиц Al ₃ Ti	Более 150 мкм не более 5 %	отсутствуют
Средний размер частиц TiB ₂	Не более 2 мкм (90%), до 5 мкм (10%)	0,81±0,01, более 2 мкм – 0,19 %
Максимальный размер частиц TiB ₂	Более 5 мкм не более 0,0002%	отсутствуют
Скопление частиц (агломератов) TiB ₂	Суммарная протяженность скоплений размером более 10 мкм не более 50 мкм	228,02 мкм
Неметаллические включения (окисные пленки, прослойки и частицы оксидов, частицы графита, карбидов кремния, остатков огнеупоров, непрореагировавшие частицы солей)	Более 100 мкм не более 3 шт.	отсутствуют
Дополнительные параметры, не учитываемые заказчиком		
Скопление частиц (агломератов) Al ₃ Ti (рисунок 2)		309×240 мкм 264×163 мкм
Объемная доля частиц Al ₃ Ti		8,10±1,22 %
Объемная доля частиц TiB ₂		25,20 %
Средняя протяженность границ частицы Al ₃ Ti		34,78±1,26 мкм

Результаты дополнительной количественной оценки микроструктуры образцов прутковой лигатуры AlTi5B1 производства HOESH показали:

1. Частицы Al₃Ti:

1.1 Размеры частиц Al₃Ti: min – 2,53 мкм; max – 55,23 мкм; средний – 9,75±0,30 мкм (при исследовании проведены замеры 1499 частицы).

1.2 Объемная доля частиц Al₃Ti 8,10±1,22 %

2 Частицы TiB₂

2.1 Размеры частиц TiB₂: min – 0,48 мкм; max – 2,26 мкм; средний - 0,81±0,01 мкм (при исследовании проведены замеры 1085 частиц).

2.2 Размер скоплений частиц TiB_2 : min – 1,56 мкм; max – 26,43 мкм; средний – $4,40 \pm 0,45$ мкм (при исследовании проведены замеры 244 скоплений);

2.3 Объемная доля включений фазы TiB_2 25,20 %.

На основании проведенных металлографических исследований следует, что микроструктура прутковой лигатуры $AlTi5B1$ производства НОESH имеет дисперсную структуру по включениям Al_3Ti со средним размером 12×7 мкм. В поперечном сечении лигатуры обнаружено два агломерата частиц Al_3Ti размерами 309×240 и 264×163 мкм.

Лигатурный пруток имеет большое количество пор со средним размером 3,7 мкм, как в продольном, так и в поперечном сечении.

Из проведенной количественной и качественной оценки микроструктуры следует, что лигатура **$AlTi5B1$ не соответствует требованиям по показателю скоплений частиц TiB_2** . В технической спецификации на легирующие материалы, применяемые для производства слитков фольгового и литографического качества, суммарная протяженность скоплений TiB_2 размером более 10 мкм должна быть не более 50 мкм, в анализируемой лигатуре $AlTi5B1$ протяженность скоплений TiB_2 более, чем в 4 раза превышает требования и составляет 228 мкм. В микроструктуре лигатурного прутка наблюдается направленность расположения включений Al_3Ti в образце продольного сечения, а также строчечное расположение частиц TiB_2 .

Таким образом, лигатура $AlTi5B1$ производства КВМ по результатам проведенных исследований является более качественной, чем лигатура $AlTi5B1$ производства НОESH.

ПРИЛОЖЕНИЕ В

Утверждаю:

Директор ДПП

АО «РУСАЛ Саяногорск»

А.Н. Пушин

«__» _____ 20__ г.

Акт – внедрения

о результатах выполнения работ по теме «Разработка технических решений по исключению дефектов макроструктуры в плоских слитках»

№ 2 от «30» декабря 2015 г.

Настоящий акт о завершении работ, выполненных ООО «РУСАЛ ИТЦ» по теме: «Разработка технических решений по исключению дефектов макроструктуры в плоских слитках»

Договор № 9110R275 от «09» декабря 2014 г.

Код ИМ (или код проекта): 03.50.15.003

Дата начала работ по теме: «12» января 2015 г.

Дата окончания работ (этапа) по теме: «25» декабря 2015 г.

Место хранения документов: ДПП АО «РУСАЛ Саяногорск»

Выполнены следующие работы:

1. Разработана технология и нормативно-технологическая документация на производство плоских слитков сплавов без внутренних дефектов, плавающих кристаллов, веерной и елочной структуры.
2. Выпущена квалификационная партия плоских слитков сплавов 1100, 1200 без внутренних дефектов, плавающих кристаллов, веерной и елочной структуры.

Достигнуты следующие результаты:

На ЛА №2 выпущена квалификационная партия плоских слитков сплава 1200 сечением 560x1230 мм Constellium, сплава 1100 сечением 560x1310мм, 560x1410мм Novelis Korea без дефектов веерной, елочной структуры и плавающих кристаллов.

Заключение комиссии:

Разработанная технология и нормативно-технологическая документация на производство плоских слитков сплавов 1200 и 1100 исключает образование дефектов макроструктуры, позволяет производить товарную продукцию в виде плоских слитков сечением 560x1230мм, 560x1310мм, 560x1410мм на ЛА №2 в ЛО №1 ОАО «РУСАЛ Саяногорск», удовлетворяющую требованиям потребителя.


Признать работы по теме: «Разработка технических решений по исключению дефектов макроструктуры в плоских слитках» выполненными, цели достигнутыми.

Комиссия в составе:

Директор департамента РГМ Б.В.

Директор ЛЦ

Руководитель проекта

 А.Ю. Крохин

А.Ю. Сидоров

В.Ф. Фролов

«УТВЕРЖДАЮ»
 Директор Литейного центра
 ООО «РУСАЛ ИТЦ».



А.Ю. Сидоров

Утверждаю
 Проректор по ИМиС
 ФГАОУ ВПО «СФУ»



С.В. Верховен

М.П.

АКТ

опытно-промышленных испытаний по теме «Разработка технических решений по исключению дефектов макроструктуры в плоских слитках»

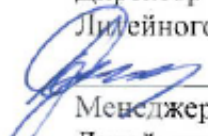
Мы нижеподписавшиеся, представители ООО «РУСАЛ ИТЦ» (г. Красноярск) Фролов В.Ф. – директор Департамента литейных проектов Литейного центра, Костин И.В. – менеджер Департамента литейных проектов Литейного центра и Ильин А.А. – менеджер отдела моделирования и измерений Департамента новых технологий, с одной стороны, и представители ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет» (г. Красноярск): Довженко Н.Н. – директор Института нефти и газа, д-р техн. наук, профессор; Сидельников С.Б. – заведующий кафедрой «Обработка металлов давлением», д-р техн. наук, профессор; Беляев С.В. – заведующий кафедрой «Литейное производство», д-р техн. наук, доцент и Безруких А.И. – доцент кафедры «Литейное производство», канд. техн. наук, с другой стороны, определили, что проводимые в период с 12.01.2015 по 25.12.2015 работы по теме «Разработка технических решений по исключению дефектов макроструктуры в плоских слитках» позволили:


- разработать технологию и нормативно-технологическую документацию на производство плоских слитков сплавов 1100, 1200 без внутренних дефектов, плавающих кристаллов, веерной и елочной структуры;
- выпустить квалификационную партию слитков сплавов 1100, 1200 без внутренних дефектов, плавающих кристаллов, веерной и елочной структуры.

Комиссия считает, что разработанная технология и нормативно-технологическая документация на производство плоских слитков сплавов 1100, 1200 исключает образование дефектов макроструктуры, позволяет производить товарную продукцию в виде плоских слитков сечением 560×1230 мм, 560×1310 мм, 560×1410 мм на ЛА № 2 в ЛО № 1 ОАО «РУСАЛ Саяногорск», удовлетворяют требованиям потребителя.

Комиссия предлагает начать промышленное освоение технологии производства плоских слитков сплавов 1100, 1200 в ЛО № 1 ОАО «РУСАЛ Саяногорск».

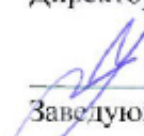
Представители
 ООО «РУСАЛ ИТЦ»
 Директор Департамента литейных проектов
 Литейного центра


 В.Ф. Фролов
 Менеджер Департамента литейных проектов
 Литейного центра


 И.В. Костин
 Менеджер отдела моделирования и
 измерений Департамента новых технологий

 А.А. Ильин

Представители
 ФГАОУ ВО «СФУ»
 Директор ИМиС

 Н.Н. Довженко
 Заведующий кафедрой «Обработка
 металлов давлением»

 С.Б. Сидельников
 Заведующий кафедрой «Литейное
 производство»

 С.В. Беляев
 Доцент кафедры «Литейное произ-
 водство»

 А.И. Безруких





АКТ
о внедрении технологии по исключению дефектов макроструктуры в плоских слитках 1xxx серии

В период с января 2015 г. по декабрь 2015 г. соискатель кафедры «Литейное производство черных и цветных металлов» ФГАОУ ВО «Сибирского федерального университета» Фролов В.Ф. участвовал в исследованиях и разработке технологии по исключению дефектов макроструктуры в плоских слитках 1xxx серии. Исследовал зависимости влияния легирующих компонентов, состава сплава и технологических факторов на процесс и характеристики образующихся дефектов макроструктуры в плоских слитках 1xxx серии.

Разработанная технология позволяет повысить качество выпускаемой продукции:

- Исключить образование плавающих кристаллов, всерной и слочной структур;
- Производить плоские слитки сплавов 1100, 1200 без внутренних дефектов;
- Сократить, либо исключить внутренний брак плоских слитков сплавов 1100, 1200 сечением 560×1230 мм, 560×1310 мм, 560×1410 мм.



В 2015г экономический эффект при выпуске квалификационной партии в количестве 383 тонн с учетом исключения брака и переплава составил 584 тыс. рублей.

Ожидаемый среднегодовой экономический эффект в ЛО № 1 ОАО «РУСАЛ Саяногорск» при исключении брака и сокращении переплава составит 1,1 млн. рублей.

Комиссия ООО «РУСАЛ ИТЦ»:

Директор департамента ДТЛ АЗ

Начальник ОТ ДЛП ЛЦ


 _____ В.Ф. Дроздов

 _____ О.В. Вербицкий

От ФГАОУ ВО «СФУ»:

Соискатель кафедры «Литейное производство черных и цветных металлов»


 _____ В.Ф. Фролов

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

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

SIBIRIAN
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

№ _____
На _____ от _____

УТВЕРЖДАЮ

Ректор Университета



А К Т ВНЕДРЕНИЯ В УЧЕБНЫЙ ПРОЦЕСС

Настоящим актом подтверждается, что установка для исследования модифицирующей способности лигатур согласно заявке на патент на полезную модель №2015151286 от 30.11.2015 г., МПК F27B17/02, G01N33/20, разработанная коллективом ученых в составе Беляев С.В., Сидельников С.Б., Фролов В.Ф., Крохин А.Ю. Безруких А.И., Губанов И.Ю., Горохова Т.Ю., Костин И.В., Лесив Е.М., Сидельников А.С., Аникин А.И., Юрьев П.О. внедрена в учебный процесс и применяется при обучении магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» и магистерской программе 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 «Моделирование и оптимизация литейных технологий», «Теория процессов плавления алюминиевых сплавов», «Теория кристаллизации алюминиевых сплавов», «Технология литейного производства цветных металлов и сплавов», «Управление качеством литейной продукции», «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