

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи



КОСТИН Игорь Владимирович

**ИССЛЕДОВАНИЕ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА
МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ
СПЛАВОВ 5XXX СЕРИИ**

Специальность 05.16.04 – Литейное производство

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук
Беляев Сергей Владимирович

КРАСНОЯРСК – 2017

ОГЛАВЛЕНИЕ

УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ.....	4
ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА В ОБЛАСТИ ИССЛЕДОВАНИЙ ПРОЦЕССА МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ 5XXX.....	12
1.1 Мировые тенденции развития заготовительного литья из алюминиевых сплавов 5XXX серии.....	12
1.2 Анализ качества плоских слитков алюминиевых сплавов серии 5XXX.....	22
1.3 Анализ процесса модифицирования алюминиевых сплавов серии 5XXX с помощью модификаторов.....	36
1.4 Современное состояние вопроса в области прогнозирования структуры слитков, отлитых непрерывным способом.....	54
1.5 Выводы по главе и постановка цели и задач исследования	65
ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КАЧЕСТВА СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ 5XXX.....	67
2.1 Методика отбора проб и принцип исследования качества плоских слитков, полученных в промышленных условиях, по длине и сечению	67
2.2 Методика проведения металлографических исследований слитков алюминиевых сплавов серии 5XXX.....	71
2.3 Исследование и определение механических свойств литых и деформируемых полуфабрикатов из слитков серии 5XXX.....	77
2.4 Разработка методики определения пористости в плоских слитках.....	82
2.5 Выводы по главе 2.....	87
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ 5XXX СЕРИИ	88
3.1 Анализ качества модифицирующих лигатур системы <i>Al-Ti-B</i> , применяемых в производстве слитков.....	88

3.2 Компьютерное моделирование полунепрерывного литья плоского слитка.....	95
3.3 Лабораторные исследования влияние расхода лигатуры для верификации компьютерной модели	111
3.4 Компьютерное моделирование процесса модифицирования в металлотракте при полунепрерывном литье плоских слитков	114
3.5 Выводы по главе 3.....	120
ГЛАВА 4 НОВЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ОБЛАСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	122
4.1 Разработка методики оценки качества модифицирующих лигатур системы <i>Al-Ti-B</i> , применяемых в производстве плоских слитков	122
4.2 Разработка и внедрение технологии производства плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX с мелкозернистой структурой.....	127
4.3 Новые технические решения в области производства и оценки модифицирующей способности плоских слитков из алюминиевых сплавов 5XXX серии	137
4.4 Выводы по главе 4.....	141
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	142
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	145
ПРИЛОЖЕНИЕ А	159
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	160

УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

ПС – плоский слиток

ПДС – продукт с добавленной стоимостью

МТФ – трубчатый металлофильтр тонкой очистки

ПКФ – пенокерамический фильтр

КС - кристаллизатор скольжения

СКО – среднеквадратичное отклонение

ТВО – термовременная обработка

ЭМК - электромагнитный кристаллизатор

МЗС–мелкозернистая структура

ОМД - обработка металлов давлением

УЗО – ультразвуковая обработка

ЭМП - электромагнитное перемешивание

МСЛ – модифицирующая способность лигатуры

ВВЕДЕНИЕ

Одной из приоритетных задач для цветной металлургии была, остается и будет повышение эффективности литейного производства за счет совершенствования действующих и создания новых технологических процессов, расширения сортамента, повышения производительности и качества продукции.

Продукция из алюминиевых сплавов обладает высокими эксплуатационными и технологическими свойствами, поэтому по важности и распространенности они являются вторыми в мире после стали среди металлических конструкционных материалов. В России одним из приоритетных направлений программы развития промышленного сектора обозначено развитие алюминиевого производства до 2020 года для обеспечения растущего спроса на металлоизделия [1].

Мировой лидер алюминиевой промышленности Российская объединенная компания ОК РУСАЛ активно развивает научно-исследовательские направления в литейном производстве и в ближайшем будущем планирует довести долю сплавов до 80% от общего объема выпуска продукции.

Одним из перспективных направлений является производство плоских слитков из алюминиевых сплавов 5XXX серии для прокатного производства, которое не всегда готово удовлетворить постоянно растущие требования по качеству и свойствам, предъявляемые заказчиками. Поэтому разработка научно-обоснованных технических и технологических решений для обеспечения требуемого уровня качества плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX для прокатного производства, несомненно, является актуальной научно-технической проблемой.

Данный тезис подтверждается тем, что настоящая работа выполнялась в соответствии с Федеральной программой «Стратегия развития цветной металлургии России на 2014-2020 годы и на перспективу до 2030 года», разработанной согласно поручения Правительства Российской Федерации от 16 июля 2013 г. N ДМ-П9-53пр, в рамках проекта 14.578.21.0193 «Разработка

теоретических и технологических решений снижения водорода в составе алюминия и низколегированных алюминиевых сплавов» Федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации. Уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57816X0193, а также по договору с ОК «РУСАЛ» «Разработка технических решений по достижению мелкозернистой структуры в плоских слитках сплавов серии 5XXX.

Благодаря исследованиям таких известных ученых, как М.Б. Альтман, Г.Ф. Баландин, А.И. Батышев, К.А. Батышев, А.Ф. Белов, В.Д. Белов, Н.А. Белов, А.И. Беляев, 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 Хо Сен, И.Ф. Селянин, А.Н. Соколов, А.Г. Спасский, Ю.А. Филатов, И.Н. Фридляндер, М.В. Шаров, Г.И. Эскин, Д.Г. Эскини 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 [4, 6-10].

Однако по-прежнему задача прогнозирования размера зерна по объему слитков для алюминиевых сплавов, в том числе 5XXX серии до сих пор остается нерешенной и требует проведения дополнительных исследований в данном направлении.

Объектом исследований в работе являются алюминиевые сплавы 5XXX серии, технологические процессы и оборудование для производства крупнотоннажных плоских слитков методом полунепрерывного литья.

Целью диссертационной работы является:

Разработка комплекса технических и технологических решений, обеспечивающих достижение мелкозернистой структуры для плоских слитков 5XXX серии.

Для достижения данной цели были сформулированы и решены следующие задачи:

- исследовать механизм образования мелкозернистой структуры при изготовлении плоских слитков из алюминиевых сплавов 5XXX серии;
- разработать методику прогнозирования структуры слитка с учетом реального химического состава сплава и применяемого модификатора;
- разработать компьютерную модель процесса модифицирования при изготовлении плоских слитков с учетом конструктивных и технологических параметров литья;
- усовершенствовать экспресс метод оценки модифицирующей способности лигатур для алюминиевых сплавов;
- проанализировать модифицирующую способность лигатур системы *Al-Ti-B* в зависимости от технологических и конструктивных параметров промышленного производства плоских слитков;
- с учетом промышленных условий предприятий ОК РУСАЛ разработать и внедрить эффективную технологию для достижения мелкозернистой структуры плоского слитка при полунепрерывном литье для алюминиевых сплавов 5XXX серии.

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

1. В результате обобщения экспериментального материала, полученного непосредственно в промышленных условиях, и анализа научно-технической литературы установлено, что модифицирование алюминиевых сплавов обусловлено совместным воздействием Al_3Ti и TiB_2 , а Al_3Ti является мощным инициатором зародышеобразования из-за его перитектической реакции с $\alpha-Al$ и существует, в том числе в виде покрытия на гранях TiB_2 .

2. Научно обоснованы и экспериментально подтверждены следующие закономерности при модифицировании алюминиевых сплавов серии 5XXX:

а) увеличение расхода модификатора $AlTi_5B1$ до 2,5 кг/т приводит к измельчению размера зерна в пробах TP-1 почти в два раза с минимальным размером макрозерна до 94 мкм;

б) наиболее благоприятная концентрация модифицирующих частиц лигатурного прутка наблюдается при введении в расплав лигатурного прутка марки $Al-Ti_5-B1$ в следующих случаях расхода и места ввода лигатурного прутка:

- 0,5 кг/т до фильтра МТФ и 2,0 кг/т во входной портал дегазатора.

- 1,0 кг/т до фильтра МТФ, 1,0 кг/т во входной портал дегазатора, 0,5 кг/т после фильтра МТФ.

Практическая значимость работы заключается в следующем:

1. Создана новая инженерная методика прогнозирования размера зерна в слитке, отлитого полунепрерывным способом, учитывающая реальные физико-химические свойства сплава и модификатора.

2. Разработаны компьютерные модели с использованием программных комплексов ANSYS Fluent и ProCAST со встроенным модулем CAFE с учетом конструктивных и технологических параметров полунепрерывного процесса литья плоского слитка, в том числе разливка расплава в кристаллизатор через распределительную коробку Combo Bag, позволяющие

- определить форму и размеры лунки во время кристаллизации плоского слитка из сплавов 5XXX серии;

- спрогнозировать структуру плоского слитка на стационарной стадии кристаллизации полунепрерывным методом;

- вычислить распределение объемной концентрации легирующих веществ модификатора системы $Al-Ti_5-B1$ вдоль металлотракта от миксера до кристаллизатора.

3. Предложена методика оценки качества модифицирующих лигатур системы $Al-Ti-B$, применяемых в производстве слитков, которая позволит более

объективно осуществлять входной контроль модификаторов и снизить количество брака по структуре плоских слитков.

4. Разработан и внедрен комплекс новых технических и технологических решений для производства плоских слитков алюминиевых сплавов 5XXX серии непрерывным методом, включающий:

- технологический регламент по производству плоских слитков серии 5XXX, позволяющий получать плоские слитки с мелкозернистой структурой и подтвержденный проведением опытных плавов на предприятии ОК РУСАЛ и актом внедрения (Приложение А);

- устройство для исследования модифицирующей способности лигатур (Патент на полезную модель № 166586 U1 Российская Федерация, МПК G01N 33/20);

- установка для исследования модифицирующей способности лигатур (Патент на полезную модель № 166581 U1 Российская Федерация, МПК G01N 33/20).

5. Результаты исследований внедрены в учебный процесс и используются при обучении 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» (Приложение Б).

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 программных комплексов ProCAST и ANSYS.

В работе выносятся на защиту следующие положения:

- а) результаты теоретических и экспериментальных исследований механизма образования мелкозернистой структуры при кристаллизации крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX;

- б) результаты исследований влияния легирующих компонентов на

формирование мелкозернистой структуры плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX;

в) методики исследования, прогнозирования и контроля показателей структуры плоского слитка, изготовленного полунепрерывным методом;

г) результаты компьютерного моделирования процесса модифицирования при изготовлении плоских слитков с учетом конструктивных технологических параметров литья в промышленных условиях;

д) новая технология литья плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX, гарантирующих получение мелкозернистой структуры.

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

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка литературы, содержащего 152 источников, и двух приложений. Основной материал изложен на 160 страницах, включая 32 таблицы, 17 формул и 75 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 ОК «РУСАЛ». 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.

Работа выполнена при научной консультации кандидата технических наук, доцента кафедры «Литейное производство» ИЦМиМ ФГАОУ ВО СФУ Безруких Александра Иннокентьевича.

Автор работы выражает глубокую благодарность за консультации в области алюминиевого производства кандидату технических наук, доценту кафедры «Литейное производство» ИЦМиМ ФГАОУ ВО СФУ Губанову Ивану Юрьевичу, кандидату технических наук, директору литейных проектов ООО «РУСАЛ ИТЦ» Фролову Витору Федоровичу.

ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА В ОБЛАСТИ ИССЛЕДОВАНИЙ ПРОЦЕССА МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ 5XXX

1.1 Мировые тенденции развития заготовительного литья из алюминиевых сплавов 5XXX серии

Одним из важных показателей экономического развития страны является среднедушевое потребление алюминия. В настоящее время душевое потребление алюминия в России в 6,5 раза ниже, чем в США, в 3 раза — чем в Германии и в 4,7 раза — ниже, чем в Японии. В соответствии со «Стратегией развития металлургической промышленности РФ на период до 2020г», к 2020 году душевое потребление алюминия в России возрастет по сравнению с уровнем 2011-2012гг. на 44,2% [5].

По прогнозам Минпромторга, увеличение потребления алюминия к 2020 г. произойдет, прежде всего, в следующих направлениях: на производство тароупаковочных материалов, строительных конструкций, транспортных средств. При этом специалисты отмечают, что сегодня рынок алюминия уступает в объеме лишь рынку, стали, и спрос на легкий металл постоянно увеличивается. Но растущий спрос на фоне дорожающих энергоносителей, по мнению некоторых аналитиков, приведет к тому, что цены на этот металл могут существенно увеличиться. По прогнозу Инвестбанка UBS, в течение ближайших двух лет цена алюминия может подняться до рекордной отметки \$4400 за тонну.

Производство алюминия в мире в 2015 г. составило 42,6 млн. тонн (по данным Международного института алюминия (International Aluminium Institute, IAI).

Показатели производства алюминия по основным географическим регионам мира за 12 месяцев 2015 г. (в скобках указаны показатели за аналогичный период 2014 г.): Африка — 1,815 (1,864) млн. тонн; Северная Америка — 5,643 (5,333) млн. тонн; Латинская Америка — 2,557 (2,493) млн. тонн; Азия (без Китая) —

3,707 (3,493) млн. тонн; Западная Европа — 4,306 (4,182) млн. тонн; Восточная/Центральная Европа — 4,460 (4,230) млн. тонн; Океания — 2,315 (2,274) млн. тонн; Китай — 12,607 (9,349) млн. тонн.

Приведенная статистика не учитывает поставки на мировой рынок алюминия из таких производящих стран, как Азербайджан, Иран, КНДР, Босния и Герцеговина, Польша, Румыния. Доля этих стран в общемировом производстве оценивается экспертами IAI примерно в 2%.

В алюминиевой промышленности в результате проводимой политики консолидации производственных активов образовались крупные предприятия, обеспечивающие львиную долю выпуска всего первичного алюминия. Основные из них - это:

- Объединенная компания «Российский алюминий» (РФ). На долю ОК «РУСАЛ» приходится около 12,5% мирового рынка алюминия и 16% глинозема. RUSAL производит 3,9 млн. тонн алюминия и 10,6 млн. тонн глинозема в год. Продукция экспортируется клиентам в 70 странах мира.

- Alcoa (США) — один из ведущих мировых производителей первичного алюминия, алюминиевых изделий и глинозема. В России Alcoa принадлежат ОАО «Самарский металлургический завод» и ОАО «Белокалитвинское металлургическое производственное объединение».

- Chalco или Aluminium Corporation of China Limited (Китай) — крупнейший производитель алюминия и единственный - глинозема в Китае.

- Hydro Aluminium (Норвегия) - одно из двух основных бизнес подразделений норвежской компании Norsk Hydro.

- Rio Tinto Alcan (Англия-Австралия-Канада) - крупнейший производитель алюминия в мире.

Лидерами и основными продуцентами первичного алюминия по странам являются Китай, Россия, Канада, США, Австралия, Бразилия и Норвегия. Во многом это обуславливается расположением на территории этих стран сырьевых запасов.

Российский рынок алюминиевой продукции постепенно развивается.

Созданная в результате объединения активов «РУСАЛа», СУАЛа и Glencore объединенная компания Российский алюминий (ОК РУСАЛ) является единственным отечественным производителем первичного алюминия, а также крупнотоннажных слитков. Объединенной компании принадлежат 14 алюминиевых заводов, 10 предприятий по производству глинозема, 4 предприятия по добыче бокситов, 3 фольгопрокатных завода [5].

В России насчитывается более 20 крупных заводов, так или иначе ведущих обработку первичного алюминия. Изделия из алюминия востребованы в авиационной промышленности, машиностроении, автомобилестроении, строительстве. Среди крупных предприятий - такие, как Самарский, Красноярский, Белокалитвинский, Каменск-Уральский, Ступинский металлургические заводы. На шестнадцати российских предприятиях производят алюминиевые профили, на двенадцати - листы, на семи заводах производят ленту, на шести - прутки. Необходимо отметить, что отечественные предприятия развиваются, ставят дополнительные мощности, увеличивая тем самым свои мощности.

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 (рисунок 1.1).

В то же время РУСАЛ проводит увеличение продаж первичной продукции и продукции с добавленной стоимостью.

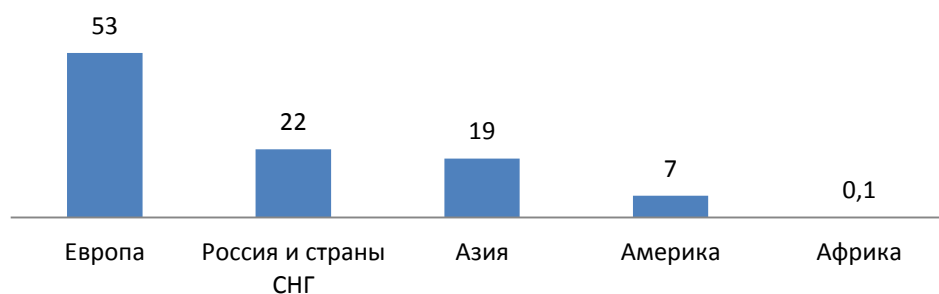


Рисунок 1.1 - Продажи алюминия РУСАЛ по регионам мира, %

В 2015 году доля ПДС в общем объеме производства РУСАЛа составила около 50%, в перспективе планируется ее увеличение до 55% (рисунок 1.2).

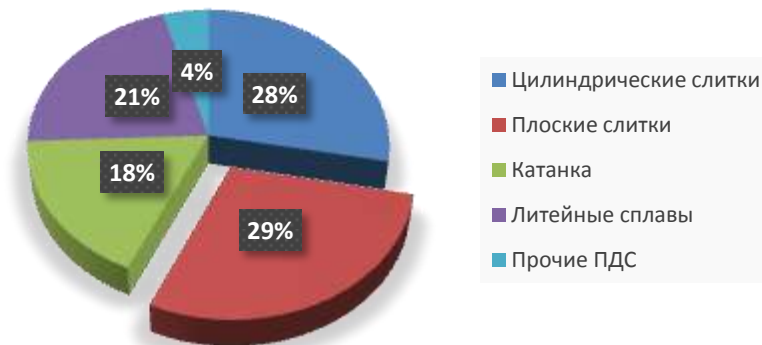


Рисунок 1.2 - Объемы продаж РУСАЛом основной продукции, %.

Из рисунка 1.2 видно, что одним из востребованных продуктов РУСАЛа на рынке потребления после первичного алюминия являются плоские слитки из алюминиевых сплавов, которые в основном идут на дальнейшую переработку [5].

Технологическая схема производства плоских крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов состоит из нескольких этапов, основные из них представлены на рисунке 1.3.

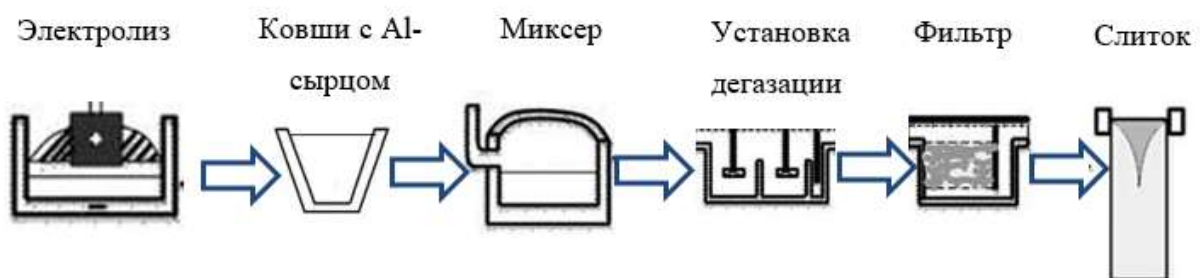


Рисунок 1.3 – Технологическая схема производства плоских слитков алюминиевых сплавов

В общем случае технология производства плоских крупнотоннажных 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, длины слитка), отбор проб на химический состав;

7. Осмотр отлитой продукции, контроль габаритов слитка;

8. Резка слитков в меру на пиле «Сермас»;

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 только первичного алюминия. Химический состав элементов сплавов серии 5XXX должен соответствовать ТУ 1713–098–05785276–01 и требованиям потребителя [67].

В настоящее время слитки получают в основном двумя способами: литьем в изложницы (наполнительным литьем) и методом непрерывного 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 непрерывном литье, наоборот, слиток перемещается с постоянной скоростью, а фронт кристаллизации остается неподвижным по отношению к кристаллизатору (рисунок 1.4). А также различают системы подачи металла непосредственно в кристаллизатор – горизонтальную и вертикальную (рисунок 1.5).

Слитки из алюминиевых сплавов получают в настоящее время в основном полунепрерывным литьем [5, 19, 66, 67].

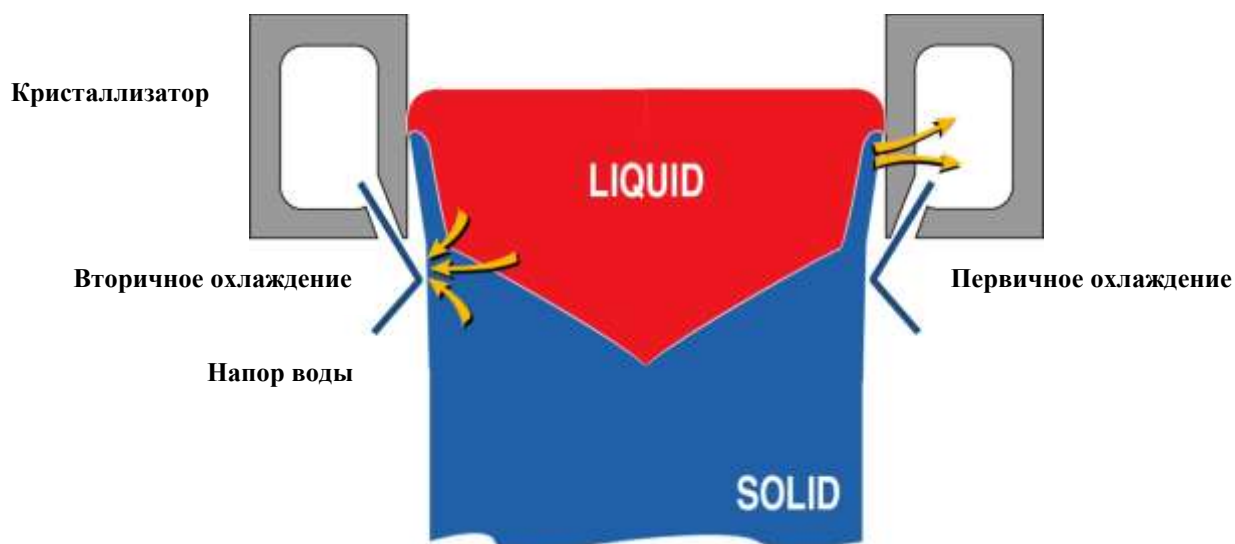


Рисунок 1.4 - Схема полунепрерывного литья алюминиевых слитков

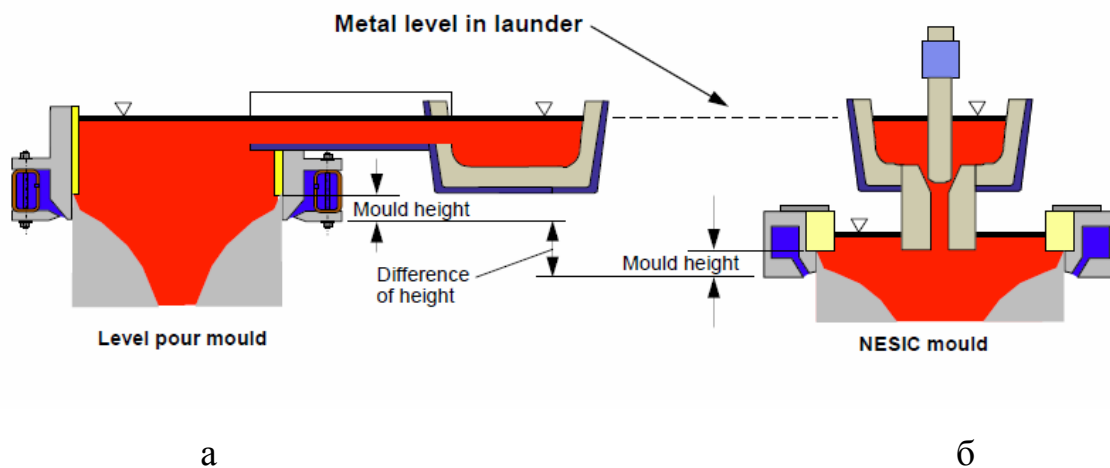


Рисунок 1.5 - Системы подачи (разливки) металла в кристаллизатор:

а - уровневая; б - вертикальная

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

- электрическую поворотную отражательную печь (миксер);
- гидропрокидыватель;
- 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). Миксер (рисунок 1.6) 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.



Рисунок 1.6 – Заливочный карман и вид форкамеры поворотного миксера

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 миксере 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 (рисунок 1.7):

Платформа с поддоном; литейный стол с кристаллизаторами; гидравлическая система; направляющие рельсы литейной платформы; пульт управления; система охлаждения; дренажная система; АСУТП.



Рисунок 1.7 – Типовой литейный стол с установленными кристаллизаторами

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

Наиболее лучшей является литейная машина с гидравлическим приводом, т. к. 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, коллектора и распределительные лотки.

Кристаллизатор (формообразователь) – основной элемент оснастки, обеспечивающий форму и размер слитков. 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 1.8).



Рисунок 1.8 – Литейный стол и кристаллизатор с расплавом

Поддон служит для формирования донной части слитков и поддержание 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 1,0 мм.

Коллектор (охладитель) предназначен для подачи охлаждающей воды в кристаллизатор в процессе литья слитков [19, 67].

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 поддон в кристаллизатор;

- устанавливают распределительный лоток с таким расчетом, чтобы втулка находилась в центре кристаллизатора;
- устанавливают мешок (комбо-бег) в каждом кристаллизаторе;
- в кристаллизатор подают охлаждающую воду;
- включают команду «поворот миксера»;
- заполняют кристаллизатор металлом на $1/3$ высоты и включают рабочий ход стола.

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 запрещается в миксер 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 стол со слитком так, чтобы слиток вышел из колодца на высоту (1,0-1,4 м);
- на этой высоте слиток с помощью захвата краном извлекают из колодца;

- осматривают поверхность и проверяют качество слитка.

В последнее время все большую долю при производстве ПДС в виде плоских слитков занимают слитки сплавов 5XXX серии (рисунок 1.9).



Рисунок 1.9 - Объемы выпуска плоских слитков основных серий сплавов, %.

Слитки из сплавов системы Al-Mg предназначены в основном для изготовления плит, листов, лент, литейных форм.

Так как эти сплавы хорошо поддаются резанию, сварке то заготовки из них находят все более широкое применение. Прочные стойкие к коррозии, с достаточной прочностью сварного шва, они хорошо зарекомендовали себя в судостроительной отрасли, авиаракетостроении, вагоностроительной промышленности, а также в строительстве.

1.2 Анализ качества плоских слитков алюминиевых сплавов серии 5XXX

Слитком называется отливка простейшей формы (цилиндр, труба, параллелепипед, призма), предназначенная главным образом для обработки давлением - прокаткой, прессованием, ковкой. 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, АМг5, АМг6, АМц 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.

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) [19].

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 [19].

Для слитков алюминиевых сплавов, полученных полунепрерывным литьем, характерна обратная зональная ликвация, которая выражается в обогащении периферийных слоев 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 ликвирующими 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 [19] предлагает все возможные дефекты слитков алюминиевых сплавов, образующиеся, как на поверхности, так и внутри них, разделить на две основные группы:

а) поверхностные дефекты, присущие слиткам, отлитым в кристаллизатор скольжения (КС) высотой 70-150 мм, удаляемые перед дальнейшим горячим деформированием путем механической обработки: оксидные плены, 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.

б) дефекты литого металла, обусловленные взаимодействием с газами, 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 [19] 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 и 0,005 % *Ti* - лигатурным прутком *Al-Ti5-B1* 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 *Me* для избежания газовых пузырей после отжига.

В работе [19] отмечено, что качество слитков зависит от таких параметров литья, как скорость литья, температура металла, высоты кристаллизатора, интенсивности охлаждения и условий начала и конца литья. При этом оптимальным режим литья для сплавов серии 5XXX будет иметь скорость литья 5,4÷6,6 м/ч, а температура литья - 695÷720 °С.

При увеличении скорости литья слитков сверх оптимальной улучшается качество поверхности слитка за счет сокращения неслитин и уменьшения возможность 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 уменьшается интенсивность охлаждения, увеличивается глубина лунки, и ухудшаются структура и качество поверхности слитков [66].

Поскольку процесс формирования слитков в начале и конце литья является неустановившимся, и в их 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, 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 [19] 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.

Алюминиевые сплавы 5XXX серии по международной классификации являются деформируемыми, свариваемыми, термически неупрочняемыми сплавами системы *Al-Mg* химический состав некоторых из них в сопоставлении с Российским ГОСТ 4784-97 «Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые» [113] представлен в таблице 1.1.

Таблица 1.1 - Состав промышленных деформируемых алюминиевых сплавов [113]

№ п/п	Система	Марка сплава		Состав, %					
		По ИСО 209-1	По ГОСТ 4784	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
1	Al-Mg	5005	AMг1	0,30	0,7	0,20	0,20	0,5-1,1	0,15
		5251	AMг2	0,40	0,50	0,15	0,1-0,5	1,7-2,4	0,15
		5052	AMг2,5	0,25	0,40	0,10	0,10	2,2-2,8	0,15-0,35Cr
		5086	AMг4	0,40	0,50	0,10	0,2-0,7	3,5-4,5	0,05-0,25Cr
		5083	AMг4,5	0,4	0,4	0,1	0,4-1,0	4,0-4,9	0,25
		-	AMг6	0,4	0,4	0,1	0,5-0,8	5,8-6,8	0,2

Одними из основных показателей качества для слитков из сплавов 5XXX серии является размер зерна и величина микропористости, особенно для последующего проката.

Проблема получения качественной внутренней структуры стала особенно актуальной в последнее время в связи с развитием технологии переработки крупнотоннажных слитков. Если раньше большинство слитков алюминиевых

сплавов отправлялись на прокатку, то сейчас они фрезеруются под формы, либо режутся на тонкие пластины. Особенно для тонколистовой продукции важно иметь гладкую ровную поверхность без выкрашившихся частиц и пор. Статистика брака по внутреннему качеству структуры крупнотоннажных алюминиевых слитков приведена на рисунке 1.10.



Рисунок 1.10 – Виды брака по внутренней структуре для сплавов 5XXX серии

Сплавы системы *Al-Mg* применяют для изготовления сварных конструкций. Магний существенно упрочняет алюминий, повышая прочность примерно на 30МПа на каждый % компонента. При этом относительное удлинение компонента сохраняется достаточно высоким, до 11÷12% (рисунок 1.11).

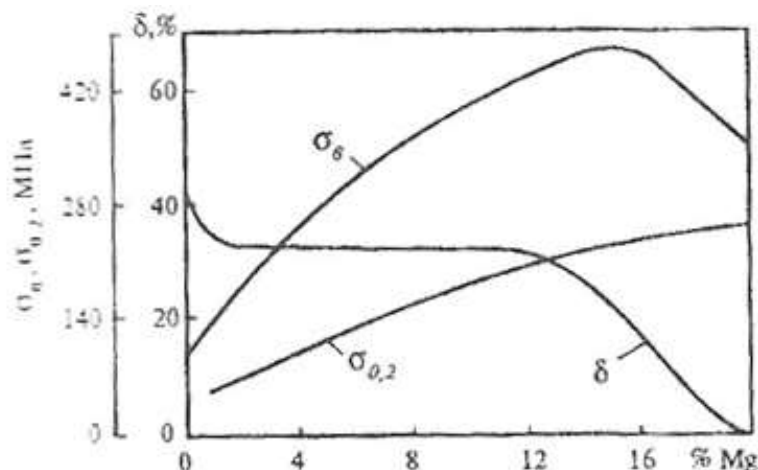


Рисунок 1.11 - Влияние магния на механические свойства алюминия [114]

Сплавы, содержащие до 8% *Mg*, термически не упрочняются. Лишь при содержании более 8% *Mg* сплавы системы *Al-Mg* упрочняются в результате

термической обработки. При концентрации магния более 6% резко ухудшается коррозионная стойкость, сплавы склонны к коррозии под напряжением [114, 115].

На рисунке 1.12 представлена диаграмма состояния системы *Al-Mg*, где представлено несколько интерметаллических соединений твердых фаз:

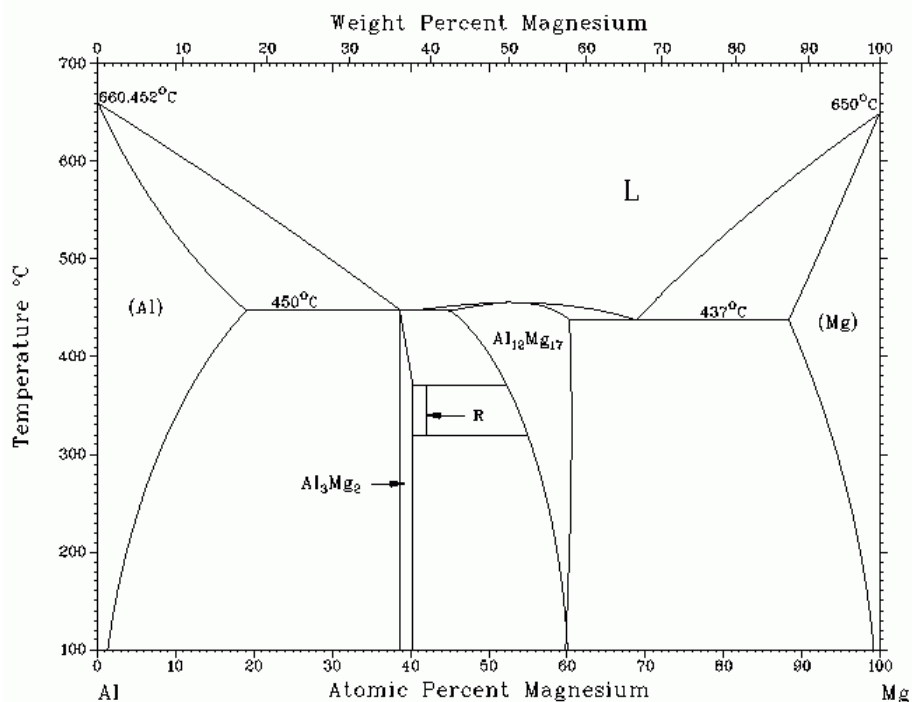


Рисунок 1.12 – Диаграмма состояния системы *Al – Mg* [83]

- 1) ГЦК *Al* - твердый раствор с максимальной растворимости *Mg* в *Al* 18,9 ат. % при эвтектической температура 450 °С;
- 2) КПВ *Mg* - твердый раствор с максимальной растворимостью в *Al* *Mg* 11,8 % при эвтектической температуре 437 °С.
- 3) Приблизительная стехиометрия Al_3Mg_2 , со сложной структурой ГЦК;
- 4) Соединение линии R (часто обозначается E), из состава 42% *Mg*;
- 5) Соединения, со структурой *Al-Mg* (при 450°С, имеют максимальную дальность, состав приблизительно от 45 до 60,5 ат. % *Mg*, но идеальная кристаллическая структура имеет стехиометрию $Al_{12}Mg_{17}$ на 58,6 ат. % *Mg* [115].

Микроструктура ПС является очень важным с точки зрения литья и производительности деформации, качества изделия и механических свойств. Равномерная мелкозернистая структура в разрезе слитка поперечного сечения

устраняет столбчатые и перистые зерна, улучшает механические свойства, а также снижает склонность к образованию горячих и холодных трещин [116].

Структура алюминия и его сплавов определяется многими факторами, основные из которых: скорость кристаллизации, химический состав и наличие в нем неконтролируемых или специально введенных примесей, представляющих собой готовые центры кристаллизации.

Температурное поле кристаллизующейся отливки неоднородно и нестационарно, поэтому в разных объемах залитого в форму расплава реализуются различные условия кристаллизации, обуславливающие появление широкого спектра структур. В общем виде это три зоны: корковая зона, зона столбчатых кристаллов, центральная зона равноостных кристаллов.

Основными характеристиками кристаллического строения отливок являются протяженность зоны столбчатых кристаллов их поперечный размер и средний размер зерна в центральной зоне отливки. [117, 118].

Многочисленные опыты показывают, что влияние различных условий при непрерывном литье на величину зерна данного сплава можно свести к одному влиянию - на среднюю температуру расплава в лунке. Величина отклонения температуры расплава в лунке в ту или иную сторону от температуры ликвидуса решающим образом влияет на размеры зерна и, по существу, однозначно определяет их. Понижение температуры расплава при литье приводит к небольшому снижению температуры расплава в лунке, и в меру этого понижения наблюдается измельчение зерна. Перемешивание расплава в лунке понижает температуру от долей градуса до нескольких градусов. Влияние перемешивания на измельчение зерна основано, именно, на понижении температуры расплава в лунке в результате увеличения интенсивности теплообмена между расплавом и твердой корочкой. Разнесение кристаллов по объему лунки при перемешивании само по себе не может привести к увеличению их числа, а отрывы частиц от дендритов можно получить при очень сильном перемешивании расплава (рисунок 1.13) [116]. С повышением температуры расплава при литье наблюдается рост температуры в среднем объеме лунки при сохранении

температуры вблизи фронта кристаллизации. Зерно слитка укрупняется, причем это особенно заметно при температуре подаваемого расплава в лунку 800 °С. В этом случае половину сечения слитка от периферии занимает зона столбчатых кристаллов. Резкое укрупнение зерна при температуре 800 °С обусловлено как изменением температуры расплава в лунке, так и дезактивацией примесей.

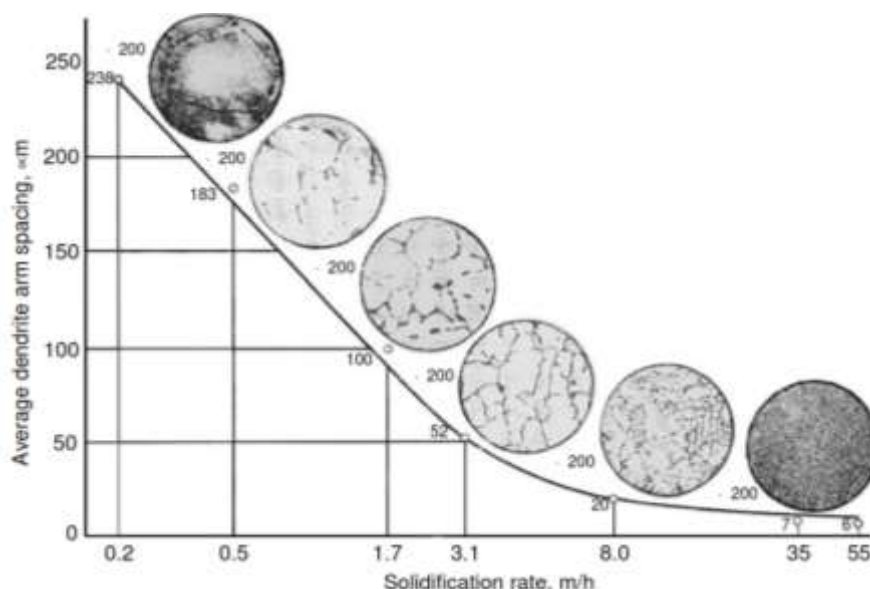


Рисунок 1.13 - Зависимость расстояния между осями дендритов от скорости кристаллизации при непрерывном литье [116]

Литье расплава с температурой 700 °С после предварительного перегрева приводит (без изменения температурных условий кристаллизации) к укрупнению зерна по сравнению с литьем без перегрева.

Микроструктура слитков деформируемых сплавов определяется размерами ветвей дендритов, которые обуславливают степень диспергирования продуктов вторичной кристаллизации и дендритной пористости (но не общую величину пористости), характер внутрикристаллической ликвации и др.

Рассмотрим более подробно влияние некоторых легирующих компонентов на технологические и эксплуатационные свойства алюминиевых деформируемых сплавов системы *Al-Mg* (рисунок 1.12). Неизбежные примеси *железа*, *кремния* играют существенную роль в снижении технологических свойств и коррозионной стойкости [69-71]. При снижении содержания железа и кремния в алюминиевых сплавах системы *Al-Mg* уменьшается количество грубых первичных

интерметаллидов, при этом повышаются пластичность и вязкость. Добавка *кремния* в пределах 0,5-0,8% может оказывать благоприятное воздействие на свариваемость. Примесь *меди*, в свою очередь, не оказывает влияния на механические свойства сплавов *Al-Mg*, но ухудшает их свариваемость и коррозионную стойкость [2, 3].

Снижение содержания *водорода* в сплавах обеспечивает последующее качественное сварное соединение. Вопрос качества особенно остро стоит для продукции ответственного назначения, такой как авиационной, судостроительной, авиакосмической. Специально для них в настоящее время разрабатываются сплавы с ужесточенными требованиями по содержанию примесей, по качеству структуры, повышенным эксплуатационным характеристикам, качеству сварного шва [73].

Значительное влияние на свойства сплавов *Al-Mg* оказывают малые количества *натрия* (тысячные доли %). Натрий может переходить в металл при плавке из криолитсодержащих флюсов и из первичного алюминия. Растворимость натрия в жидком и твердом алюминии практически равна нулю. При кристаллизации натрий оттесняется растущими ветвями дендритов алюминия в междендритное пространства, которые сильно обогащаются натрием. На границе дендритов возникают прослойки из чистого натрия с температурой плавления 960 °С, поэтому сплавы с содержанием натрия 10÷15 ppm очень склонны к горячеломкости, которая исключается при концентрации натрия менее 5 ppm [129].

Благоприятное влияние на измельчение зерна полуфабрикатов из сплава *AlMg* оказывают добавки *титана*, особенно в присутствии примеси железа. Марганец и титан ликвируют по сечению дендрита по-разному: если марганец обогащает периферию, то титан обогащает центр ветви дендрита и тем самым уменьшает разность концентраций твердого раствора между центром и периферией литого зерна.

По данным В.А. Ливанова, присадка титана резко измельчает литое зерно и практически не оказывает влияния на размер зерна после холодной прокатки и отжига [127].

Получение необходимых механических, технологических и коррозионных свойств полуфабрикатов из алюмо-магниевых сплавов достигается с помощью различных методов: упрочнением нагартовкой, термической обработкой, термомеханической обработкой [74-78]. При прессовании, прокатке, ковке, штамповке полуфабрикатов из деформируемых сплавов на перерабатывающих предприятиях металлургической отрасли сплавы должны обеспечивать требуемый уровень пластичности на всех этапах переработки, что в свою очередь обеспечивается структурными составляющими, твердым раствором легирующих элементов [79]. Упрочнение деформацией в первую очередь применяется для термически неупрочняемых сплавов магналием. Например, можно выделить широко применяемые для сварных конструкций сплавы AM_{z5} , AM_{z6} [80-82], относящиеся к системе легирования $Al-Mg$.

Магналии неизбежно содержат добавки марганца. Марганец способствует повышению прочностных свойств полуфабрикатов, а титан используется в качестве модификатора литой структуры слитков и металла в сварных швах, уменьшая тем самым склонность сплавов к кристаллизационным трещинам при литье и сварке. Исследование деформируемых неупрочняемых сплавов систем $Al-Mg$ и $Al-Mn$ за рубежом началось в 20-х годах прошлого столетия [84-85].

Стоит отметить, результаты исследований зарубежных авторов [86-92] структуры и свойств полуфабрикатов из сплавов системы 5XXX о влиянии технологии изготовления на структуру и свойства полуфабрикатов, коррозионной стойкости, прочности, влиянию примесей на эксплуатационные, механические и технологические свойства. Основные результаты по разработке и исследованию свойств, как литых полуфабрикатов, так и продукции из сплавов системы $Al-Mg$ сплавов опубликованы в работах отечественных авторов [70-72, 74, 75, 79, 93, 94].

Из сплавов AM_{z5} и AM_{z6} изготавливаются все виды деформированных полуфабрикатов, прежде всего катаные плиты, листы, ленты, а также

прессованные панели, профили, прутки, трубы и кованные - поковки, штамповки [94]. Нагартовка повышает прочностные характеристики, особенно предел текучести, но снижает пластичность.

Листы из сплавов *AMg* в отожженном состоянии хорошо штампуются, увеличение содержания магния ухудшает свойства при холодной обработке давлением.

Нагартованные полуфабрикаты имеют низкую технологичность при получении деталей методами холодной штамповки. Механические характеристики листовых полуфабрикатов из сплавов *AMg5* и *AMg6* в различных состояниях при нормальной температуре представлены в таблице 1.2 [75].

Таблица 1.2 - Механические характеристики листов из сплавов системы *Al - Mg*

Сплав	Состояние листов	Толщина листов, мм	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\delta, \%$
			Мпа		
<i>AMg5</i>	Отожженное	0,5-0,6	275	137	15
		0,6-4,5	275	147	15
		4,5-10,5	275	127	15
<i>AMg6</i>	Отожженное	0,5-0,6	306	145	15
		0,6-10,5	315	155	15
	Нагартованное	0,8-10,5	375	285	6

Полуфабрикаты из сплава *AMg6* работоспособны в диапазоне температур от -196 (жидкий кислород) до +150°C при средних величинах механических нагрузок.

В производстве полуфабрикаты из сплава *AMg* подвергаются отжигу для снятия напряжений после нагартовки и перевода их в отожженное состояние. Исследование изменения свойств и структуры при различных режимах термообработки сплавов системы *Al-Mg* были проведены в работах [69-71, 73, 95]. Отжиг прокатанных в холодном, либо горячем состояниях полуфабрикатов из сплавов *AMg* повышает их сопротивление расслаивающей коррозии. Сплавы с более низким содержанием магния обладают высокой устойчивостью против любых видов коррозии как в отожженном, так и в нагартованном состоянии.

Вопросы коррозионной стойкости и защиты от коррозии алюминий - магниевых сплавов рассмотрены в работах [96-100]. Сплавы 5XXX серии хорошо свариваются, поэтому они часто применяются для изготовления герметичных конструкций. Особенности сварки сплавов системы *Al-Mg*, механические свойства сварных швов, дефекты, технология сварки представлены в работах [101-103].

1.3 Анализ процесса модифицирования алюминиевых сплавов серии 5XXX с помощью модификаторов

Модифицирование – это процесс искусственное изменение структуры литого металла и сплава, заключающееся в уменьшении размеров зерна, а также изменении формы, размера и распределения структурных составляющих сплава. В результате модифицирования улучшаются эксплуатационные свойства сплава, в частности, повышение деформационной способности отливок.

В настоящее время к металлургическим методам создания мелкозернистой структуры или модифицирования в слитках, которые основаны на варьировании условий кристаллизации расплавов, относят:

а) температурную обработку расплава, которая основана на повышении скорости зарождения центров кристаллизации в результате изменения температурных условий затвердевания;

б) специального легирования расплава и введения в него элементов-модификаторов, которые практически не изменяют химический состав сплава;

Следует отметить, что различают модифицирование металлов и сплавов первого рода, когда модификаторы препятствуют росту кристаллов, и модифицирование металлов и сплавов второго рода, когда модификаторы увеличивают число зародышей кристаллизации с помощью инокуляторов.

Баландин Г.Ф. предлагает следующую классификацию видов модифицирования, по характеру вызываемых ими структурных изменений:

- I вида, когда происходит изменение размеров первичных зерен;
- II вида, когда изменяется внутреннее строение первичных зерен;

- III вида, когда изменяется структура эвтектик.

Эта классификация получила наиболее широкое распространение применительно к легким сплавам, хотя и не является общепринятой.

В соответствии с другой системой классификации, модифицирование поверхностно-активными добавками относят к модифицированию 1-го рода, а изоморфными - к модифицированию 2-го рода.

Следует отметить, что в промышленных условиях литья алюминиевых сплавов происходит измельчение зерна при литье слитков (I вид) и измельчение структуры эвтектики при фасонном литье силуминов (III вид).

в) воздействия внешних силовых полей (при ультразвуковой обработке, наложении электромагнитного поля и др.) на кристаллизующую систему, в частности на топологию поверхности раздела жидкой и твердой фаз;

г) комбинированные методы, включающие совместное действие выше перечисленных методов.

Данные методы относятся к получению исходных литых структур. Следующая группа методов модифицирования для измельчения кристаллитов в сплавах связана с использованием различной термомеханической обработкой отливок, в том в результате ступенчатых деформаций и термоциклирования. Следующая группа методов относится к получению мелкозернистых материалов, в которых необходимый эффект мелкозернистости достигается диспергированием окисной фазы, сдерживающей рост зерна в металлической матрице, или распылением расплавленного металла, когда каждая распыленная частица становится микрослитком со сверхмелкозернистой структурой быстро кристаллизующегося расплава. Полученный таким способом металлический порошок является сырьем для последующего приготовления сплава методами порошковой металлургии.

В последние годы в алюминиевой промышленности основным методом модифицирования алюминиевых сплавов является легирование расплава с помощью модификаторов с применением лигатурных прутков, которые, растворяясь в расплаве, вводят в жидкий металл нерастворимые готовые

зародыши кристаллизации в виде дисперсных диборидов или карбидов титана [66-69].

Однако указанные зародыши кристаллизации размером $1 \div 3$ мкм, как правило, агломерированы в виде больших образований >20 мкм, которые задерживаются на пути в кристаллизатор в рафинирующих устройствах, в силу чего в кристаллизующийся слиток доходит лишь их малая часть, и структура слитка остается сравнительно слабо измельченной, а тип структуры - дендритный.

Качество слитков и последующие свойства изделий и полуфабрикатов напрямую зависят от структуры исходных заготовок - слитков. Самой подходящей структурой слитка является равноосная мелкозернистая, в которой все компоненты распределены в объеме равномерно [34]. В настоящее время получение предельно измельченной структуры, заготовки, в которой размер зерна стремится к дендритному параметру, является общемировой тенденцией. Стоит отметить, что при этом необходимо создать работающую технологию на практике в реальных условиях производства слитков крупных сечений [12-14].

Получение измельченной структуры слитка, иначе формирование недендритной структуры, возможно лишь при равенстве размеров зерна размеру дендритной ячейки при данной скорости кристаллизации. Такого эффекта возможно достичь, когда в сплав вводят модификаторы, при этом в расплаве возникают дополнительные центры кристаллизации, что в свою очередь «тормозит» рост разветвленной формы дендритов. Рост ветвей дендрита прекращается вследствие уменьшения переохлаждения близрастущего дендрита за счет понижения тепла кристаллизации образующихся соседних зерен [12].

Известно, что главным преимуществом мелкозернистой структуры слитка является повышение пластичности и сопротивления трещинообразованию. Также немаловажным достоинством является наследование измельченной, структуры в полуфабрикатах, что заметно повышает эксплуатационные характеристики деформированного металла [18, 19].

Начиная с середины XX века, было показано, что модифицировать структуру слитков возможно путем введения небольших добавок специально

подобранных элементов [21]. Изначально, для достижения измельчения вводили специально подобранные лигатуры тугоплавких металлов в печь с расплавом. Так, для алюминия широко применимы малые количества добавок тантала, титана, ванадия, бора, циркония, при вводе которых в сотых долях процентов заметно измельчается структура и устраняется зональность отливок.

Эффект измельчения при вводе тугоплавких компонентов, связан с образованием в расплаве тугоплавких интерметаллических частиц при взаимодействии расплава с добавками, которые играют роль зародышей при кристаллизации сплавов [17].

В настоящее время существует несколько теорий модифицирования и наиболее полный обзор, и анализ теорий зародышеобразования приведен в работах [18-20, 66, 68-69]. Наиболее достоверными являются следующие.

Теория зародышеобразования включает принцип структурного и размерного соответствия, сформулированный П.Д. Данковым. Известно, что при кристаллизации сплавов имеет место некоторое переохлаждение ($1 \div 2$ °C), которое при добавке $0,002 \div 0,1\%$ *Ti* не наблюдается. При этом по сечению слитка получается мелкозернистая структура, что объясняется наличием зародышей типа карбидов, боридов и алюминидов, на которых начинается кристаллизация [21-23]. Для эффективного воздействия эти добавки должны быть устойчивы в расплаве алюминия при высоких температурах (температура плавления добавки выше, чем точка плавления алюминия), иметь структурное и размерное соответствие с решеткой алюминия и образовывать сильную адсорбционную связь с атомами модифицируемого расплава [23].

Критерием таких связей является поверхностное натяжение на границе расплав — твердая частица. Причем, чем больше величина поверхностного натяжения, тем хуже смачивается частица и ниже вероятность использования ее в качестве зародыша кристаллизации. Также отмечалось, что такая активность определяется не столько величиной соответствия решеток, сколько химической природой подложки.

Согласно принципу, сформулированному П.Д. Данковым «превращение» на поверхности твердого тела, развивается таким образом, чтобы конфигурация атомов исходной твердой фазы практически сохранялась в новой твердой фазе, и решетки новой и старой фазы сопрягались подобными кристаллическими плоскостями с минимальными отклонениями [19].

В дальнейшем эффект измельчения зерна алюминиевых сплавов А. Кибула и М. Эборал объясняли теорией концентрационного градиента Норткотта, по характеру наклона линии ликвидус, и предложенным «параметром М» (зависимость между размером зерна в отливке и содержанием в двойном сплаве второго компонента). Другие исследователи (А. Оно, Дж. Морисо и др.) для объяснения эффектов измельчения предлагали свои параметры, влияющие на процессы кристаллизации [18, 19].

Развитие теории зародышеобразования получило в работах М.В. Мальцева, где на примере титана хрома и циркония измельчение объяснялось с точки зрения структурного и размерного соответствия. Большое структурное сходство частиц Al_3Ti с решеткой твердого раствора алюминия (разница в межатомных расстояниях $4\div 5$ %) создает благоприятные условия для «пристройки» атомов последнего, и эффект измельчения зерна алюминия резко возрастает. Для Al_3Zr эта разница составляла $7\div 8$ %, и эффект измельчения меньше. В случае соединения Al_7Si имеет место полное несоответствие структур, и зерно практически не измельчается [18, 24].

Теория модифицирования карбидами основана на сходстве карбидов с кубической или гексагональной структурой с решеткой алюминия. Карбиды обладают высокой температурой плавления, твердостью, а также явно выраженными металлическими свойствами [19]. Именно с этим связана эффективность измельчения зерна при использовании в качестве модификатора лигатур системы $Al-Ti-C$.

Теория перитектической реакции выдвинута К. Иваси, Н. Наси, Дж. Акото. По их мнению, дендриты под действием конвекционных токов жидкости разламываются на части, и каждый такой осколок становится центром

кристаллизации, что приводит к мелкозернистой структуре. В дальнейшем было отмечено противоречие данной теории экспериментальным данным, полученными такими исследователями, как М.В. Мальцев, М. Эборал и др. [18].

Теория модифицирования, предложенная Г.В. Самсоновым и Л.К.Ламиховым, в дальнейшем была развита В.И. Елагиным, о том, что в основе процесса модифицирования лежит зародышевый механизм [20]. Был предложен механизм модифицирования, включающий образование групп атомов модифицирующего объекта, обладающих наибольшим статическим весом и наибольшей энергетической устойчивостью стабильных конфигураций локализованной части валентных электронов. В этом случае модифицирование сводится к электронному обмену между атомами модификатора и атомами компонентов модифицируемого сплава [19]. В работе [24] отмечается, что при одной и той же концентрации модификаторов эффект модифицирования будет больше от той добавки, для которой ликвидус соответствующего химического соединения поднимается круто вверх. Чем круче идет линия ликвидуса, тем меньше растворимость легирующего элемента в жидком алюминии, тем при более высоких температурах будет выделяться из жидкого раствора твердая фаза и тем меньше вероятность переохлаждения жидкой фазы (без выделений интерметаллидов) до температуры кристаллизации алюминиевого твердого раствора.

На данный момент ни одна из известных теорий модифицирования не дает исчерпывающего объяснения явлениям зародышеобразования, наблюдаемых на практике. Механизм измельчения зерна объясняется исключительно введением в расплав частиц модификатора, обеспечивающих затравочные кристаллы в жидком алюминии, а также добавление других элементов, контролирующих скорость роста зерна в алюминии.

Таким образом, измельчение зерна должно быть разделено на две отдельные задачи: обеспечение затравочных кристаллов, на которых сначала образуются дендриты алюминия, а затем происходит контролирование скорости роста этих дендритов, как только они достигают критического размера (здесь в

данном случае критический размер определяется как размер, при котором дендрит является термодинамически стабильным) [25].

Как только дендрит алюминия достигает некоторого минимального размера, то он начинает быстро расти до тех пор, пока скорость роста не ограничивается. Все обычные алюминиевые сплавы содержат определенное количество модифицирующих элементов, которые действуют как замедлители скорости роста только что образованных дендритов за счет процесса, известного как «структурное переохлаждение». Существование зоны, переохлажденной от температуры ликвидуса, имеет двойной эффект: она позволяет отклонениям от нормы (наподобие осей дендритов) формироваться и расти, а также создать зону, которая может поддерживать постоянное зародышеобразование новых зерен [25].

Чем больше разница между температурным градиентом и локальным градиентом ликвидуса (на фронте кристаллизации), тем более эффективен модифицирующий элемент [26]. Градиент ликвидуса определяется коэффициентом распределения (k) и наклоном кривой (a) при локальной концентрации этого элемента. Эти переменные определяют, как быстро растет дендрит алюминия, т.е. его межфазную скорость по следующей зависимости (в этом случае воздействие на температуропроводность игнорируется):

$$v = a/t(k-1) \quad (1.1)$$

где v - скорость поверхности раздела системы «твердое тело - жидкость»,

a - постоянная величина.

Такие элементы, как титан, тантал и ванадий имеют очень большой наклон кривой ликвидуса и значительные коэффициенты распределения, поэтому являются хорошими замедлителями скорости роста зерна, хотя последние два создают проблемы с механическими свойствами и обычно минимизированы. Большинство легирующих элементов (включая цирконий) имеют некоторую величину ограничения роста, за известным исключением марганца.

К сожалению, вышеприведенная зависимость справедлива только до определенных величин ($k-1$). Если эта величина становится слишком большой,

как в сплавах с высоким содержанием кремния (больше 4%), то дендрит алюминия меняет конфигурацию своего роста. Вместо того чтобы формировать глобулярную дендритную структуру, верхушки дендритов стремятся проникнуть внутрь структурно переохлажденного слоя, формируя, таким образом, полностью дендритные структуры, растущие довольно быстро [27].

Цирконий, марганец и хром являются основными вводимыми элементами, поскольку они легко образуют мелкие дисперсоиды при литье и последующей термообработке [28]. Эти дисперсоиды обладают способностью делать деформацию более однородной и, в случае сплавов серии 5XXX, снижают концентрацию Mn на границах зерен, улучшая пластичность сплава.

Что же касается частиц, образующих затравочные кристаллы, то известны четыре общих типа частиц, удовлетворяющих этим требованиям и широко используемым в настоящее время: Al_3Ti , TiB_2 , AlB_2 и TiC [27-30].

Все эти частицы имеют свои преимущества и недостатки. Самым общепринятым модификатором на практике является $Al-Ti$. Однако проблема этого соединения состоит в том, что оно быстро растворяется при температуре литья в концентрациях менее 0,15% Ti (гораздо выше предельной концентрации титана, установленной для большинства составов алюминиевых сплавов). Для применения этой измельчающей добавки необходимо, чтобы в этом продукте очень хорошо контролировался размер частиц Al_3Ti и их распределение.

Частицы AlB_2 , являются наименее эффективными из промышленных измельчителей зерна и, возможно, наименее изученными. В тоже время существуют определенные области применения, например, электропроводящие сплавы, в которых содержание титана слишком мало, чтобы позволить применение измельчителей зерна на основе титана. Электро- и теплопроводность алюминия можно повысить за счет введения микродобавок бора для устранения нежелательных воздействий хрома, титана, ванадия и циркония. В этих случаях AlB_2 фактически способствует удалению титана, повышая, таким образом, характеристики электропроводности, а также измельчая зеренную структуру

(титан в растворе с твердым алюминием существенно снижает электропроводность) [27].

Что касается модификатора $Ti-C$, то он не является таким же эффективным, как TiB_2 или Al_3Ti , но он не растворяется в алюминии и не вступает в реакцию с Zr [30]. Кроме этого, TiC не требует процесса активации (например, покрытия $Al-Ti$) и эффективен в том виде, в котором добавлен, т.е. не требуется минимального времени обработки. К сожалению, при применении $Ti-C$ также возникают проблемы. При высоких температурах (более 720 °C) $Ti-C$ превращается в AlC_3 . Основной причиной является высокая концентрация алюминия: она обычно достаточна для превращения всего $Ti-C$ в Al_4C_3 из-за разницы в концентрациях Al и Ti на порядки величины.

Частицы TiB_2 размером менее 2,0 мкм в настоящее время являются, несомненно, наиболее широко используемым модификатором. Вместо того чтобы непосредственно образовывать центры кристаллизации алюминия, TiB_2 сначала образует слой Al_3Ti на своих обычных плоскостях, и именно этот поверхностный слой действует как участки, на которых преимущественно образуются исходные неустойчивые зародыши алюминия. По этой причине в расплаве должен содержаться избыток титана, а также должно быть время для образования поверхностного слоя Al_3Ti [27, 68, 69, 114].

Однако и при применении измельчителей зерна системы $Al-Ti-B$ возникают проблемы. Главной из них является склонность к агломерированию. При введении в расплав агломераты частиц TiB_2 в виде скоплений размером 30 мкм имеют минимальный модифицирующий эффект.

В работе [29] указывается, что большим модифицирующим эффектом обладают лигатуры с дисперсными частицами TiB_2 размером 2-6 мкм. К примеру, лигатура состава 1,2% Ti и 0,5% B оказывает более сильное воздействие на измельчение зерна, чем лигатура состава 3-5% Ti и 1,0% B с размером частиц диборидов около 1 мкм [68, 69].

Другой существенной проблемой, с которой сталкиваются при использовании измельчителей зерна системы $Al-Ti-B$, является их взаимодействие

с цирконием. Механизм модифицирования алюминия с помощью добавки TiB_2 включает в себя сначала покрытие TiB_2 поверхностным слоем Al_3Ti на двух из шести плоскостях. Именно этот поверхностный слой $Al-Ti$ фактически инициирует рост кристалла алюминия [68-69]. При температуре литья термодинамические и кинетические условия способствуют замещению титана цирконием в $Al-Ti$ наблюдается рассогласование кристаллических решеток, поэтому она придает TiB_2 инертность. Таким образом, частица TiB_2 , покрытая слоем $Al_3(Zr, Ti)$, никогда не активируется, и полученная в результате частица удаляется из схемы измельчения зерна [27].

На рисунке 1.14 представлен снимок просвечивающим электронным микроскопом с высоким разрешением поперечного разреза поверхности частицы TiB_2 , внедренной в стекловидную матрицу на основе алюминия. Ось $[0001]$ гексагональной частицы располагается по вертикали, в плоскости микроснимка. На бориде имеется отчетливый поверхностный слой с шагом решетки, сопоставимым с Al_3Ti [69].

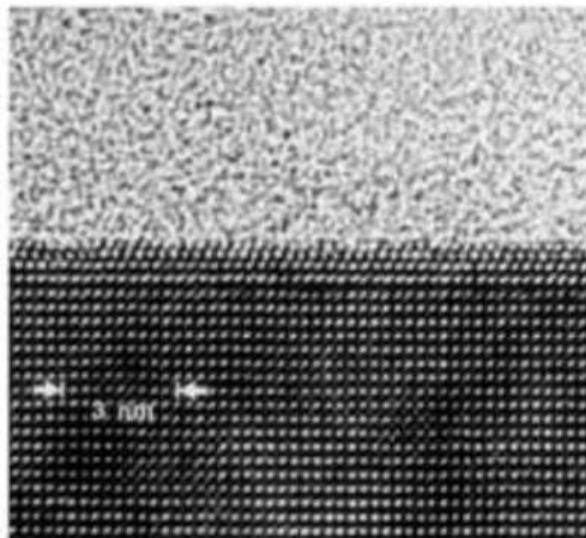


Рисунок 1.14 - Снимок просвечивающим электронным микроскопом с высоким разрешением поперечного разреза поверхности частицы TiB_2

Из литературы известно [19], что с точки зрения механизма воздействия на структуру сплава модификаторы классифицируются по-разному. Если действие модификатора сводится к уменьшению числа зародышей, замедлению их роста и образованию адсорбционной пленки на кристаллизующейся фазе, то такие

модификаторы, по определению В.К. Семенченко, называются положительными или поверхностно активными по П.А. Ребиндеру. Такой процесс носит название модифицированием I рода. Модифицированием II рода, по П.А. Ребиндеру и др., называется процесс измельчения структуры за счет искусственного увеличения зародышей [18].

Также известна классификация способов модифицирования по физическому (динамическому) и металлургическому воздействию на кристаллизующийся сплав [19]. Металлургическое воздействие подразумевает введение небольших количеств металлов - модификаторов, температурное воздействие на сплав и т.п. К динамическому - электромагнитное перемешивание, ультразвуковую обработку, центробежную кристаллизацию расплава и т.д.

Основные принципы разработки технологии модифицирования, можно условно разделить на две группы: обще литейные и непосредственно технологические.

К первой группе можно отнести: химический состав сплава, состав шихтовых материалов, структура и свойства модифицирующей лигатуры; способ рафинирования расплава; условия кристаллизации слитка, зависящие от его размеров, формы, способа разлива и т.п.; отказ от модифицирования в печи с оптимизацией температурных режимов модифицирования [29].

Ко второй группе, на которой следует остановиться подробнее, относятся: способ, место введения, оптимизация модифицирующей лигатуры.

В работе [29] отмечается, что предпочтение, в последнее время, отдается применению в качестве модификатора прутковой лигатуре $Al-Ti-B$. Однако о месте введения модификатора нет однозначного ответа. Модификатор вводят либо в установку для продувки расплава газами, либо в желоб перед фильтрами.

В этой же работе отмечается, что по данным работы [123] в первом случае происходит агломерация зародышеобразующих частиц, что приводит к задерживанию их фильтрующими устройствами. Это приводит к увеличению количества модификатора и сокращению срока службы насыпных фильтров.

Во втором случае агломерация происходит в самом фильтре, что не исключает возможности попадания крупных включений в слиток. В качестве альтернативы возможно использование прутков особого качества.

Эффективным способом модифицирования является непрерывное литье в электромагнитный кристаллизатор. В общем случае, при непрерывном литье глубина лунки прямо пропорциональна размеру поперечного сечения слитка, скорости литья, теплоемкости, плотности и теплоте кристаллизации металла и обратно пропорциональна разнице температур кристаллизации и поверхности слитка, а также коэффициенту теплопроводности. Тепловое поле зависит от схемы и интенсивности тепловых потоков [18, 31, 32].

Другой механизм измельчения состоит в увеличении скорости зарождения центров кристаллизации под действием ультразвуковой обработки расплава в жидкой ванне слитке. Было показано [12, 14, 128], что в режиме развитой кавитации в расплаве высокопрочных алюминиевых сплавов имеет место формирование предельно измельченной структуры недендритного типа.

Для получения недендритной структуры при такой технологии необходимо присутствие в составе сплава модификаторов зародышевого действия (таких как *Sc*, *Ti*, *Zr* и др.), но дополнительная обработка ультразвуком кристаллизующегося расплава, не изменяя гетерогенного характера кристаллизации твердого раствора на поверхности частиц химических соединений переходных металлов с алюминием, активно «размножает» зародышевые центры путем активирующего действия на примеси [12-16].

Стоит отметить, что приведенная теория о наличии промежуточного слоя Al_3Ti на TiB_2 была взята за основу проведения экспериментальных основ и получила подтверждение в результатах работы. Были выполнены исследования, имеющие непосредственную связь с производственной практикой.

При проведении экспериментальных работ использовался модификатор системы *Al-Ti-B* в виде прутка диаметром 9,5 мм. Основными производителями прутковых лигатур для алюминиевых сплавов являются Aleastur (Испания), KBM Affilips (Нидерланды), Neosch (Германия), AMG (Англия) и др.

Обычно в производственных условиях вводят прутковую лигатуру с помощью установок подачи дозированно непосредственным введением в лоток с расплавленным металлом. Скоростью подачи задается общий расход лигатуры обычно от 0,5 до 2 кг/т. Для высоколегированных сплавов количество подаваемой лигатуры меньше, т.к. эти сплавы имеют более высокий коэффициент ограничения роста, который задается химическим составом сплава.

До настоящего времени нет однозначного мнения по поводу места ввода лигатурного прутка по металлотракту. Возможно введение в установку дегазации, до фильтров, непосредственно в кристаллизатор. Каждый способ имеет свои достоинства и недостатки. Например, введение до дегазатора способствует очищению лигатуры от примесей, разбитию агломератов диборида титана, но также может переводить часть лигатуры в шлак, увеличивается время нахождения лигатуры в металлотракте. Введение лигатуры непосредственно в кристаллизатор влечет за собой загрязнением слитков, всеми примесями, которые находятся в лигатуре и частицы алюминиды титана не успевают раствориться, соответственно снижается эффект модифицирования.

На предприятиях поступающая лигатура проходит металлографический входной контроль по действующим ТУ и, соответственно, может быть отбракована из-за наличия загрязнений, агломератов и др. дефектов. Не всегда лигатуру проверяют общеизвестными методиками TP-1, Alcoa test (cold finger), а сразу вовлекают в производство продукции. Поэтому для контроля внутренней структуры и проведения процесса модифицирования требуется разрезать готовую продукцию на образцы для исследований, таким образом резко увеличиваются затраты, время принятия и сдачи продукции на склад. В связи с этим необходимо разрушающие методы контроля заменять на аналитическое прогнозирование с помощью современных расчетных комплексов, например, ProCast или другими методами.

Поскольку лигатура представляет собой промежуточный сплав, то к ней не предъявляют требований в отношении каких-либо механических свойств [47-49]. Но в связи с введением ее в основной расплав, а также повышенными

требованиями к качеству отливок и полуфабрикатов лигатуры для алюминиевых сплавов должны отвечать следующим требованиям:

- достаточно низкая температура плавления лигатуры, что позволит обеспечить минимальную температуру присадки элемента, которая на 100-200°C выше температуры ликвидуса (низкая температура ликвидуса лигатуры способствует быстрому растворению легирующего элемента и его однородному распределению по объему расплава, особенно при условии достаточно интенсивного и равномерного перемешивания последнего);

- однородный химический состав (достаточно дисперсные включения легирующих элементов по сечению, неизменность химического состава с течением времени и стойкость против коррозионного воздействия атмосферных газов и паров, отсутствие неметаллических, оксидных и газообразных включений на поверхности и внутри прутка)

- наименьший достаточный размер интерметаллидов; низкое содержание водорода в лигатуре, которое не должно превышать более чем в два раза содержание водорода в расплаве перед разливкой (особенно важно, если фильтрация расплава несовершенна и рассчитана на удаление оксидных плен традиционным способом (рафинирование в миксере, отстаивание и т.п.);

- низкое содержание металлических примесей, например, железа, кремния, меди и др. (примеси, входя в состав первичных интерметаллидов, изменяют их кристаллографическую решетку, а, следовательно, нарушается принцип структурно-размерного соответствия решеток алюминия и интерметаллида и ухудшают его зародышеобразующую способность);

- отсутствие крупных включений, на которых скапливаются интерметаллические частицы с бором, образуя боридно-оксидное «кольцо». Такие «кольца» при приготовлении расплава не растворяются, и их невозможно удалить последующей фильтрацией, что приводит к попаданию их в отливку и выявлению их при анодировании и ультразвуковом контроле изделия [130, 133].

Типичная микроструктура лигатурного прутка - равномерно распределённые по объёму фазы: диборид титана и алюминид титана в матрице чистого алюминия (рисунок 1.15).

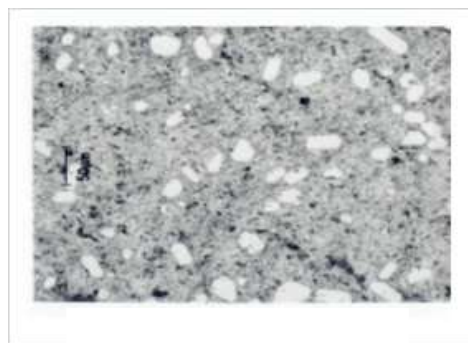
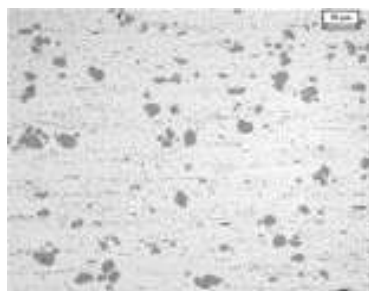


Рисунок.1.15 - Микроструктура $AlTi_3B_1$ [133]

Лигатура вводится в расплав вручную или с помощью машины для непрерывной подачи лигатуры в виде прутка (проволоки). Благодаря равномерному распределению фаз по объёму лигатуры эффект измельчения зерна наступает уже после 2-х минут после ввода лигатуры в расплав и сохраняется до 6 часов.

Норма расхода для чистого алюминия и деформируемых сплавов обычно составляет: слитки для последующей экструзии: $0,5 \div 2$ кг на тонну расплава; слитки под прокатку: $0,5 \div 1,5$ кг на тонну; непрерывная разливка - получение полосы или листа: $1 \div 3$ кг на тонну [131, 132]. В результате многочисленных исследований их структуры установлено, что для получения максимального модифицирующего эффекта частицы $TiAl_3$ и TiB_2 должны быть, по возможности, сферическими и иметь размер: первые не более 150 мкм, а вторые 2-6 мкм. Для избавления от вредных примесей в лигатуры также зачастую добавляют многокомпонентные флюсы различных составов в количестве до 0,3%, которые в качестве одного из компонентов содержат натриевый криолит. [133].

При модифицировании алюминиевых сплавов небольшими добавками тугоплавких металлов эффект измельчения зерна зависит от следующих факторов: исходного состояния вводимых добавок; времени выдержки и температуры модифицируемого сплава; времени выдержки и температуры

модифицируемого сплава; количества введенного модификатора и способа введения модифицирующих материалов.

Для получения требуемого измельчения зерна, исключительно важное значение, имеет равномерное распределение частиц интерметаллидов тугоплавких металлов по объему модифицируемого сплава. Частицы диборида титана практически не растворяются в алюминиевых сплавах при технологических температурах приготовления и литья. Равномерность их распределения достигается только механически, тогда как распределение тугоплавких компонентов сплава (титана, циркония, хрома и др.) облегчается за счет их растворения и диффузии в алюминии.

Исследования эффективности применения модифицирующей лигатуры показали, что присадку нужно осуществлять только на немодифицированную шихту, при повторных переплавках размер частиц TiB_2 в сплаве не меняется. Если в лигатуре наибольший размер частиц диборида титана не превышает 2 мкм, то они остаются в расплаве взвешенными в течение всего времени литья (10÷16 ч) за счет конвективных потоков. Накапливание боридов на подине может происходить в следующих случаях: если модифицирующая лигатура содержит грубые частицы боридов или скопления последних на оксидных пленках; при неправильном проведении операции модифицирования, например, при неравномерном введении модификаторов в жидкий сплав. В этом отношении наиболее предпочтителен способ непрерывного модифицирования лигатурным прутком [133].

Как рассматривалось ранее применительно к деформируемым сплавам, широкое распространение для измельчения макроструктуры получил титан. При введении его в расплавы в количестве 0,05÷0,15% макрозерно сплавов в поперечнике измельчается до 0,5 мм (рисунок 1.14). Центрами кристаллизации при этом служат частицы интерметаллического соединения Al_3Ti . Для введения титана используют лигатуру $Al-Ti$, содержащую 2÷5 % Ti [134, 135].

В работе [136-139] отмечается, что добавки одного титана в алюминиевые сплавы позволяют уменьшить размер зерна в слитке, но не всегда делают его равноосным по всему сечению. В работе [140, 141] показано, что

модифицирующее действие титана увеличивается с повышением содержания железа.

На практике для модифицирования сплавов применяют лигатуру с 3÷5 % Ti и 0,5÷1,2 % В. На рисунке 1.16 показана зависимость измельчения зерна в слитках от количества введенной лигатуры и отходов в шихте.

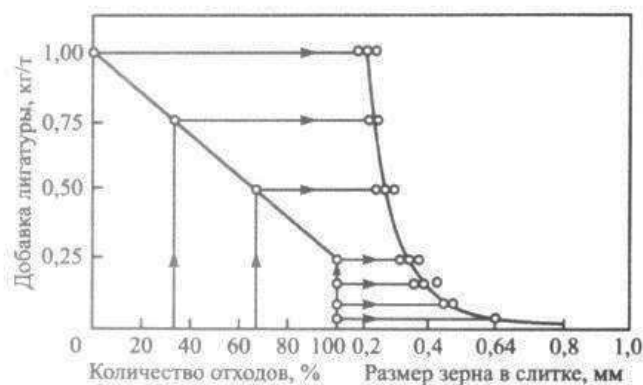


Рисунок 1.16 - Зависимость размера зерна в слитках от количества введенной лигатуры и отходов [142]

Наиболее оптимальным следует считать введение лигатуры при температуре 700÷720 °С за 3÷4 мин. до начала литья.

Применение модифицирующего прутка имеет определенные преимущества перед электромагнитным перемешиванием или ультразвуковой обработкой, так как в данном случае объемная кристаллизация сплава в лунке слитка не развивается и применяемое оборудование проще и дешевле [142, 143, 149].

Из уравнения теплового баланса, при введении в расплав алюминия твердого лигатурного прутка (нагрев прутка до температуры плавления, плавление, нагрев до температуры расплава), выведена следующая зависимость:

$$G_{np} = K_{np} G_{мет} (t_{сл} - t) \quad (1.2)$$

где G_{np} и $G_{мет}$ – расходы прутка и жидкого сплава соответственно, г/мин;

K_{np} – размерный коэффициент, 1/°С;

$t_{сл}$ и t – температура сплава в момент введения прутка и после полного растворения соответственно, °С.

В результате анализа расхода расплава при литье слитков промышленных сплавов и зависимости (1.2) выведен расход массы прутка в зависимости от исходной температуры сплава (рисунок 1.17).

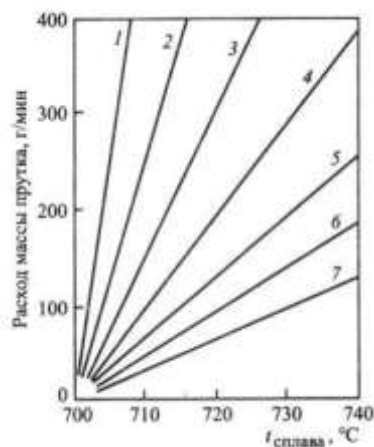


Рисунок 1.17 - Расход массы прутка в зависимости от исходной температуры сплава
Расход массы сплава, кг/мин: 1 – 48; 2 – 24; 3 – 15; 4 – 10; 5 – 8; 6 – 5; 7 – 3,5 [142]

Точность расчета зависит от правильного выбора коэффициента теплопередачи L на границе прутков–расплав. Случай теплового взаимодействия намерзающей корочки твердого сплава с омывающим ее расплавом для алюминия марки $A7$ исследовал Г.Ф. Баландин. и получил следующее выражение для коэффициента теплопередачи в случае движения расплава со скоростью 10 м/с:

$$L = 10(Ak + 1) \quad (1.3)$$

При движении расплава относительно затвердевшей корочки со скоростью до 0,7 м/с $A = 1,44$. В этом случае существенное влияние на коэффициент теплопередачи оказывает наличие на прутке слоя оксида алюминия с адсорбированным газом.

Если скорость плавления прутка равна $v_{пл} = d/H$, тогда скорость его подачи должна быть равной $v_{под} < H/v_{пл}$, где H – глубина погружения прутка в расплав. Следовательно, диаметр прутка и скорость его подачи должны быть связаны зависимостью, которая гарантирует полное растворение прутка (рисунок 1.18):

$$d = H v_{пл} / v_{под} \quad (1.4)$$

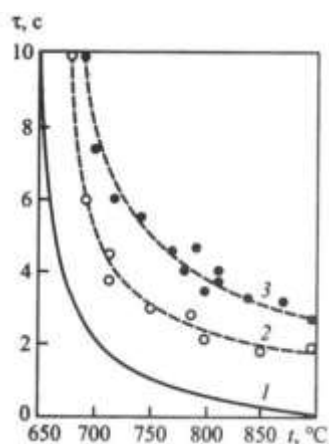


Рисунок 1.18 - Расчетная (1) и экспериментальная (2, 3) скорости растворения прутка в зависимости от температуры расплава: 1, 2 диаметр прутка $d_{np} = 3,0 \text{ мм}$, 3 – $d_{np} = 7,0 \text{ мм}$) [144]

При применении лигатурного прутка оптимальное измельчение зерна слитка наблюдается при меньшем расходе модификатора по сравнению с лигатурой, что обеспечивается более полным его усвоением и исключением ликвации частиц TiB_2 и Al_3Ti [144].

В настоящее время для измельчения зерна в слитках алюминиевых сплавов, получаемых методом полунепрерывного литья, применяют в основном прутковые модифицирующие лигатуры на основе систем $Al-Ti-B$ и $Al-Ti-C$ иностранного производства. Однако, как показывает производственный опыт, не всегда удается получить мелкозернистую и однородную структуру по всему объему слитка при использовании указанных лигатур [146]. Причины кроются как в качестве самих лигатур, так и в технологии введения их в расплав.

1.4 Современное состояние вопроса в области прогнозирования структуры слитков, отлитых непрерывным способом

В промышленных условиях структура слитков 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 литья и кристаллизации;
- высота кристаллизатора и распределение в нем жидкого металла и др.

Одни из этих факторов поддаются точной оценке и действия их однозначны, другие - оказывают влияние на разные параметры кристаллизации, иногда противоречивые, но всегда, как правило, оцениваемые только с качественной стороны. Многообразие технологических факторов не позволяет пока выявить обобщенную взаимосвязь между ними и параметрами кристаллизации, а далее структурой слитка. Качественный анализ влияния различных факторов на формирование зерна слитков при непрерывном литье с привлечением теории концентрационного переохлаждения выполнил В.А.Ливанов. Исходя из пропорциональной зависимости между скоростью кристаллизации слитка и скоростью литья, условия наличия концентрационного переохлаждения при литье слитка можно записать следующим образом:

$$\Delta T_c / v_{cl} = AMC_0 (1 - K_0) / K_0 D, \quad (1.5)$$

где v_{cl} - скорость литья слитка; А - коэффициент пропорциональности; D - диаметр слитка.

Повышение интенсивности охлаждения, уменьшение высоты кристаллизатора, увеличение температуры литья способствуют возрастанию градиента температур в жидкой фазе у фронта кристаллизации и увеличению зоны столбчатых кристаллов зерна и уменьшения зоны столбчатых кристаллов можно достичь, если повышать концентрацию растворимых в алюминии компонентов и скорость кристаллизации. Поскольку с повышением скорости литья увеличивается скорость кристаллизации (особенно в периферийной и центральной зонах слитка) и в то же время возрастает теплоотвод от жидкой лунки слитка, то рост скорости литья закономерно приводит к уменьшению зоны равноосных кристаллов на периферии и увеличению ее в центре. Ширина столбчатой зоны зависит от величины изменения размеров зоны равноосного зерна.

Размеры зерен в общем случае не находятся в однозначной зависимости от скорости охлаждения. В большой мере величина зерна зависит от температуры литья, предварительного перегрева расплава, наличия в сплаве модификаторов. Но если за счет создания очень большого числа центров кристаллизации, например, при сочетании введения модификаторов с ультразвуковой обработкой расплава, удастся получить предельно малое зерно, то оказывается, что его величина так же зависит от скорости охлаждения, как и дендритный параметр. Более того, величина предельно малого зерна для каждой скорости кристаллизации совпадает со среднестатистическим размером ветвей равноосных дендритов данного сплава.

Изменение скорости охлаждения влияет на величину переохлаждения и интенсивность выделения теплоты кристаллизации, тем самым определяя расстояние между ветвями. Если по условиям процесса (много активных примесей, частиц модификаторов, ультразвуковая кавитация расплава) число готовых центров столь велико, что в любом объеме металла, который начинает переохлаждаться, имеется хотя бы один центр, то ветви дендритов не образуются, а зерно измельчается до своей предельной величины. Такое зерно названо субдендритным. Для его формирования, следовательно, энергия образования центров кристаллизации должна быть меньше энергии образования ветвей дендритов.

В.И. Добаткин отмечает, что в том диапазоне размеров, в котором получают слитки и отливки из алюминиевых сплавов в промышленных условиях, и при используемых схемах охлаждения сплавы обычно имеют дендритное строение (имеется в виду структура матрицы, а не частиц вторых фаз). В зоне столбчатых кристаллов сплавы имеют ячеисто-дендритную или ячеистую структуру, в зоне равноосных кристаллов - структуру свободно растущих дендритов. В.И. Добаткиным была получена однозначная зависимость средних линейных размеров ветвей дендритов (дендритного параметра) от скорости охлаждения (уравнение модифицирования):

$$d_z = K_m / v_o^{n_m}, \quad (1.6)$$

где d_s - дендритный параметр; K_M и $n_M = 0,3 \div 0,5$ - эмпирические показатели;
 v_o - скорость охлаждения.

На рисунках 1.19 и 1.20 представлены графические зависимости изменения дендритного параметра от скорости охлаждения, которые подтверждают обоснованность зависимости (1.6).

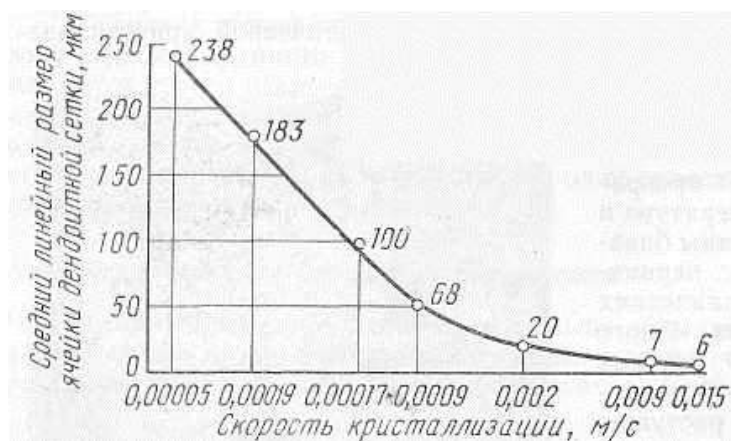


Рисунок 1.19 - Зависимость среднего размера дендритных ячеек от скорости кристаллизации дуралюмина

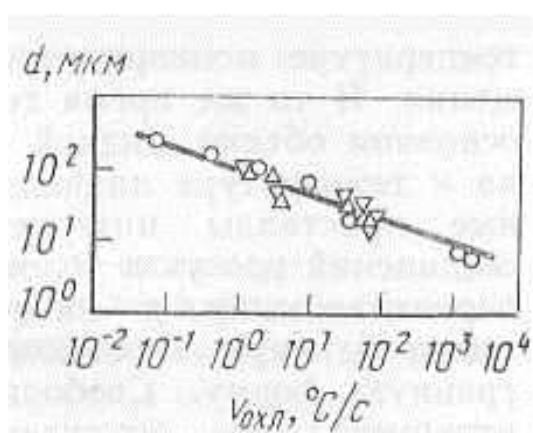


Рисунок 1.20 - Зависимость расстояния между ветвями дендрита второго порядка (дендритного параметра) от скорости охлаждения

Аналогичные зависимости только для размера зерна от скорости охлаждения получены исследователями А.М. Bunn, Р. V. Evans (рисунок 1.21), А. Tronche , А. L. Greer (рисунок 1.22).

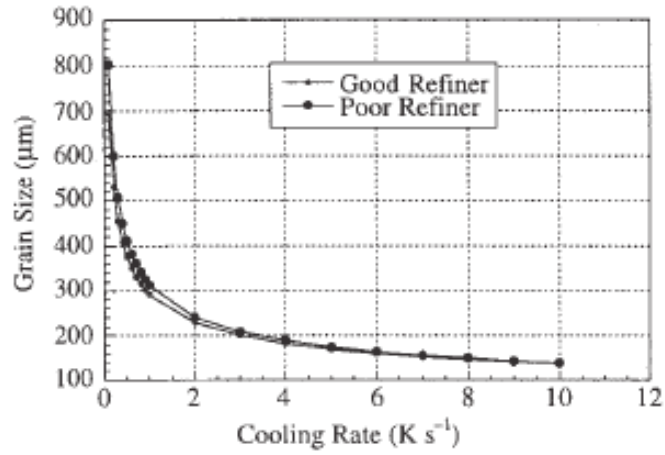


Рисунок 1.21 - Изменение размера зерна алюминия от скорости охлаждения для различных модификаторов [151]

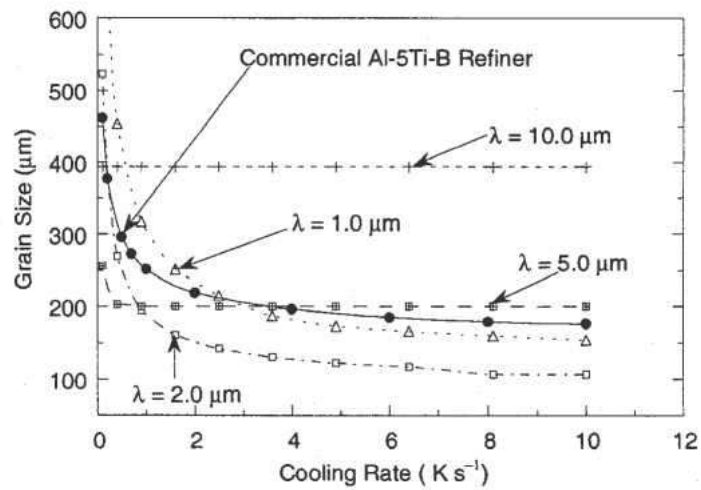


Рисунок 1.22 - Изменение размера зерна от скорости охлаждения в зависимости от размеров частиц модификатора [152]

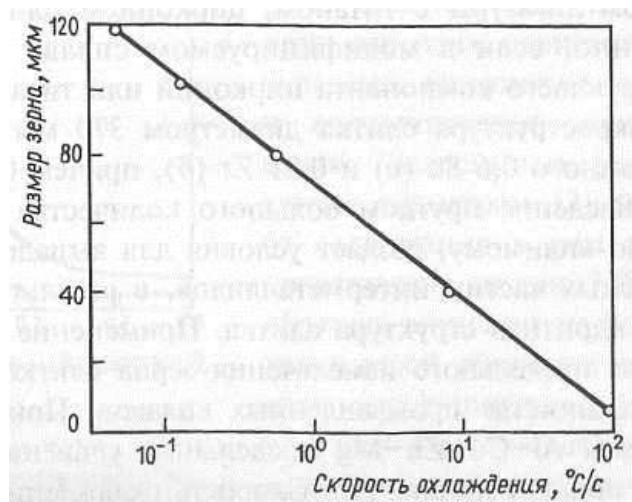


Рисунок 1.23 – Изменение предельного уровня измельчения зерна в слитке алюминиевого сплава системы Al-Cu-Zn-Mg

Измельчение ветвей дендритов сопровождается уменьшением размеров эвтектических колоний и частиц вторых фаз по их границам, диспергированием пористости, уменьшением единичных объемов дендритной ликвиции. Все это приводит к улучшению свойств не только в литом состоянии, но и в изделиях после деформации слитков. Поэтому повышение скорости охлаждения при кристаллизации является одним из главных средств улучшения качества отливок и деформированных полуфабрикатов.

В.И. Добаткиным установлено, что повышение скорости литья вызывает образования горячих трещин при литье круглых и плоских слитков. Скорость вытягивания, обеспечивающая отсутствие горячих трещин, должна быть несколько ниже скорости, вычисляемой по формуле:

$$v_{\text{л}} = K_{\text{emp}} / b^m, \quad (1.7)$$

где $m \approx 1,5$ эмпирический показатель степени;

K_{emp} - коэффициент, зависящий от свойств сплава.

Скорость движения, обеспечивающая отсутствие холодных трещин, выражается следующей формулой:

$$v_{\text{л}} = K_{\text{xmp}} b^x [n/(n+1) - 0,5]^y, \quad (1.8)$$

где K_{xmp} - коэффициент, зависящий от свойств сплава;

n, x, y - эмпирические показатели;

Из приведенных формул следует, что бездефектное литье плоских слитков ограничивается двумя условиями, вытекающими из приведенных формул:

1) скорость литья должна быть не больше величины, определяемой по формуле (1.4); соблюдение этого условия обеспечивает отсутствие горячих трещин;

2) скорость литья должна быть не меньше величины, вычисляемой по формуле (1.5); соблюдение этого условия исключает образование холодных трещин.

Граничные кривые представлены на рисунке 1.24.

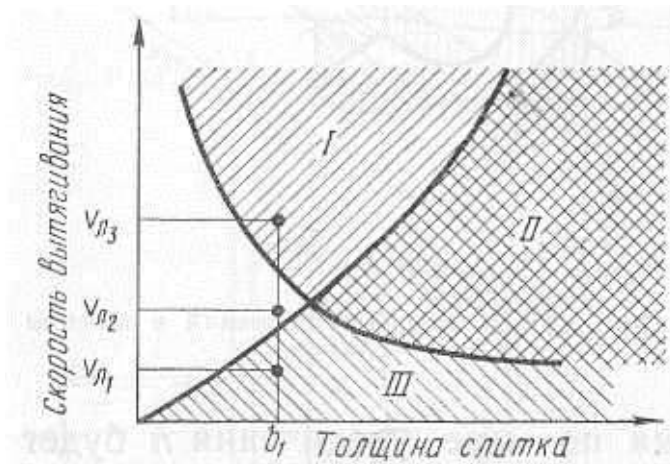


Рисунок 1.24 – Зависимость толщины слитка при заданной кратности от скорости движения и склонности к образованию трещин: I - область горячих трещин; II - область горячих и холодных трещин; III - область холодных трещин

По расположению кривых видно, что слиток толщиной b_1 , при скорости $v_{л1}$ отливается с образованием холодных трещин, при скорости $v_{л2}$ - без трещин, при скорости $v_{л3}$ - с образованием горячих трещин. Таким образом, скорость литья должна, прежде всего, обеспечивать отсутствие трещин, а при литье крупногабаритных слитков скорость $v_{л}$ выбирается с учетом возможного появления усадочной рыхлоты в центре слитка.

Слитки из алюминия и малолегированных сплавов подвержены только горячим трещинам; в слитках высоколегированных сплавов образуются трещины обоих видов. Для мягких сплавов, склонных только к поверхностным трещинам, диапазон скоростей и высот кристаллизаторов практически не имеет ограничений.

Поэтому для анализа процесса структурообразования необходимо определить локальные значения скорости охлаждения расплава в объеме слитка, что невозможно сделать без профиля лунки.

Г.Ф. Баландин аналитически определил глубину лунки в плоском слитке, основываясь на допущении, что теплота отводится от слитка в направлении, перпендикулярном его оси, а теплопередача вдоль оси отсутствует. Тогда кристаллизацию любого элементарного слоя, перпендикулярного оси, можно рассматривать независимо от кристаллизации остальной части слитка

При литье с постоянной скоростью время затвердевания слоя будет пропорционально пройденному им пути z . Кристаллизация горизонтального слоя рассчитывается по формулам для неподвижных отливок, что вполне допустимо для непрерывного литья слитков на стационарной стадии, когда фронт кристаллизации остается неподвижным. Тогда каждому моменту времени и каждому положению элементарного слоя соответствует определенная толщина затвердевшей корки. Определяя толщину корки в функции пройденного слоем расстояния, можно найти профиль фронта кристаллизации (рисунок 1.25).

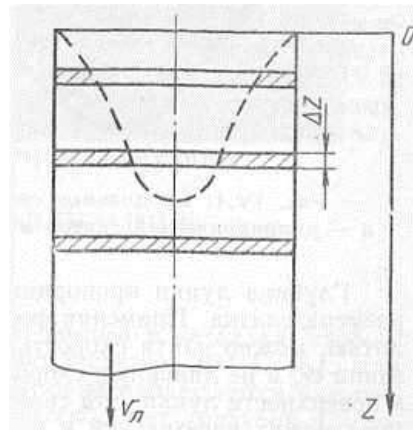


Рисунок 1.25 – Схема перемещения горизонтального слоя высотой Δz в непрерывной отливке

Таким образом, чтобы найти профиль лунки, необходимо в формулы для неподвижных отливок подставить вместо значения времени величину $z/v_{л}$, где $v_{л}$ - скорость опускания слитка (скорость литья).

Наиболее простые решения получаются при следующих допущениях:

- а) затвердевание начинается при достижении зоны вторичного охлаждения;
- б) в направлении, перпендикулярном оси, температурный градиент в затвердевшей корке линеен;
- в) перегрев отсутствует;
- г) затвердевание происходит при постоянной температуре;
- д) температура поверхности слитка постоянна и равна температуре охлаждающей среды.

Условия a и d выполняются с достаточной точностью при литье в низкий кристаллизатор с непосредственным охлаждением слитка водой и в ЭМК. Они соответствуют условию бесконечно большой интенсивности теплоотвода.

Объем, ограниченный фронтом кристаллизации и открытой поверхностью металла, называется лункой жидкого металла. Если определить по формулам для неподвижной отливки время полного затвердевания элементарного слоя τ , то глубина лунки для плоского слитка будет равна:

$$h_x = v_x \tau = \frac{v_x x^2 [q_{пл} + 0,5c\gamma(T_{кр} - T_H)]}{2\lambda(T_{кр} - T_H)}, \quad (1.9)$$

где c, γ, λ - теплоемкость, плотность, теплопроводность сплава;

$q_{пл}$ - удельная теплота плавления сплава;

$T_{кр}, T_H$ - температура кристаллизации и наружной поверхности слитка.

x - половина толщины плоского слитка.

В.И. Напалковым установлено, что лунка в плоском слитке имеет форму четырехгранной пирамиды с криволинейными поверхностями. В промышленных слитках для прокатки отношение ширины к толщине обычно находится в пределах $2,5 \div 4$. Для таких слитков профиль лунки остается постоянным на значительной протяженности по ширине слитка. Наклон фронта кристаллизации к оси слитка непрерывно уменьшается в направлении от наружной поверхности к середине слитка, и лунка, поэтому не имеет закругления в нижней части (рисунок 1.26).

Таким образом, чтобы найти распределение размера зерна по объему слитка необходимо решить уравнение (1.3), определив форму и размер лунки, эмпирические коэффициенты и изменение скорость охлаждения по объему. Точное аналитическое решение данной задачи невозможно без определения эмпирических коэффициентов только из эксперимента. В свою очередь форму и размер лунки можно найти только с помощью таких численных методов, как программный комплекс ProCAST.

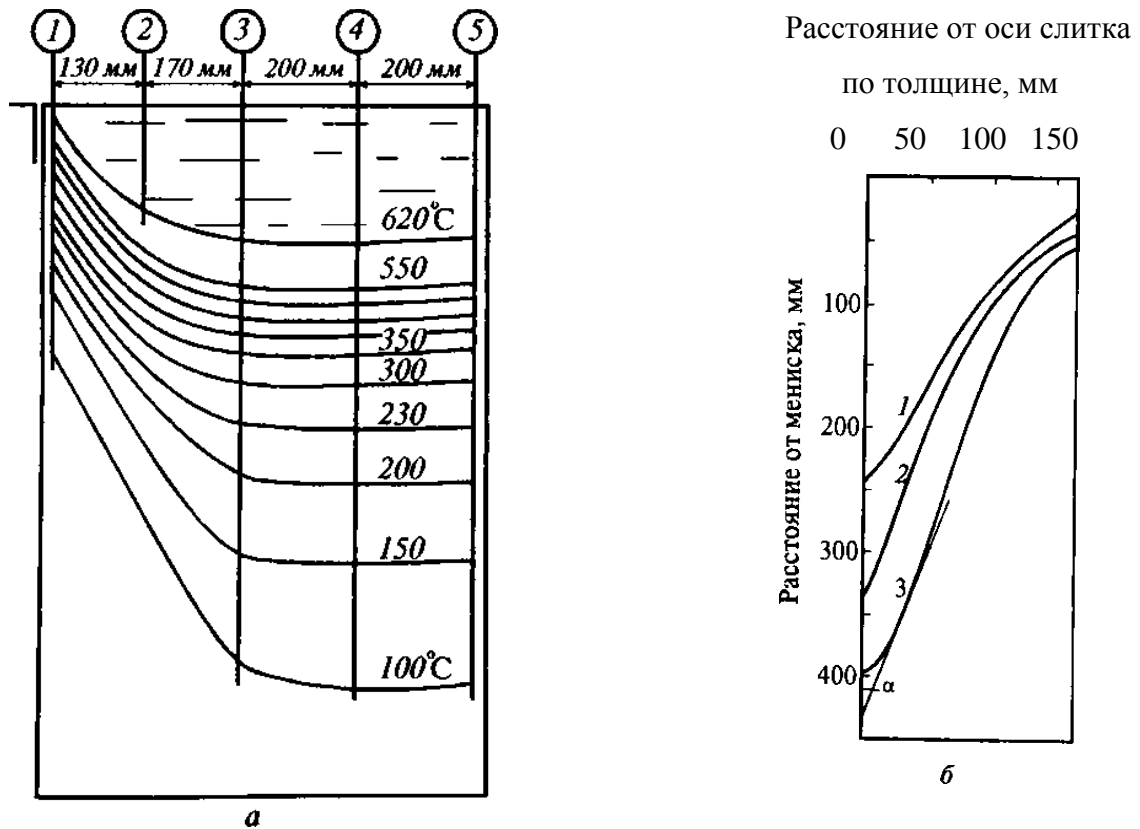


Рисунок 1.26 – Изотермы по ширине (а) и толщине (б) плоского слитка сечением 340x1560 мм из сплава АМгб ($v_d = 60$ мм/мин): 1 - ликвидус 620 °С; 2 - 610 °С; 3- солидус 550 °С

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.

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, в том числе непрерывное литье плоских слитков. 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 – решатель, моделирующий тепловые явления в процессе заливки формы и кристаллизации отливки и позволяющий рассчитать 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.

С помощью дополнительных опций возможно моделирование сложного теплообмена излучением с эффектами переизлучения и затенения и непрерывного и полунепрерывного литья. ProCAST Stress solver – 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 прогнозировать 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 крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX.

1.5 Выводы по главе и постановка цели и задач исследования

Анализ научно-технической литературы позволил сделать следующие выводы:

1. В настоящее время мировое производство плоских крупногабаритных слитков из алюминиевых сплавов, в том числе 5XXX серии имеет положительные тенденции роста и является одним из основных видов ПДС ОК РУСАЛ.

2. Одной из эффективных технологий изготовления крупнотоннажных плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX является полунепрерывное литье на оборудовании Wagstaff с применением кристаллизатора скольжения с принудительной подачей смазки.

3. Одним из главных требований к качеству крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX для последующей обработки прокаткой и резанием является равномерная мелкозернистая структура по всему сечению слитка и снижение таких дефектов, как микропористость и ликвация.

4. Основным методом для достижения мелкозернистой структуры в слитке серии 5XXX является модифицирование прутковым модификатором системы *Al-Ti-B*, но технология модифицирования требует дальнейшего совершенства.

5. В настоящее время отсутствуют, как аналитический метод оценки размера зерна в плоских слитках с учетом реального химического состава сплава и применяемого модификатора, так и компьютерную модель процесса модифицирования при изготовлении плоских слитков с учетом конструктивных и технологических параметров литья.

6. Известные методы и устройства экспресс-оценки модифицирующей способности лигатур не обеспечивают необходимой точности, стабильности и воспроизводимости результатов исследований.

Представленные выводы по главе позволили сформулировать цель работы: разработка комплекса технических и технологических решений, обеспечивающих достижения ультрамелкозернистой структуры для плоских крупногабаритных слитков 5XXX серии.

Для достижения данной цели поставлены следующие задачи:

- исследовать механизм образования ультрамелкозернистой структуры при изготовлении плоских слитков из алюминиевых сплавов 5XXX серии;
- разработать методику прогнозирования структуры слитка с учетом реального химического состава сплава и применяемого модификатора;
- разработать компьютерную модель процесса модифицирования при изготовлении плоских слитков с учетом конструктивных и технологических параметров литья;
- разработать технические решения для экспресс-оценки модифицирующей способности лигатур;
- с учетом промышленных условий предприятий ОК РУСАЛ разработать и внедрить эффективную технологию для достижения мелкозернистой структуры плоского слитка при полунепрерывном литье для алюминиевых сплавов 5XXX серии.

ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КАЧЕСТВА СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ 5XXX

В ходе выполнения диссертационной работы исследования 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 серии 5XXX 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, пористость, содержание неметаллических включений и водорода, оценивали механические свойства сплавов и технологическую пластичность. Основные положения главы опубликованы в работах [35, 37, 40].

2.1 Методика отбора проб и принцип исследования качества плоских слитков, полученных в промышленных условиях, по длине и сечению

Опытные плавки сплава серии 5XXX проводились в литейном отделении на литейных машинах действующего производства ОК РУСАЛ. Одновременно отливалось от двух до четырех слитков размерами 600×1630×5200 мм общей массой 56 т. Подготовка расплава и разливка сплава производились в соответствии с требованиями технологических инструкций, химический состав сплавов соответствовал требованиям ГОСТ 4784-97 [113].

Приготовление и литье сплавов производилось с обязательным применением установок дегазации; фильтрация производилась через трубчатый металлофильтр (МТФ). Отливка плоских слитков осуществлялась через распределителя металла Combo-Bag; модифицирование производилось прутковой лигатурой $Al-Ti-B$ по разным схемам введения из расчета $1 \div 3$ кг/т.

В процессе приготовления расплава производился отбор проб для анализа химического состава, содержание водорода, макро- и микроструктуры, содержание неметаллических включений (оценивали методом PoDFa, оперативный контроль осуществлялся системой Limca) с последующей маркировкой образцов.

Химический состав расплава, ликвации компонентов по сечению слитка и содержание водорода находились в пределах требований спецификаций, действующих на предприятии (таблица 2.1).

Таблица 2.1 - Содержание водорода в металле по требованиям спецификаций

Номер пробы	Место отбора	Обозначение единицы физической величины	Значение характеристики		
			среднее значение	результаты параллельных определений	
21	Лоток	ppm	0,15	0,166	0,319
22	После дегазатора	ppm	0,08	0,082	0,072
23	После МТФ	ppm	0,12	0,125	0,129

Результаты металлографического анализа чистоты металла методом PoDFa представляются в виде таблицы (таблица 2.2) и оцениваются по требованиям спецификации к каждому типу сплава. Соответственно, содержание неметаллических включений должно быть в пределах спецификации к сплавам серии 5XXX.

Таблица 2.2 – типичные результаты металлографического анализа чистоты металла

Общая характеристика чистоты металла:		
Общее содержание включений, мм ² /кг	0,010	0,0039
SONIM, мм ² /кг	0,0016	0,0014
Содержание оксидных плен, шт/кг	2	7
Характеристика оксидных плен:		
Длина (короткие, средние, длинные)	короткие	короткие
Толщина (тонкие, средние, толстые)	тонкие	тонкие

Продолжение таблицы 2.2

Типы включений, мм ² /кг	мм ² /кг	%	мм ² /кг	%
TiB ₂ / TiC	0,0077	73,4	0,0012	31,3
Al ₄ C ₃ < 3 мкм	0,0012	11,6	0,0012	31,3
Al ₄ C ₃ > 3 мкм	0,00021	2,0	0,000014	3,6
MgO	0.00089	8,5	0,00093	4,1
MgAl ₂ O ₄ - Шпинель	0,00047	4,5	0,00038	0,7
Потенциальные хлориды/газовая микропористость	-	-	-	-
Метод, оптическое увеличение	GRID, x200		GRID, x200	
Длина хорды	12.2		13.1	
Общее количество площадей, занятых включениями	19,9		8,3	

Все полученные слитки также проверяли на допуски по геометрическим размерам (таблица 2.3).

Таблица 2.3 - Требования к геометрическим размерам слитков

Наименование габаритов	Допустимые отклонения	Примечание
1	2	3
Толщина, мм	+10/-5	Измеряется в литниковой части по двум краям слитка на расстоянии 100 мм от узких граней
Ширина, мм	+5/-5	Определяется как расстояние в средней части слитка, между узкими гранями, после обрезки литниковой части слитка
Длина, мм	+10/-10	Определяется посередине прокатной поверхности слитка, включая донную часть слитка
Поперечный изгиб, мм, не более	4	Измеряется по всей длине слитка вдоль кромки узкой боковой грани обрезного слитка
Продольный изгиб, мм, не более	4	За исключением участка (переходная зона) на расстоянии 300 мм от краев слитка после обрезки
Радиус закруглений ребер, мм	Неболее 25	Обеспечивается литейной оснасткой, браковочным признаком не является
Перпендикулярность реза, не более	1мм/100мм (90+/-10)	Определяется разностью длин параллельных сторон по узкой грани. Заусенцы должны быть удалены

Для исследования на технологичность при прокатке, макро- и микроструктуры по сечению слитка, определению пористости, корковой зоны, степени ликвации легирующих элементов и механических свойств отбор темплетов осуществляли согласно схемам раскрыя, с обязательным указанием номеров плавки и слитка.

Из каждого 1-го («горячий») и из каждого 4-го («холодный») слитка вырезалось по три темплета.

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. Схема резки заготовок показана на рисунках 2.1-2.4.

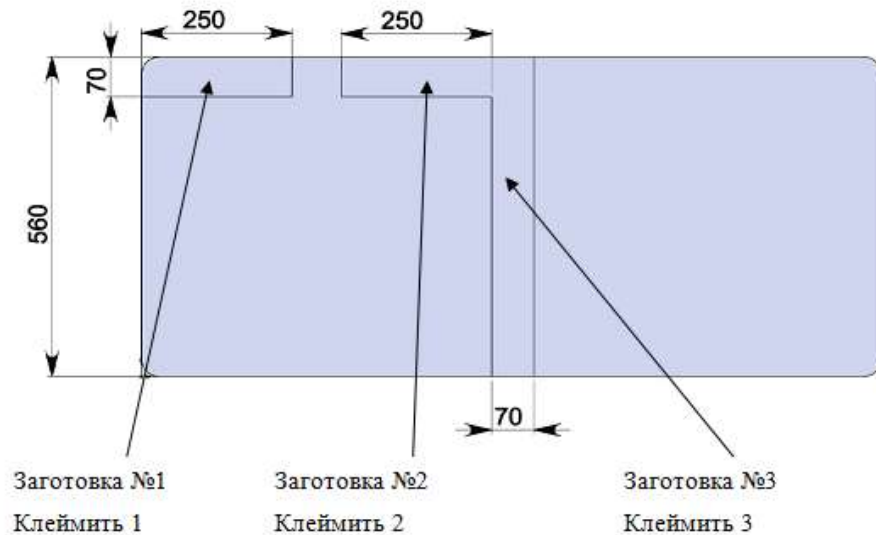


Рисунок 2.1 – Схема раскроя темплетов и маркировки заготовок

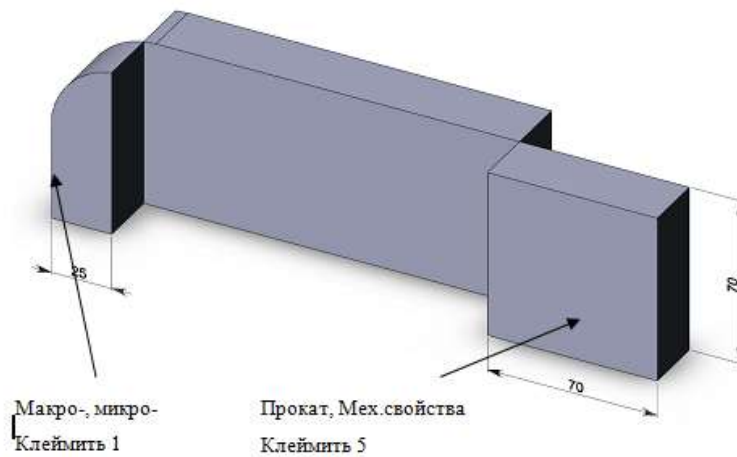


Рисунок 2.2 – Схема раскроя на образцы заготовки №1

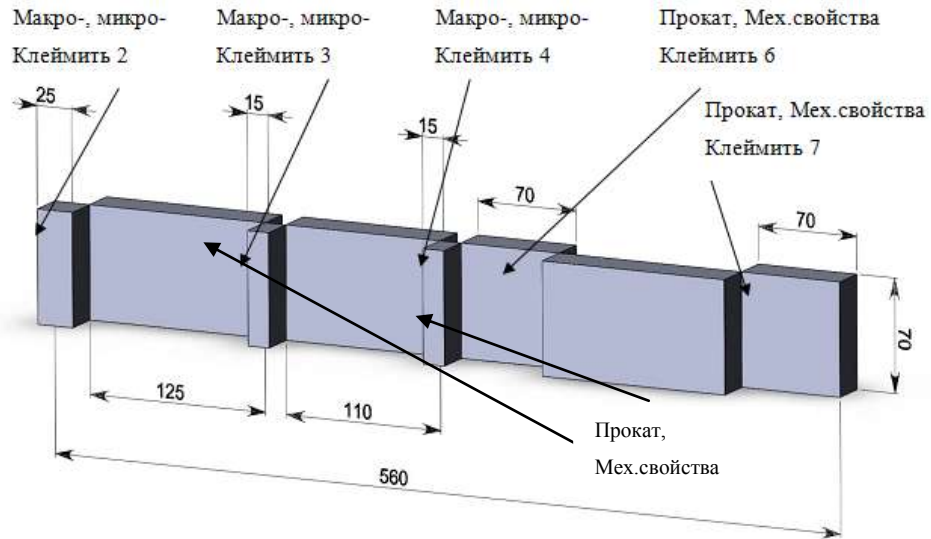


Рисунок 2.3 – Схема раскроя на образцы заготовки №2

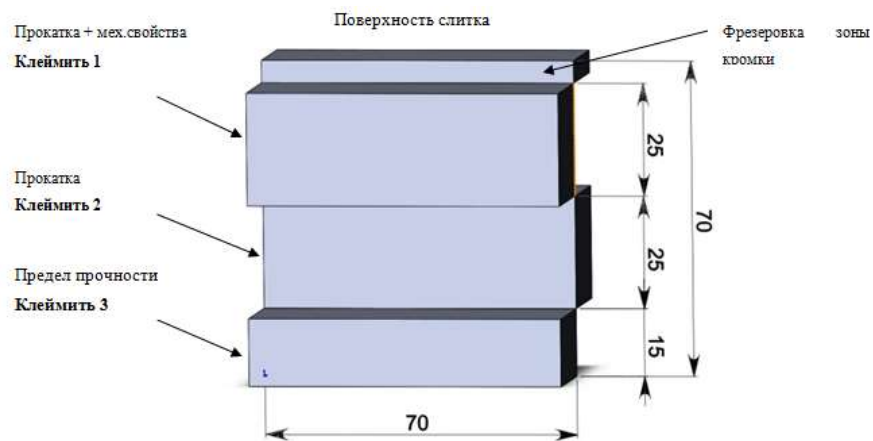


Рисунок 2.4 – Схема раскроя образцов №3

2.2 Методика проведения металлографических исследований слитков алюминиевых сплавов серии 5XXX

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

Микроструктурный анализ проводили на микроскопе AxioObserverA1m, CarlZeiss. Микрошлифы изготавливали по методикам ООО «Митэла» на автоматизированных шлифовально-полировальных станках Saphir 520, Germany и расходных материалах фирмы LamPlan, France.





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

Для каждого этапа технологического процесса отбирались пробы диаметром 40 мм, характерная макроструктура которых приведена в таблице 2.4. По макроструктуре методом секущих определялся размер зерна, при этом расчете не учитывается зона столбчатых кристаллов. Обычно проба 1, отобранная из миксера до рафинирования, практически не отличается от пробы 2 — после обработки в установке рафинирования. Макроструктура обоих образцов имеет в периферии зону столбчатых кристаллов, длина которых в среднем составляет 1—1,5 мм.

Появление в пробах столбчатых кристаллов 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 сплаве проб активных центров кристаллизации за счет введения модификаторов приводит к образованию зоны столбчатых кристаллов. Центральная зона образцов 1 и 2 обычно состоит из равноосных однородных кристаллов, средний размер которых составляет $400\div 600$ мкм соответственно.

Проба 3, отобранная из желоба после фильтра МТФ, обычно (место подачи лигатуры) имеет равномерную мелкозернистую макроструктуру. Зерно измельчается в среднем в 2 раза до 210 мкм (проба 3). Зона столбчатых кристаллов также уменьшается $170\div 190$ мкм.

Таблица 2.4 - Характерные результаты макроскопического анализа проб из сплавов 5XXX

Проба	Место отбора проб	Структура	Размер зерна, мкм
11	Из миксера до рафинирования		560±11
12	Из желоба после дегазатора		550±10
13	Из желоба после МТФ		210±10
4	Из желоба после подачи модифицирующей лигатуры		180±12

Модифицирование сплава прутковой лигатурой системы $Al-Ti-B$ по стандартной производственной схеме введения прутка позволяет измельчить зерно до 170÷200 мкм (проба 4) 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.

Повреждения, засоры, оксидные пленки и наличие неметаллических включений в макроструктуре исследуемых проб не допускаются.

Образцы для микроструктурного анализа были отобраны от заготовки, вырезанной параллельно короткой грани слитка.

Для анализа вырезали образцы из разных зон заготовки: образец 1 соответствовал поверхностной зоне слитков (30 мм), образец 2 соответствовал $\frac{1}{4}$ зоне слитков (150 мм от поверхности), образец 3 соответствовал $\frac{1}{2}$ зоне слитков (290 мм от поверхности). Место отбора образцов из заготовки показано на рисунке 2.5.

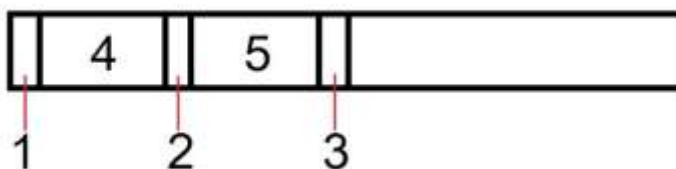

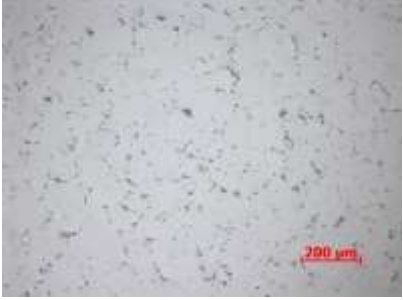




Рисунок 2.5 – Схема разметки образцов на заготовках теплетов

Характерные результаты микроструктурного анализа проб приведены в таблице 2.5.

Сплавы 5XXX серии относятся к магналиям, в исследуемых плавках содержание Mg находится в интервале (2,32–4,9 %). Сплавы содержат примеси: Mn, Cu, Zn, Fe, Cr и т.д.

Таблица 2.5 - Характерные результаты микроскопического анализа проб из сплавов 5XXX

Проба	Микроструктура		Размер дендритной ячейки, мкм
	Расстояние от корки, мм	×200	
1	2	3	4
1	Корковая зона		10,2±2,8
2	10		24,0±3,1
3	150		48,9±2,9
4	290		54,0±7,9

При литье в неравновесных условиях и содержании в сплаве Mg, в структуре образуется фаза $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$, являющаяся вырожденной эвтектикой.

Примесь железа и кремния в магналиях типично образует скелетообразную фазу $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, и фазу компактной формы Al_8Fe_2Si . В соответствии с диаграммой $Al-Mg-Si$ примесь кремния может образовать фазу Mg_2Si из неравновесной тройной эвтектики ($\alpha+\beta(Al_8Mg_5)+Mg_2Si$). Количество избыточных фаз в магналиях незначительно и зависит от условий кристаллизации.

Анализ микроструктуры исследуемых образцов показал присутствие в сплаве по границам дендритных ячеек избыточных фаз компактной, скелетообразной, пластинчатой форм, а также фаз в форме тонких прожилок. Включения избыточных фаз являются вырожденной эвтектикой.

Обычно на образцах выявляется наличие узкой ликвационной зоны (~200 мкм) с грубыми включениями избыточных фаз. Далее следует обедненная по избыточным фазам зона (7 мм от корки). В поверхностной зоне образца 2 (10 мм от корки) размер дендритной ячейки меньше, чем в последующих зонах анализа. Укрупнение дендритной ячейки происходит в образце 3 (150 мм от корки). Этот размер примерно сохраняется и в центре слитка – образец 4 (290 мм от корки).

В ликвационной зоне наблюдается значительное количество крупных включений избыточных фаз. При удалении от поверхности слитка размеры частиц эвтектических фаз изменяются в соответствии с размерами дендритных ячеек, с сохранением характерных для включений форм.

Для выявления междендритной пористости проводили анализ нетравленных образцов. В структуре образцов обеих плавов обнаружены узкие единичные непротяженные участки междендритной пористости, расположенные по тройным стыкам зерен.

Таким образом, микроструктура сплавов 5XXX серии представлена основными фазами эвтектического происхождения: $\beta(Al_8Mg_5)$, $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, Mg_2Si , Al_8Fe_2Si . Размер дендритной ячейки в пробах закономерно увеличивается от периферии к центру слитка.

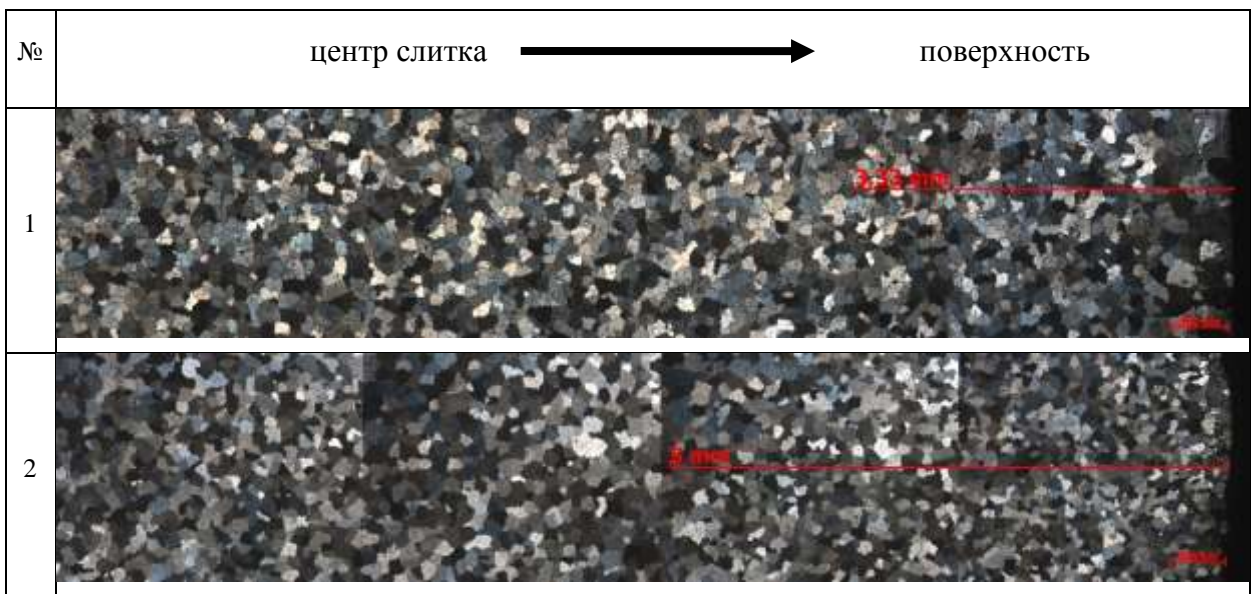
При количественном анализе макроструктуры слитков из сплава серии 5XXX в макроструктуре выявляют внутренние и поверхностные дефекты, оксидные пленки и неметаллические включения, пористость.

При количественном анализе микроструктуры для исследуемых образцов обычно характерно укрупнение зерна от периферийной зоны слитка, характерно мелкое кристаллическое строение и равноосная форма зерна размером до 50 мкм к центру, размер зерна до 200 мкм (таблица 2.6).

Таким образом, в плоских слитках 5XXX серии, обычно происходит увеличение размера зерна от периферии к центру, что связано с неравномерными условиями охлаждения.

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 200 мкм.

Таблица 2.6 - Характерная панорама микроструктуры оксидированных образцов темплетов сплава 5XXX серии (маркера на фото – 500 мкм)



2.3 Исследование и определение механических свойств литых и деформируемых полуфабрикатов из слитков серии 5XXX

Для определения деформируемости, а также пластических и прочностных характеристик слитков серии 5XXX проводились экспериментальные исследования по прокатке опытных образцов, отобранных с различных этапов технологического процесса литья, и определялись 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 [41-50]. Исследования обычно включают три основных этапа.

1. Испытания на растяжение литых образцов из представленных 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 осуществляют на листовом прокатном стане ДУО с длиной бочки валка 400 мм фирмы Марио ди Майо (рисунок 2.6а). Технические характеристики стана приведены в таблице 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
Максимальный момент прокатки, тм	0,808
Мощность электродвигателя, кВт	18,5+2,2
Напряжение питания трехфазное, В	380
Габариты, мм:	
Длина – ширина - высота	1900 – 750 - 2150
Вес, кг	3950



а



б

Рисунок 2.6 - Общий вид листопркатного (а) стана фирмы Марио диМайо и универсальной испытательной машины LFM400 (б)

Методика работы состояла 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 (рисунок 2.6б) 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;

$$F_0 = \frac{\pi d_0^2}{4}, \quad (2.2)$$

где F_0 - 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 (рисунок 2.7).



а



б

Рисунок 2.7 – 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 (рисунок 2.8) для механических испытаний.

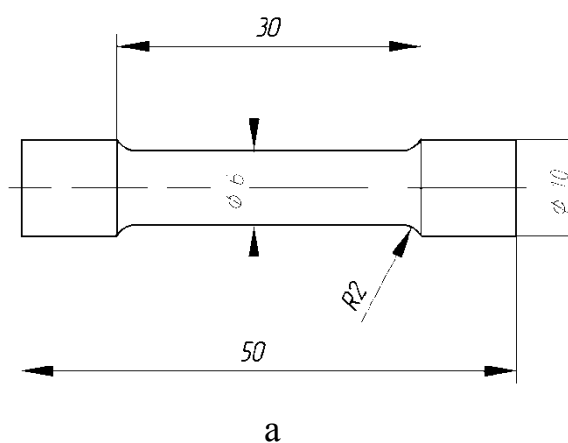


Рисунок 2.8 – Размеры (а) и вид (б) образцов для испытания механических свойств

Анализ механических свойств, литых образцов из сплавов серии 5XXX 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 рисунке 2.9.

Протокол испытания

Имя испытания: 41 литой
 Заказчик: Сидельников
 Материал: AL-сплав
 Оператор: Соколов
 П. :

Дата испытания: 19.08.2010



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 MPa
Предел прочности R_m	83.07 MPa
Удлинение при разрушении A	25.58 %
Сужение при разрушении Z	61.97 %

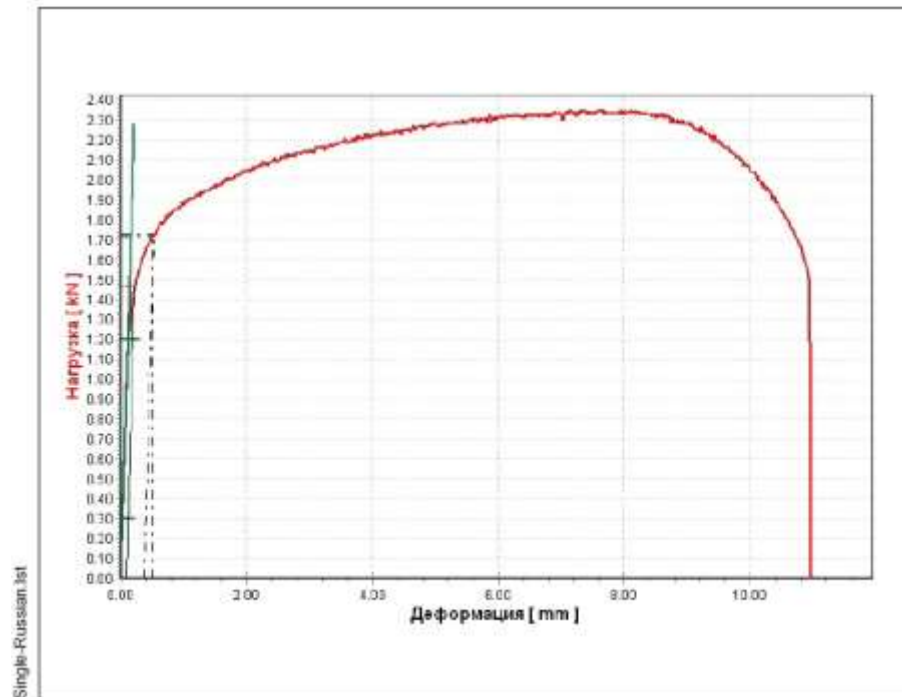


Рисунок 2.9 - Типовой протокол испытаний образцов

2.4 Разработка методики определения пористости в плоских слитках

В связи с растущими требованиями, предъявляемыми к качеству плоских слитков (таблица 2.8), в процессе работы была разработана методика определения параметров пористости (размера одиночных пор и очагов пористости с отдельными порами) слитков алюминиевых сплавов металлографическим методом.

Таблица 2.8 – требования к структуре и свойствам плоских слитков из сплава 5083, предъявляемые мировыми потребителям

Потребители	Средний размер зерна, мкм	Единица	Очаг пористости		Твердость, HBW (Бриннель)	Водород, см ³ /100г. Al	Прочность, МПа	Предел упругости, МПа	Удлинение, %
		пора	Длина мкм	Площадь, мкм ²					
Gleich	150	2000	300	1000	67	0,2	210	100	7
Alimex	135	9000	120	500	65	0,16	-	-	-
Formodal	120	-	250	600	70	0,18	230	110	15

Темплет от плоского слитка вырезается по следующей схеме: (рисунок 2.10)

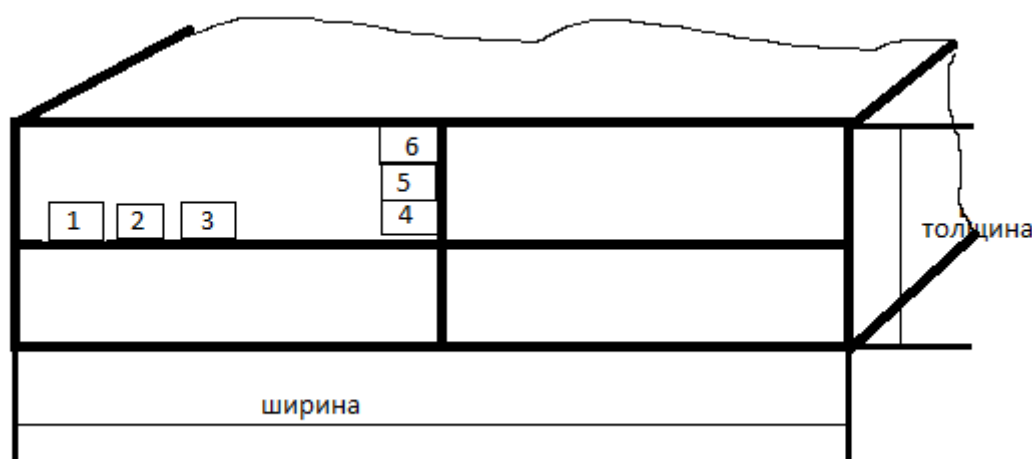


Рисунок 2.10 - Схема вырезки образцов из поперечного темплетта плоского слитка для анализа пористости

Положение образца: 1~50 мм, 2~200 мм, 3~300 мм, 4~центр, 5~100 мм, 6~0-30 мм

Образцы размером 20x20 мм должны быть вырезаны из донной части слитка

Микрошлифы изготавливаются на шлифовально-полировальном станке вручную или автоматически при среднем давлении 25N, скорости 100 об/мин последовательным шлифованием на шлифовальных бумагах различной зернистости: 80-100 → 320 → 500 → 600 → 800 → 1200 → 2500 и полированием с использованием полировальных суспензий, содержащих абразивные частицы размером 6 мкм на шелке → 3 мкм на шерсти → 0,05 мкм на бархате, после

каждой операции промывают проточной водой и просушивают на фильтровальной бумаге.

Методика подготовки образцов, используемые материалы могут быть различны. Основное требование: образцы анализируются после полировки, в не травленном виде, не должно быть рисок, загрязнений и «артефактов» на поверхности микрошлифа.

Исследование микроструктуры может быть проведено на оптическом микроскопе при увеличении $\times 200$. При определении размера одиночных пор используется автоматизированная система анализа изображений, например, «SIAMS Photolab», которая работает под управлением операционных систем Microsoft WindowsXP (т.к. в требованиях некоторых потребителей, при определении размера одиночных пор и очагов пористости необходимо, кроме замера максимальной длины, определять максимальную площадь), либо шкала в окуляре микроскопа.

Для определения пористости всю поверхность исследуемого микрошлифа просматривают и выбирают для замера места с самыми крупными одиночными порами и/или очагами пор и затем производят их замер. Таким образом, определяется максимальная длина или длина и ширина ($D \times Ш$), мкм, максимальная площадь пор в мкм^2 .

В большинстве случаев поры имеют сложную и неопределенную форму, и черный цвет. При изменении межфокусного расстояния просматривается их структура, т.к. в отличие от неметаллических включений, поры имеют «дно».

Одиночными считаются поры, если между ними расстояние более 20 мкм.

Очагами пор или их скоплениями считаются 2 и более пор, если расстояние между ними менее 20 мкм.

Микроструктура слитков с одиночными порами и очагами пор приведена на рисунках 2.11—2.14.



Рисунок 2.11 - Микроструктура слитков с одиночными порами и очагами пор

Для примера возьмем требования, согласно которым максимально разрешенный размер одиночных пор не должен превышать 80 мкм, или в случае с продолговатыми порами 60x150 мкм и 30x200 мкм.

Размеры очагов пористости не должны превышать 500 мкм, а отдельных пор в очаге – 120 мкм. Крупные одиночные поры на рисунке 2.11 имеют размер: от 44 мкм до 88 мкм. Таким образом, одна пора имеет, казалось бы, недопустимый размер (более 80 мкм). Но, если ее рассматривать как продолговатую пору, то она имеет размер 88x32 мкм и поэтому является допустимой (менее 60x150 мкм).

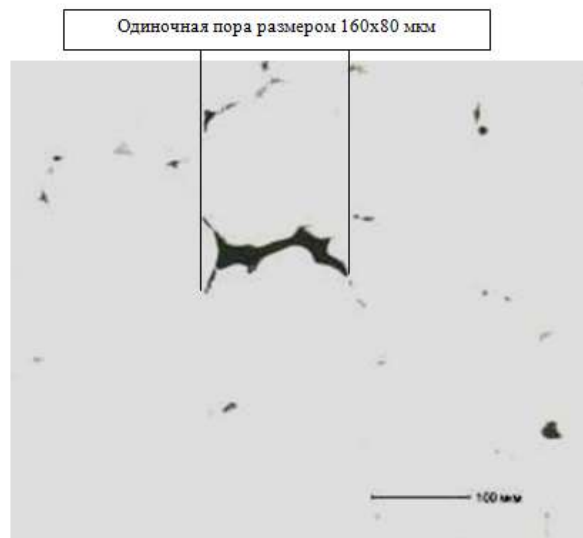


Рис. 2.12 - Микроструктура слитков с одиночными порами и очагами пор

Одиночная пора на рисунке 2.12 имеет недопустимый размер: 160x80 мкм, а надо не более: 60x150 мкм или менее 30x200 мкм.

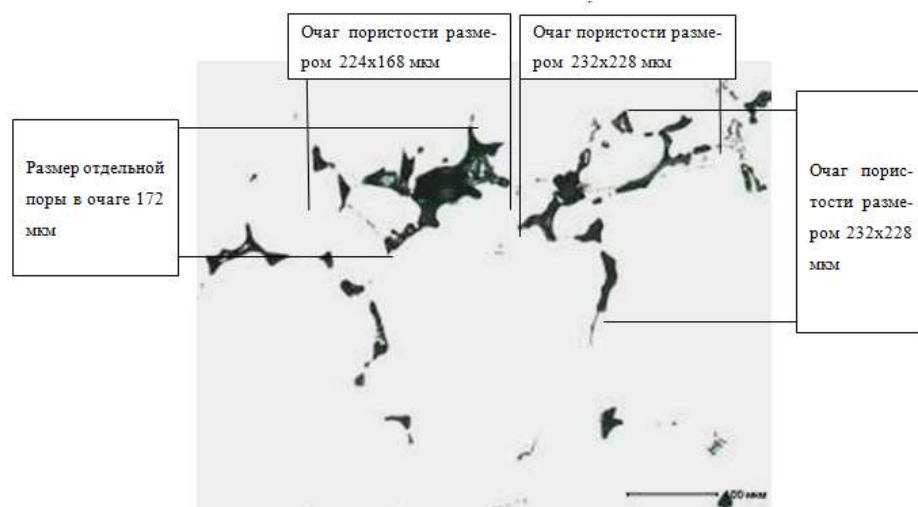


Рисунок 2.13 - Микроструктура слитков с одиночными порами и очагами пор

Один очаг пористости на рисунке 2.13 имеет размер 224x168 мкм, т.е. меньше недопустимого размера – 500 мкм, но отдельная пора в очаге имеет недопустимый размер 172 мкм (должно быть менее 120 мкм). Таким образом, единичная пора в очаге является недопустимой.

Другой очаг пористости имеет размер 232x228 мкм, отдельные поры в нем не превышают 120 мкм и составляют: 120 мкм, 108 мкм, 72 мкм.

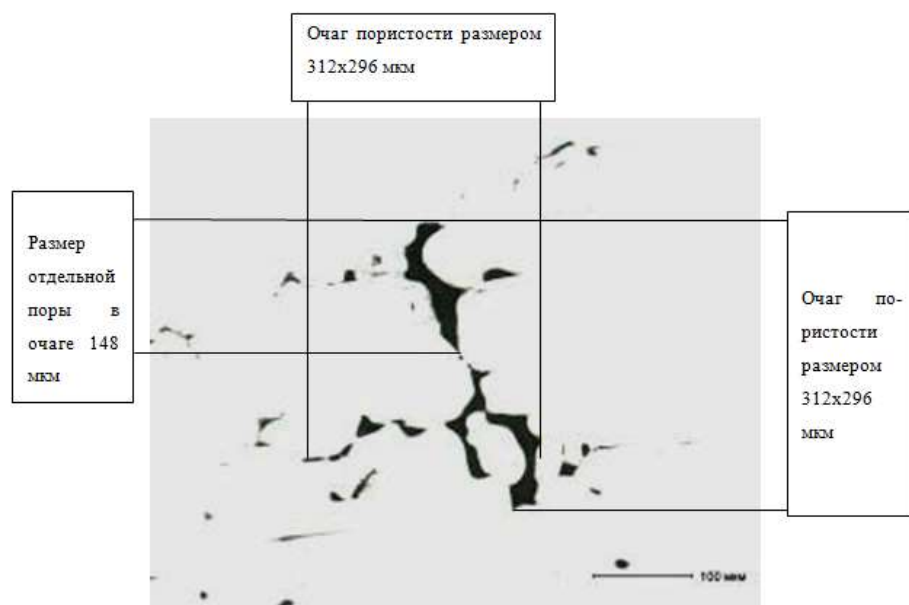


Рисунок 2.14 - Микроструктура слитков с одиночными порами и очагами пор

На рисунке 2.14 очаг пористости имеет размер 312x296 мкм, т.е. допустимый размер, но отдельная пора в очаге превышает допустимый размер и составляет 148 мкм. Таким образом, единичная пора в очаге является недопустимой.

2.5 Выводы по главе 2

Методики определения размеров зеренной структуры и пористости слитка с применением современного микроскопа AxioObserverA1m (CarlZeiss) позволяют проводить исследования с точностью до 2 - 9 мкм соответственно. Химический состав сплава определяется с точностью до 4 знаков после запятой по всем основным компонентам на спектрометре с искровым разрядом ARL-4460. Механические свойства определялись в диапазоне, не превышающем погрешность универсальной электромеханической машине LFM 400. Анализ полученных данных проводился с использованием современных ЭВМ и программного продукта Microsoft Excel 2016.

Разработана методика определения микропористости в плоских слитках для удовлетворения современных требований потребителей продукции.

На основании представленных методик, применяемого инструмента и оборудования для исследования показателей качества слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX, можно гарантировать высокую степень достоверности полученных экспериментальных результатов.

ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ 5XXX СЕРИИ

К качеству деформируемых плоских слитков из алюминиевых сплавов и, в частности, к сплавам серии 5XXX применяемой в основном для судостроения, автомобилестроения, получения прецизионных плит и литейных форм предъявляют все более жесткие требования к размеру зерна и дефектов макро-микроструктуры, которые приводят к дальнейшему браку изделия.

За последнее время промышленные технологии плавки и литья крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов шагнули далеко вперед, опробованы и внедрены многие новые технологические процессы, в том числе способ полунепрерывного литья с применением обработки ультразвуковым полем, литье в электромагнитном поле с постоянным перемешиванием жидкой лунки слитка.

Однако в связи с разработкой и внедрением новых сплавов и постоянным повышением требований потребителей продукции, сокращению себестоимости продукции, упрощению и рационализации процесса производства является актуальным проведение дополнительных исследований процессов литья и кристаллизации для достижения требуемых показателей качества слитков.

В настоящей главе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований механизма образования мелкозернистой структуры при компьютерном моделировании, литье и кристаллизации плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX и проанализировано влияния технологических параметров данных процессов. Содержание главы опубликовано в работах [33, 36, 38, 39, 128].

3.1 Методика прогнозирования размера зерна в слитке, отлитого непрерывным способом

Решение задачи производства крупногабаритных слитков из алюминиевых сплавов с гарантированным измельчением литого зерна особенно актуально на

современном этапе заготовительного литья при изготовлении деформируемых полуфабрикатов для авиа и ракетостроения. Данная задача усложняется в связи с использованием новых модификаторов и новых сплавов. Поэтому специалисты и исследователи сталкиваются с необходимостью дополнительной информации о реальных физико-химических условиях процесса кристаллизации данных сплавов. В связи, с чем предлагается инженерная методика прогнозирования структуры слитков, отлитых непрерывным способом, с учетом конструктивных и технологических параметров и реальных литейных свойств отливаемого сплава.

Инженерная методика прогнозирования структуры слитка

1. На первом этапе с использованием известных и достоверных методов для заданных фактических конструктивных и технологических параметров непрерывного литья определяют форму и размеры жидкой части слитка (лунки) по радиусу для цилиндрических слитков или в двух взаимно перпендикулярных проекциях для плоского слитка.

2. В зависимости от информативности результатов исследования производят разбивку лунки по вертикали на зоны (рисунок 3.1)

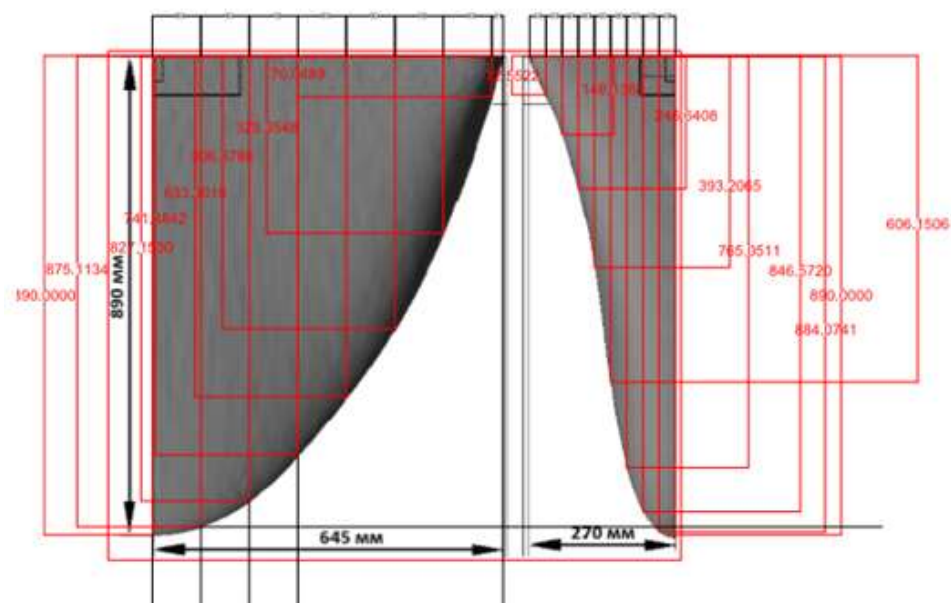


Рисунок 3.1 – Профиль лунки в двух взаимно перпендикулярных проекциях для плоского слитка с разбивкой по вертикали на зоны

3. Для каждой зоны определяется скорость охлаждения v_o по следующей формуле:

$$v_o = \frac{\Delta T(z_i)}{\Delta z_i} \cdot v_l, \quad (3.1)$$

где $\Delta T_z = T_l - T_s$ - градиент температуры по вертикали для i -ой зоны;

Δz_i - высоты лунки в i -ой зоне;

v_l - скорость литья слитка или скорость опускания поддона.

Следует отметить, что данная формула приемлема только для непрерывного литья слитков, когда на стационарной стадии процесса положение лунки относительно кристаллизатора постоянно. Точность определения скорости охлаждения в каждой зоне будет зависеть от достоверности определения формы и размеров лунки.

4. Строится матрица значений исследования тепловых условий кристаллизации во время литья крупногабаритного слитка.

Таблица 3.1 – Матрица исследования тепловых условий кристаллизации во время литья крупногабаритного слитка

№ i -ой зоны слитка	центр слитка 1	2	...	i	...	край слитка n
скорость литья слитка	v_l , мм/с					
высоты лунки в i -ой зоне Δz_i мм	max					min
градиент температуры по вертикали для i -ой зоны	$\Delta T_z = T_l - T_s$ °C					
скорость охлаждения v_o для i -ой зоны, град/сек	min					max

5. Для рассчитанного диапазона скоростей охлаждения слитка определяются тепловые условия кристаллизации лабораторных образцов из сплава с таким же химическим составом и обработанных тем же модификатором для моделирования тепловых условий кристаллизации литья крупногабаритного слитка.

Форма, объем, и материал литейной формы для литья образцов должны обеспечивать необходимые тепловые условия кристаллизации слитка, заданную скорость охлаждения с минимальным разбросом ее значений по объёму образца и для проведение металлографических исследований, в том числе, определение количества зерен и их размеров на поперечном сечении данного образца (рисунок 3.2).

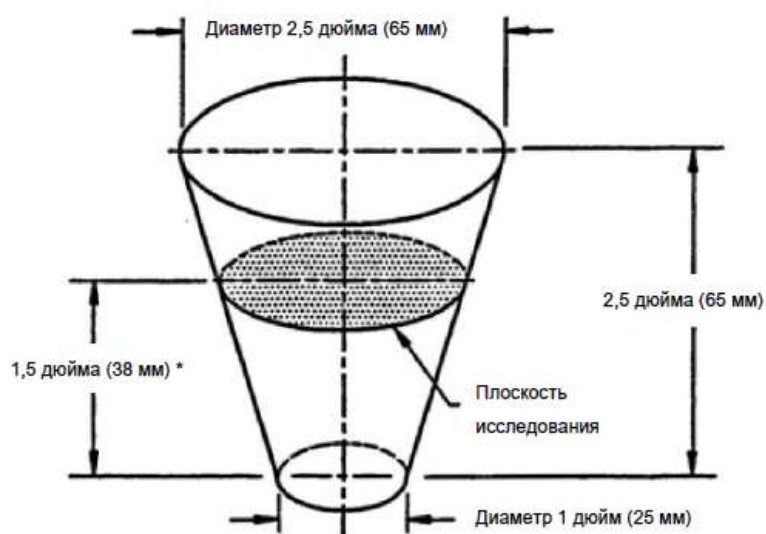


Рисунок 3.2 – Литейная форма для литья образцов

Для создания подобных тепловых условий во время кристаллизации каждой зоны крупногабаритного слитка и лабораторных образцов литейные форму для литья образцов изготавливали из меди и нагревали ее до различных температур. Температура литья образцов была равна температуры литья крупногабаритного слитка.

Для повышения точности лабораторных исследований для каждого режима литья лабораторных образцов проводили моделирования тепловых условий кристаллизации с помощью программного комплекса ProCAST. Результаты моделирования данных условий представлены на рисунке 3.3.

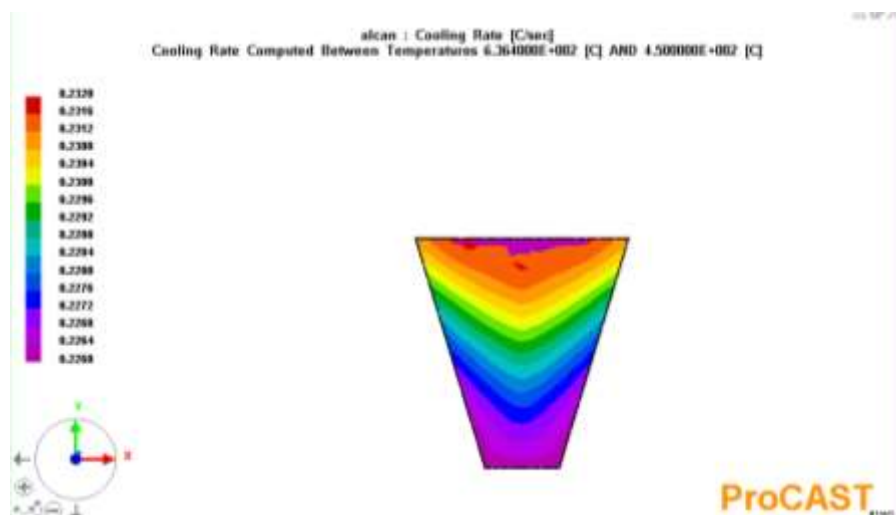


Рисунок 3.3 – Изменение температуры на вертикальном сечении лабораторного образца во время его кристаллизации

6. Строится матрица значений для проведения лабораторных исследований тепловых условий кристаллизации лабораторных образцов

Таблица 3.2 – Матрица значений тепловых условий кристаллизации литья лабораторных образцов и среднего размера зерна

№ образца	1	2	...	i	...	n
температура литья образцов, °C	T_d °C					
температура нагрева литейной формы для образцов i -ого образца, °C	max					min
скорость охлаждения v_o для i -ой зоны, град/сек	min					max
средний размера зерна, d_z , мкм						

7. На поперчном сечении лабораторных образцов, изготовленных в соответствии с матрицей значений тепловых условий кристаллизации литья лабораторных образцов, представленных в таблице 3.2, определяем количество и средний размер зерна по формуле:

$$d_3 = \sqrt{\frac{4F_{обр}}{\pi n_3}}, \quad (3.2)$$

где $F_{обр}$ - исследуемая площадь лабораторного образца, мм²;

n_3 - количество зерен на исследуемой площади лабораторного образца.

Поперечные сечения лабораторного образца и результаты прогнозирования структуры данного образца с помощью программного комплекса ProCAST представлены на рисунке 3.4.

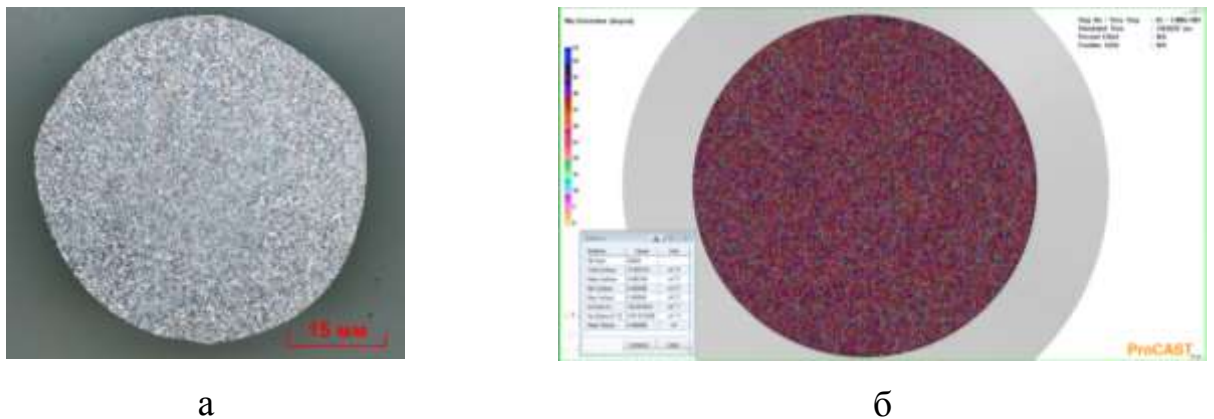


Рисунок 3.4 – Структура поперечного сечения лабораторного образца: а – экспериментальная; б – смоделированная с помощью программного комплекса ProCAST

8. Определяем эмпирические коэффициенты уравнения модифицирования (3.1).

Пусть для одной скорости охлаждения v_{o1} лабораторного образца средний размер зерен равен d_{31} , а для другой скорости охлаждения v_{o2} - соответственно размер зерен равен d_{32} . Необходимо определить эмпирические константы для уравнения модифицирования данного сплава.

Составляем следующую систему уравнений:

$$\begin{cases} d_{31} = K_m / v_{o1}^{n_m} \\ d_{32} = K_m / v_{o2}^{n_m} \end{cases} \quad (3.3)$$

После некоторых преобразований получаем решения данной системы уравнений:

$$n_m = \frac{\ln(d_{32}/d_{31})}{\ln(v_{o1}/v_{o2})}; \quad K_m = d_{31}v_{o1}^{n_m} = d_{32}v_{o2}^{n_m} \quad (3.4)$$

С помощью полученного уравнения модифицирования для конкретного сплава можно прогнозировать размер зерна в объеме крупногабаритного слитка, отлитого непрерывным способом, с учетом конструктивных и технологических параметров и реальных литейных свойств отливаемого сплава, а также оценивать модифицирующую способность различных модификаторов в условиях близких к производственным. Кроме того, уравнения модифицирования позволяет решить обратную задачу – рассчитать скорость охлаждения или скорость литья для получения требуемого размера зерна:

$$v_o = \sqrt[n_m]{K_m/d_z} \quad (3.5)$$

Результаты определения размеров зерна по разработанной инженерной методике прогнозирования структуры слитка были сопоставлены с результатами моделирования помощью программного комплекса ProCAST и расчетного модуля SAFE (таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Размеры зерна по инженерной методике прогнозирования структуры слитка и компьютерного моделирования

Скорость охлаждения v_o , °C/c	0,17	0,23	0,34	0,65	2,2	5,5	Применение модификатора
Средний размера зерна, d_z , мкм ProCast,	382	324	295	290	286	271	нет
Средний размера зерна, d_z , мкм	334	282	251	245	233	207	нет
Средний размера зерна, d_z , мкм ProCast,	198	171	152	146	138	130	да
Средний размера зерна, d_z , мкм	182	138	127	116	109	96	да

Исследование проводили при температуре литья 700 °C без применения и с применением лигатуры *Al-Ti5-B1* (производства КВМ Affilips) с расходом 2,5 кг/т со следующим количественным составом интерметаллидов в лигатурном прутке диаметром 9,5 мм:

- Al_3Ti (размер частиц от 3÷132 мкм) объемная доля 8,03 %;
- TiB_2 (размер частиц от 3÷5 мкм) объемная доля 16,92 %.

Следует отметить, что полученные результаты по инженерной методике и с помощью моделирования по размеру зерна отличаются в пределах погрешности

не более 25 %, причем погрешность расчетов увеличивается от середины слитка до его края - от $8\div 12\%$ до $23\div 26\%$. Безусловно, компьютерное моделирование, представленное в параграфе 3.2, позволяет более точно выполнить все расчеты, но требуется проведение дополнительных экспериментальных исследований для учета реальных физико-химических свойств расплава и модификатора и значительных затрат машинного времени до трех суток. Данных недостатков лишена инженерная методика. Она позволяет оперативно в течение часа с достаточной степенью точности спрогнозировать структуру слитка и оценить модифицирующую способность применяемого модификатора для реального сплава.

3.2 Компьютерное моделирование полунепрерывного литья плоского слитка

Для проведения компьютерного моделирования применяли программный комплекс ANSYS Fluent. В качестве объекта математической модели использовался слиток сечением 600x1630 мм из алюминиевого сплава 5083.

Для наиболее точного расчета размеров и формы лунки с учетом движения потоков расплава в лунке в модели была учтена влияние распределительной коробки (Combo-bag) с фильтрующими элементами в виде сетки, что позволило созданную модель максимально приблизить к реальному процессу литья. В дальнейшем, используя уточненный перепад давления потока со средним значением 611 Па и встроенную во FLUENT модель пористой зоны, были получены коэффициенты пористой среды для модели с распределительной коробкой.

Исследования проводили при следующих конструктивных и технологических параметрах процесса полунепрерывного литья плоского слитка:

- скорость литья 60 мм/мин.;
- температуры расплава в миксере 720 ± 5 °С и в лотке перед литейным столом 700 ± 5 °С;
- типоразмер кристаллизатора - Wagstaff - 600x1630 мм.

Химический состав сплава 5083 представлен в таблице 3.4. Температура ликвидуса для данного сплава принималось равной 636 °С, температура солидуса 570 °С.

Таблица 3.4 – Химический состав сплава

Компоненты	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Содержание, %	0,14	0,16	0,50	5,1	0,16	0,10	0,02

На рисунке 3.5 представлено температурное поле процесса непрерывного литья плоского слитка сечением 600x1630 мм в стационарном режиме.

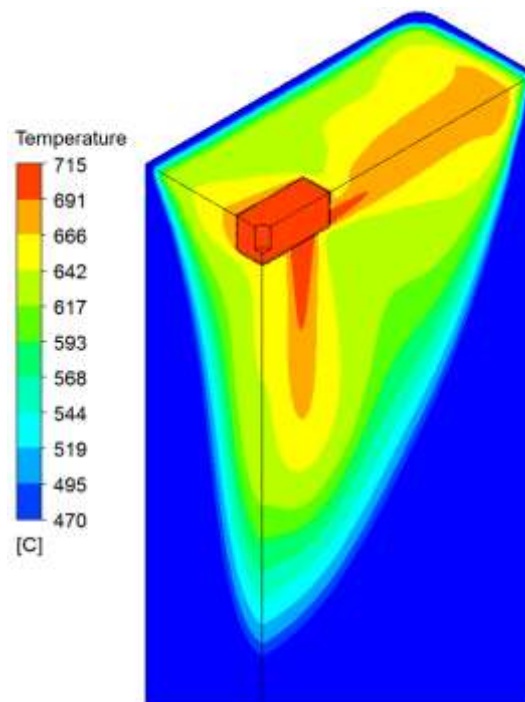


Рисунок 3.5 – Температурное поле слитка в процессе непрерывного литья

На рисунке 3.6 представлены форма и размеры литейной лунки.

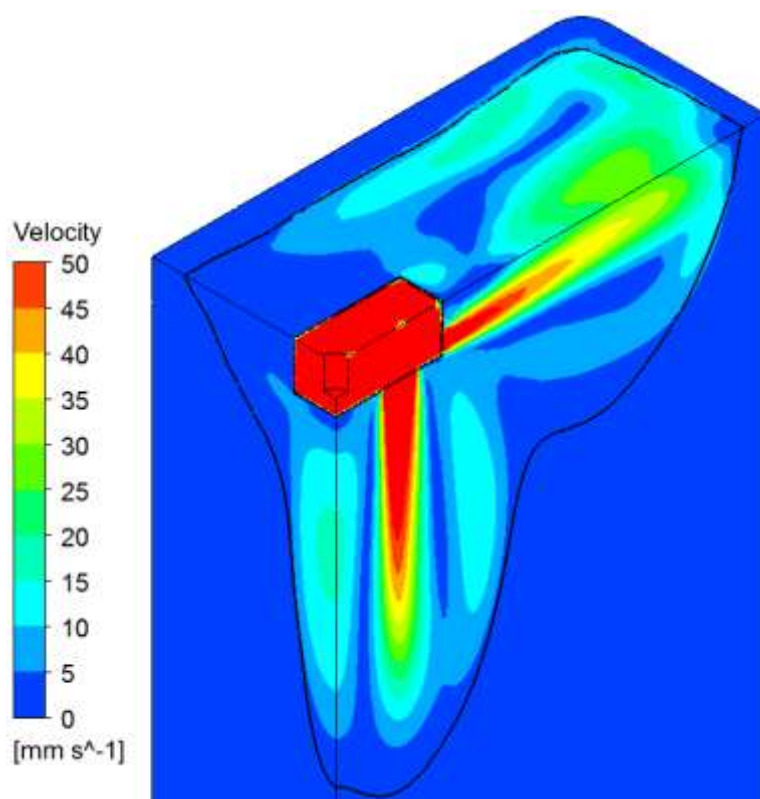


Рисунок 3.6 – Форма и размеры лунки плоского слитка сечением 600x1630 мм

Глубина литейной лунки в стационарном режиме составила 604 мм в центральной части слитка, максимальная глубина лунки расположена в проекции нижнего отверстия Комбо-бэг и составляет 635 мм. Ширина лунки в продольном сечении составила 1246 мм (623x2, так как рисунок представлен для $\frac{1}{4}$ модели), и 480 мм в поперечном сечении слитка. В продольном сечении лунка имеет ступенчатую конфигурацию, что является следствием распределения гидродинамических потоков металла при литье. Основные потоки распределяются параллельно выходному отверстию из Combo-bag, образуя между собой застойную зону с низкой температурой, а также представлены скорости движения металла в лунке, черной линией отмечена граница жидкой части лунки (рисунок 3.7). В поперечном сечении лунка плавно сужается до границы “ступеньки”, и далее имеет вертикально ориентированную форму.

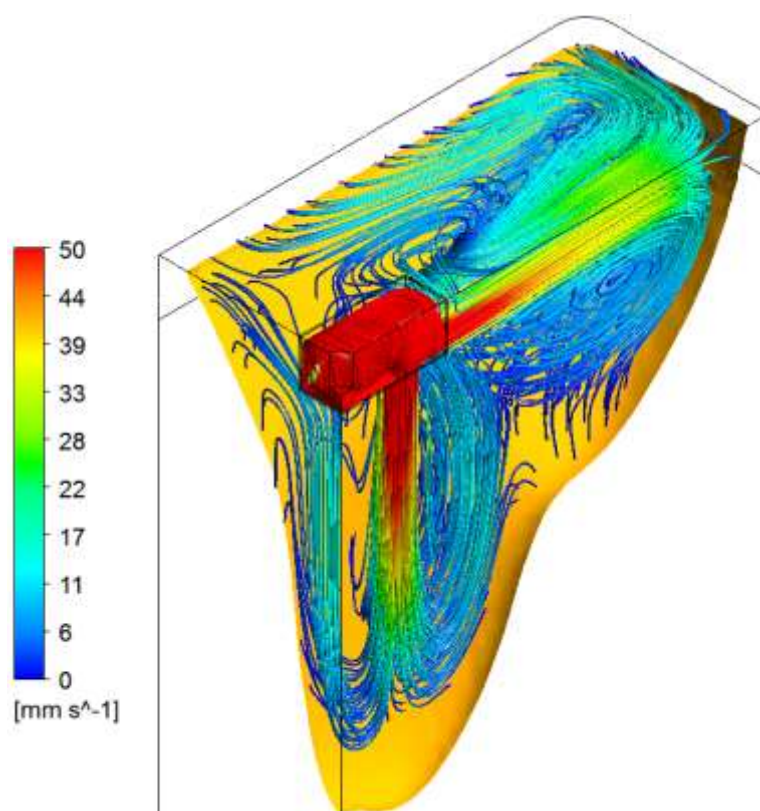


Рисунок 3.7– Скорости движения металла в лунке

Полная глубина литейной лунки (до границы солидус $570\text{ }^{\circ}\text{C}$) составила 890 мм, ширина лунки в продольном сечении составила 645 мм, ширина в поперечном сечении 270 мм. Граница твердой части имеет прямую форму без четко выраженных ступеней.

Для анализа скорости охлаждения металла в лунке было выбрано 2 интервала, скорость кристаллизации металла в интервале от температуры заливки до температуры ликвидуса ($710\div 636\text{ }^{\circ}\text{C}$), скорость кристаллизации в интервале температур от ликвидуса до солидуса ($636\div 570\text{ }^{\circ}\text{C}$). Методика анализа заключалась в дополнительном расчете движения скалярных величин в потоке металла с устоявшимся полем скоростей. На рисунке 3.8 представлено распределение времени прохождения треков в металле через изоповерхность $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $635\text{ }^{\circ}\text{C}$.

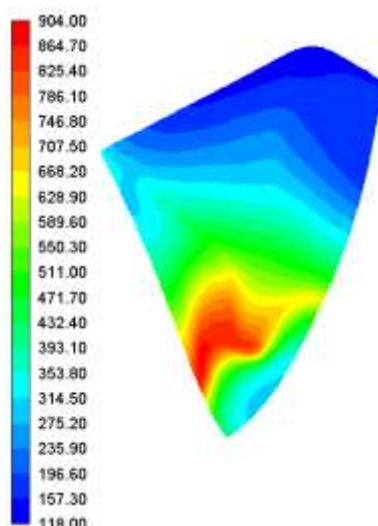


Рисунок 3.8 – Время прохождения треков в металле через изоповерхность 570 °С, сек.

Используя данные по времени движения частиц в заданной зоне, методом усреднения значений на изоповерхности по температуре были получены кривые охлаждения треков в металле в интервале температур от 710 до 570 °С с шагом по 5°С. Кривые были построены для максимального и минимального значения времени, а также средней скорости охлаждения, используя температуру и значение времени, были получены средние скорости охлаждения металла в лунке (рисунок 3.9).

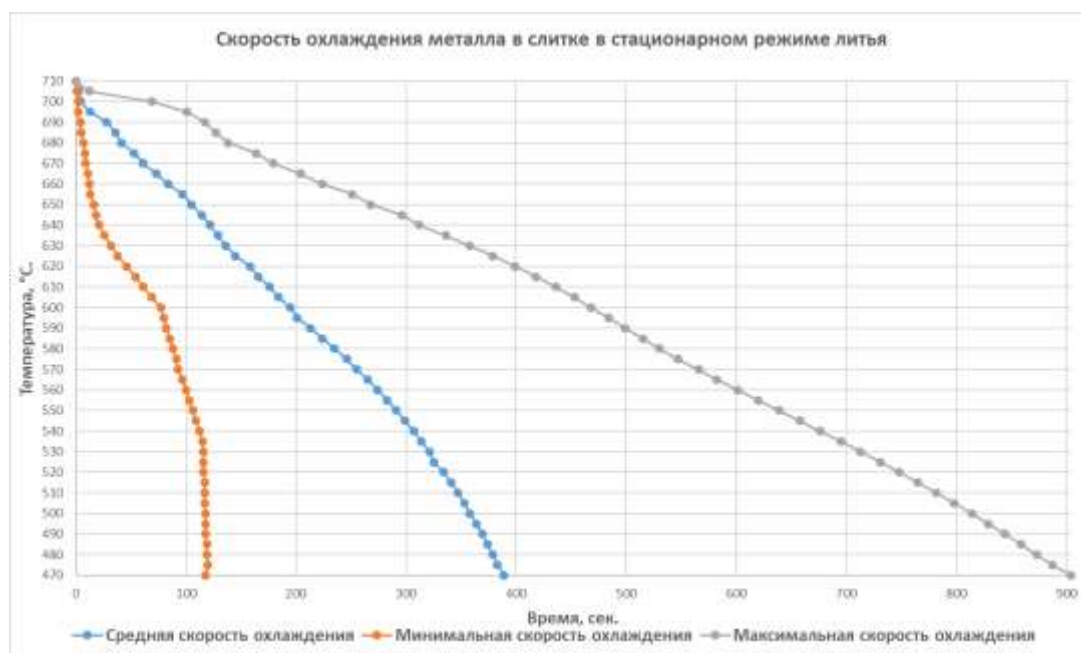


Рисунок 3.9 – Скорости охлаждения расплава от времени

Для расчета и прогнозирования зеренной структуры были оставлены же значения параметров процесса полунепрерывного литья плоского слитка:

- химический состав сплава соответствовал марки 5083 по EN 485-2 2007 (зарубежный аналог сплава *AMg 4.5* по ГОСТ 4784-97 [113]);

- скорость литья 60 мм/мин;

- температуры расплава в миксере $720\pm 5^\circ\text{C}$ и в лотке перед литейным столом $700\pm 5^\circ\text{C}$;

- размер кристаллизатора Wagstaff - 600x1630 мм;

- применяемый модификатор – *Al-Ti5-B1* с расходом 2,5 кг/т.

Количественный состав интерметаллидов в лигатуре принимался следующим:

- *Al₃Ti* (размер частиц от $3\div 132$ мкм) объемная доля составляла 8,03 %;

- *TiB₂* (размер частиц от $3\div 5$ мкм) объемная доля - 16,92 %.

Для моделирования зеренной структуры в задаче была использована модель части слитка с размерами 280×815 мм и высотой 850 мм. Данная модель представляет собой четверть слитка, «вырезанная» из полной геометрии высотой 5 метров. Такая постановка задачи обоснована симметричностью граничных условий, при этом разница охлаждения в середине слитка и в донной части не учитывалась и рассматривалась структура зерна в основной части слитка.

Для построения расчетной сетки модели слитка использовался сеточный построитель Visual-MESH. В задаче также применяли структурированную сетку с гексаэдрическими элементами (рисунок 3.10), что позволило получить более точные результаты тепловой задачи по сравнению с традиционной тетрагональной сеткой, наиболее часто используемой в ProCAST.

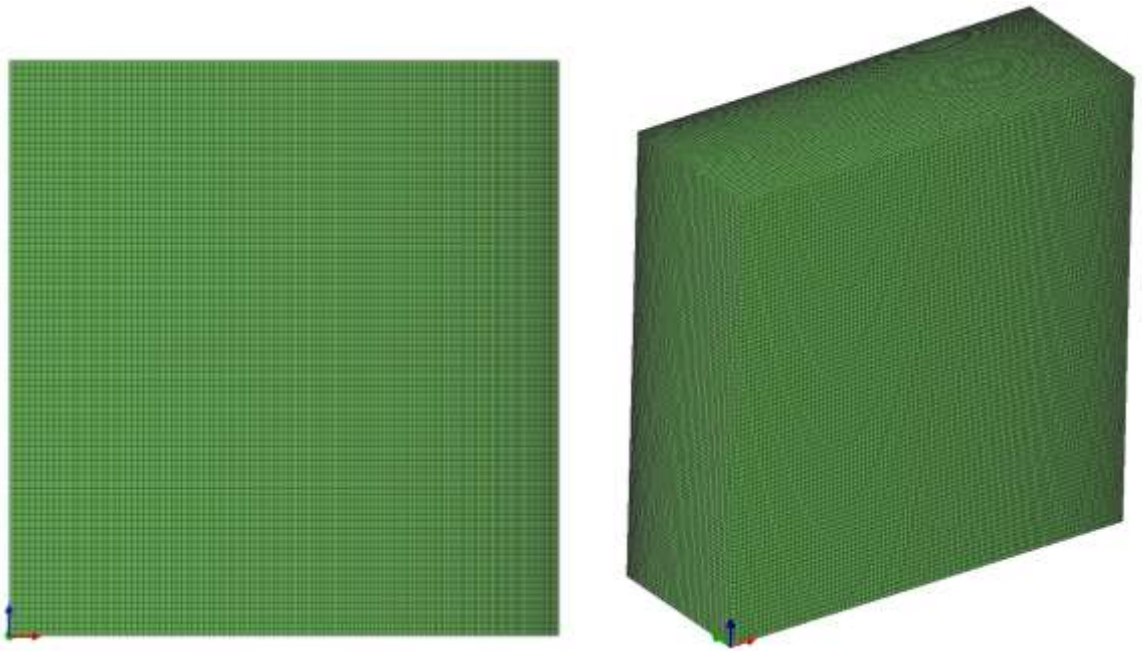


Рисунок 3.10 - Гексагональная расчетная сетка четверти слитка, используемая в расчете

Для расчета тепловой задачи была применена модель с «движущимися» граничными условиями, в которой при моделировании задачи геометрия слитка остается неподвижной, а граничные условия меняются с каждым временным шагом для учета прохождения рассматриваемой части слитка через основные зоны охлаждения:

- движение металла через кристаллизатор;
- при прохождении вторичной зоны охлаждения;
- при погружении слитка в воду.

Вследствие высокого температурного градиента на границе слиток-среда, а также образования корковой зоны слитка, расчетная сетка построена с пошаговым трехкратным уменьшением размера ячейки от центра слитка к его внешней грани (рисунок 3.11). Такой подход позволил получить точные результаты распределения теплового поля в процессе охлаждения слитка и формирования зеренной структуры.

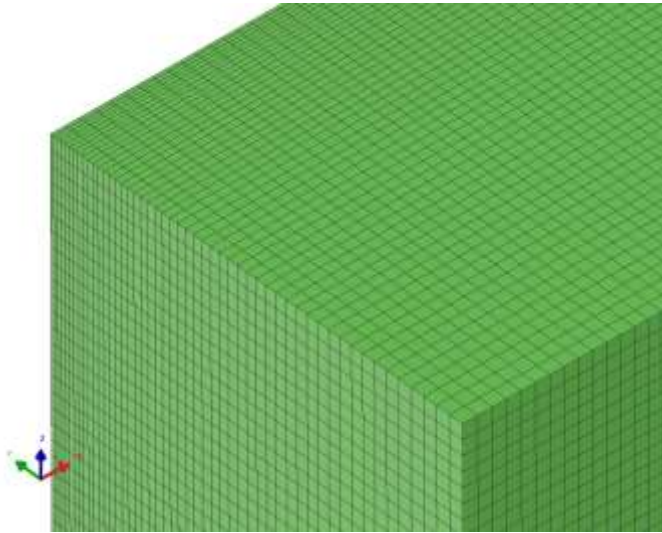


Рисунок 3.11 - Пошаговое уменьшение размера ячеек сетки от центра к поверхности слитка

На внешних поверхностях слитка заданы граничные условия охлаждения с использованием подпрограммы, написанной на языке C++, которая определяет текущее положение каждого расчетного узла на поверхности слитка и задает коэффициент теплоотдачи, соответствующие определенной зоне охлаждения.

На внутренних плоскостях сечения слитка были заданы граничные условия симметрии для учета симметричности тепловых условий относительно рассматриваемой четверти модели.

Теплофизические характеристики сплава 5083, а также коэффициенты кинетики роста кристаллов a_2 и a_3 для расчета зеренной структуры были получены в термодинамической базе данных ProCAST на основе химического состава сплава (рисунок 3.12).

На рисунке 3.13 отображен принцип моделирования зарождения центров кристаллизации и формирования зерен в сетке клеточных автоматов с использованием модуля CAFÉ.

Composition		Thermal	Fluid	Stress	+/-
Property	Value	Value	Unit		
Thermodynamic Computa...					
Solid Diffusion Model	Scheil				
	Compute Prop...				
Phase Fraction					
CAFE Computations					
Gibbs-Thompson Coefficient	2e-007				
Dt max	10				
Dt max(ft)	10				
	Compute CAFE				
a2	2.6006e-007				
a3	6.39643e-008				
Element	%Composition	Recommended Ran...	m	k	D1
Base					
Al					
Ag		0 ~ 0.5			
B		0 ~ 0.5			
C		0 ~ 0.5			
Cr	0.15	0 ~ 0.5	-96.6374	0.300233	3e-009
Cu		0 ~ 5.5			
Fe	0.1	0 ~ 1	-160.52	0.0317855	3e-009
Gd		0 ~ 0.5			
Ge		0 ~ 0.5			
Hf		0 ~ 0.5			
Li		0 ~ 0.5			
Mg	4.5	0 ~ 7.6	-5.47392	0.316458	3e-009
Mn	0.7	0 ~ 1.2	-1858.42	0.936332	3e-009
Ni		0 ~ 0.5			
Sc		0 ~ 0.5			
Si	0.1	0 ~ 17.5	-171.221	0.0850438	3e-009
Sn		0 ~ 0.5			
Sr		0 ~ 0.5			
Ti		0 ~ 0.5			

Рисунок 3.12 - Химический состав сплава 5083 и коэффициенты кинетики роста зерен a_2 и a_3 , используемые в расчете

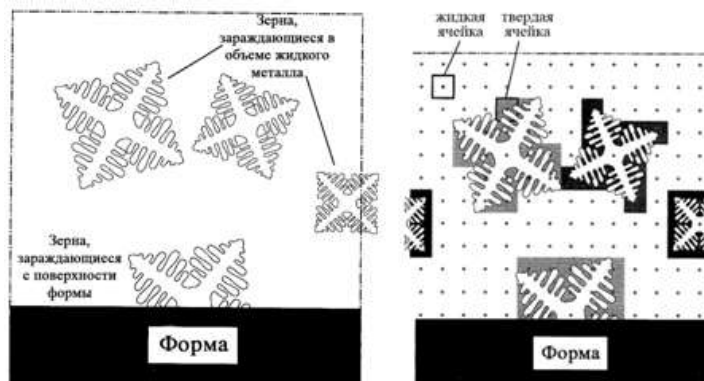


Рисунок 3.13 - Принцип расчета структуры зерна методом клеточных автоматов в модуле CAFE

Для расчета зеренной структуры слитка применялся расчетный модуль CAFE, использующий в основе решателя метод клеточных автоматов. В ходе моделирования решался связанный тепловой расчет ProCAST и расчет зеренной структуры CAFE, что позволило учесть распределение теплового поля в металле в

процессе охлаждения слитка, скорость кристаллизации сплава, скрытую теплоту кристаллизации и, в конечном итоге, получить точную структуру зерна слитка.

В ходе моделирования зеренной структуры в модуле САФЕ использовалась стохастическая модель зарождения центров кристаллизации, поэтому для определения мест и количества возникающих новых кристаллов на поверхности слитка и в объеме использовали гауссово распределение (рисунок 3.14).

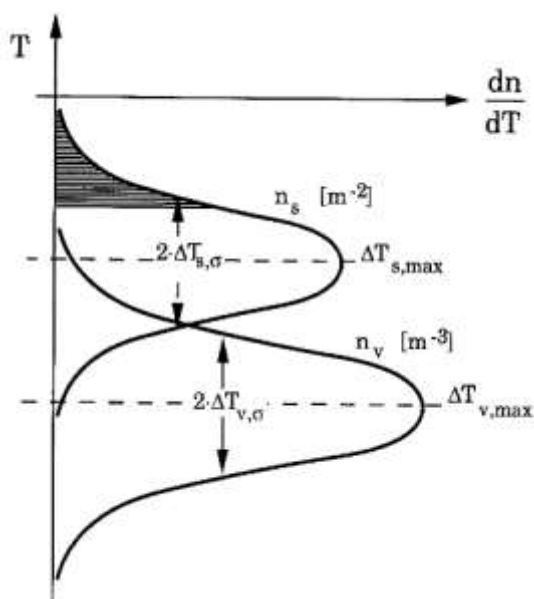


Рисунок 3.14 - Гауссово распределение зарождения центров кристаллизации на поверхности и в объеме слитка, используемое в модуле САФЕ

В данном выражении используются значения максимального количества центров кристаллизации (n_{\max}), максимального переохлаждения сплава (ΔT_{\max}), при котором начинается рост новых кристаллов, и среднего отклонения (ΔT_{σ}). Для зарождения центров кристаллизации на поверхности слитка и в объеме металла задаются разные значения гауссового распределения, т.к. при стандартной технологии непрерывного литья появление новых кристаллов на поверхности формы происходит гораздо быстрее и при меньшем переохлаждении, чем при полунепрерывном литье.

В ходе моделирования микроструктуры структуры в модуле САФЕ задавалась небольшая зона в середине слитка (рисунок 3.15), в которой проходил непосредственно расчет зеренной структуры.

Такой подход позволил получить распределение структуры по сечению слитка, определить размер зерен в центре и периферии, и в тоже время не усложнил расчет вследствие большого количества центров кристаллизации, небольшого размера зерен и больших объемов слитка.

В общей сложности было проведено 2 расчета с различными условиями зародышеобразования, характеризующие условия литья с подачей лигатурного прутка и без нее.

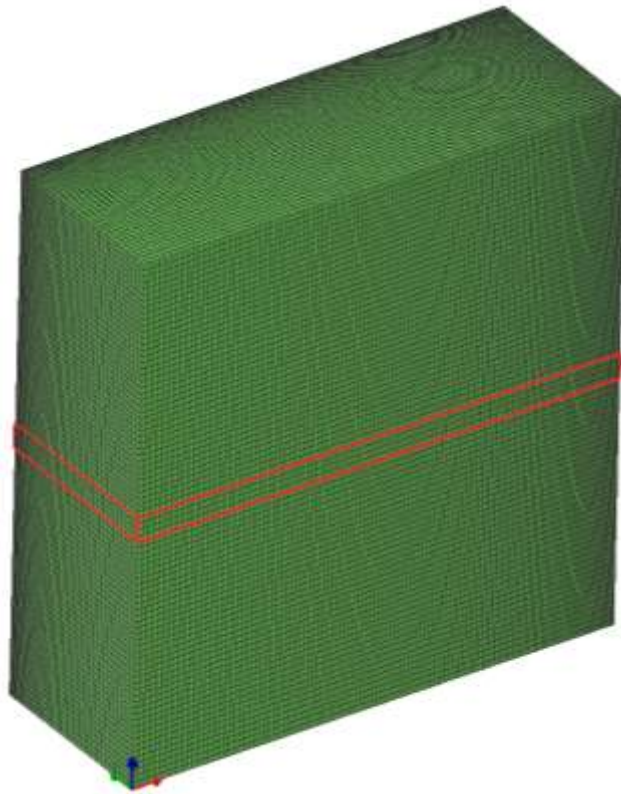


Рисунок 3.15 - Расчетная зона слитка для модуля SAFÉ

Так как дополнительный ввод лигатуры увеличивает количество активных центров кристаллизации, то это отражается в значениях гауссова распределения центров кристаллизации (таблица 3.5).

Значения, представленные в таблице 3.5, были подобраны на основании встроенного в ProCAST инструмента в зависимости от типа сплава, вида модифицирования, средней скорости охлаждения металла, а также на основании работ Ш.-А. Гандина и М. Раппаза [104-112].

Таблица 3.5 - Значения гауссово распределения центров кристаллизации для расчета структуры зерна слитка с различными условиями

Параметр гауссово распределения центров кристаллизации	Без подачи лигатуры		С подачей лигатуры	
	На поверхности слитка	В объеме слитка	На поверхности слитка	В объеме слитка
Максимальное, (ΔT_{\max}) переохлаждения сплава	0,5	10	1	8
Среднее отклонение (ΔT_{σ})	1	1	1	4
Максимальное количество центров кристаллизации (n_{\max})	10^7	10^9	10^8	10^{12}

На рисунке 3.16 отображены результаты моделирования тепловой задачи охлаждения слитка в ходе прохождения рассматриваемой части слитка через зону кристаллизатора, вторичную зону охлаждения и погружения в воду. В левой части изображено изменение температуры слитка в процессе, в правой части – кристаллизация металла (красным цветом отображен жидкий металл, серым – полностью затвердевший).

На рисунке 3.17 (а, б, в, г, д, е, ж, з, и) представлены результаты формирования структуры зерна в поперечном сечении слитка в процессе кристаллизации сплава (вариант без подачи лигатуры).

Цветовая шкала справа от каждого рисунка отображает угол направления роста зерна (всего по умолчанию задается 5000 возможных кристаллографических ориентаций при росте кристалла). Фактически, при просмотре равноосных зерен, данная цветовая палитра используется для наглядного отображения зеренной структуры металла.

Более подробно смоделированная структура зерна представлена на рисунке 3.18 (1а, 1б, 1в) вариант без подачи лигатуры и 3.18 (2а, 2б, 2в) вариант с подачей лигатуры по выбранной технологии. Размер маркера на всех изображениях составляет 500 мкм.

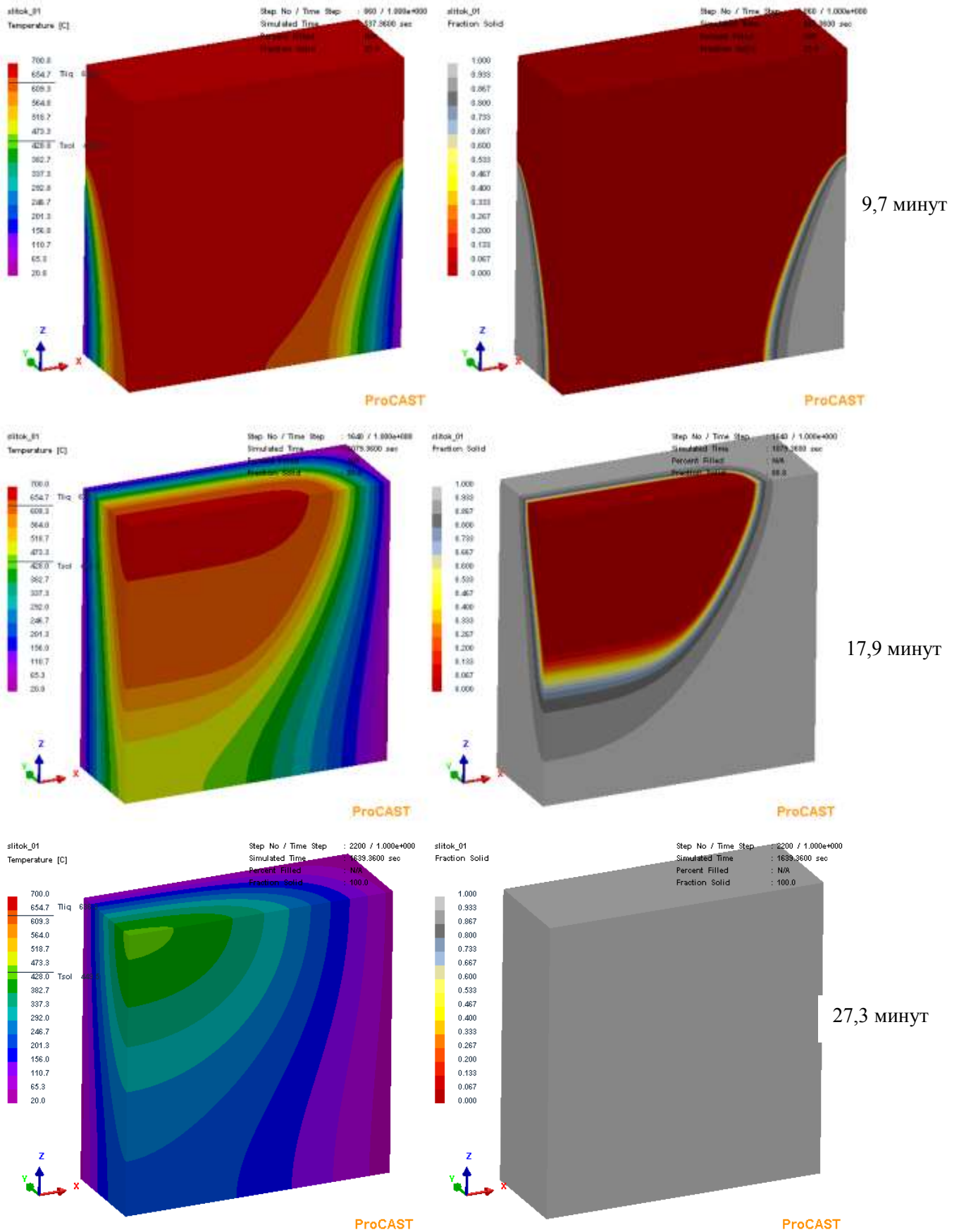


Рисунок 3.16 - Распределение температурного поля (слева) и кристаллизация сплава в слитке (справа) в процессе моделирования тепловой задачи по времени

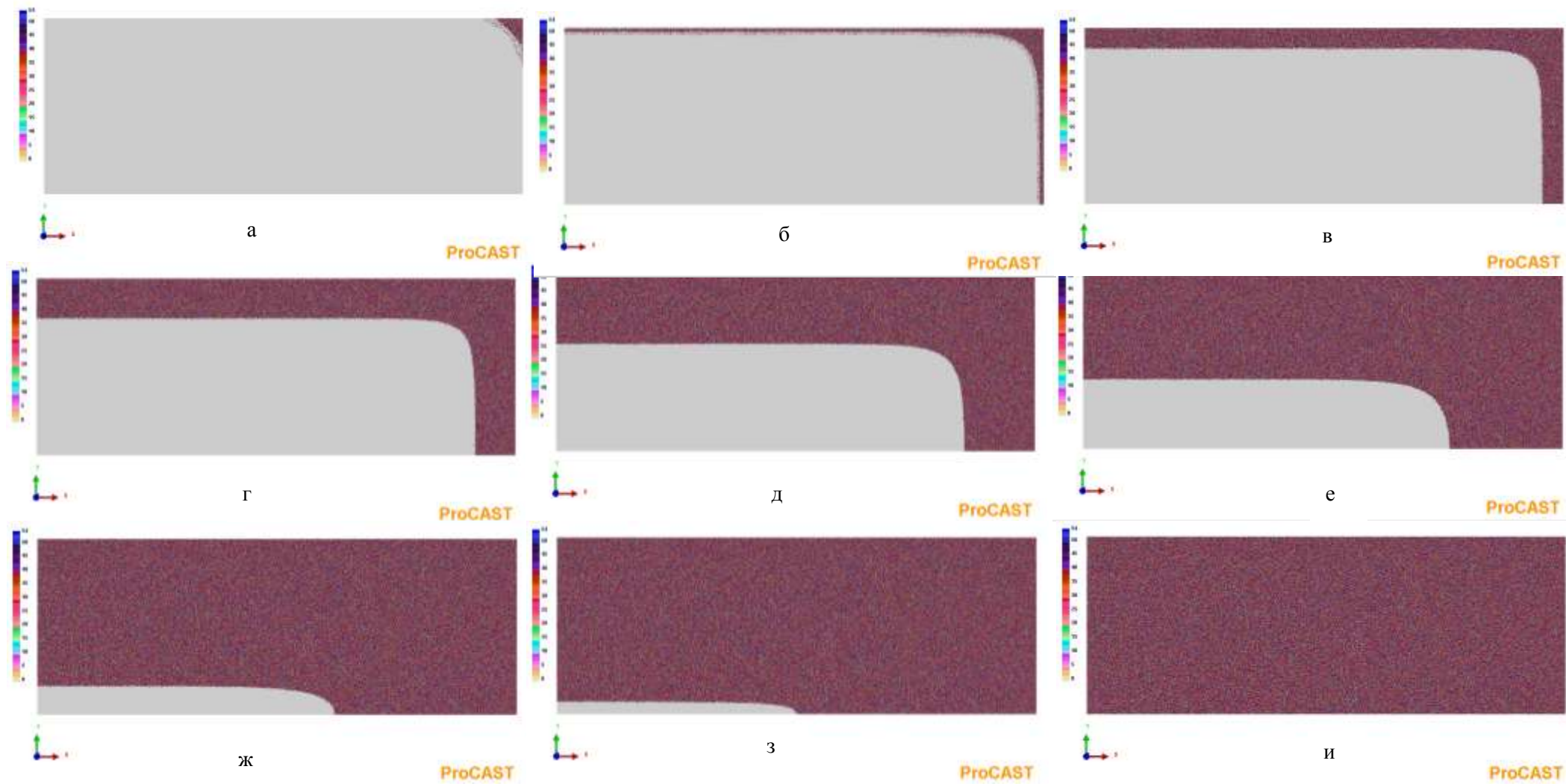
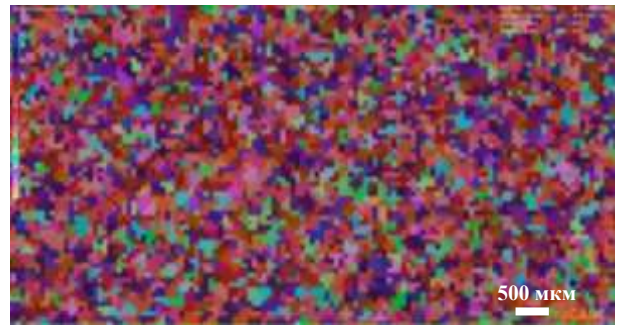


Рисунок 3.17 - Рост зерен в поперечном сечении слитка по времени: а – 35 с., б – 3,4 мин., в – 6,8 мин., г – 10,25 мин., д – 13,6 мин., е – 17 мин., ж – 20,5 мин., з – 23,9 мин., и – 27,3 мин.



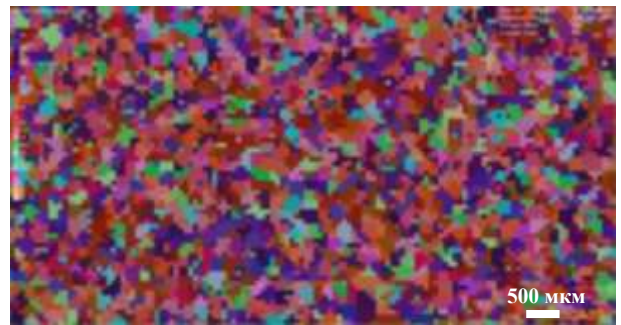
1а - 30 мм



2а - 30 мм



1б 150 мм

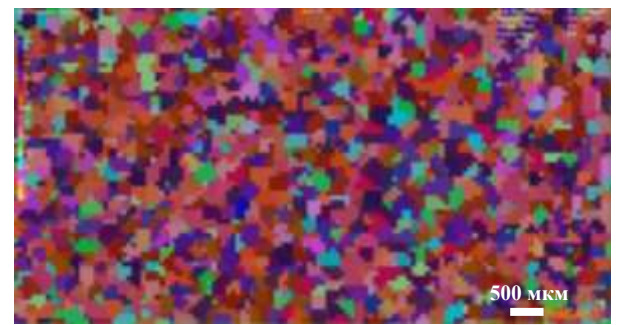


2б 150 мм



1в 290 мм

без подачи лигатуры



2в 290 мм

с подачей лигатуры

Рисунок 3.18 - Структура зерна в поперечном сечении слитка

В таблице 3.6 представлены результаты расчетов среднего радиуса зерна по результатам моделирования в модуле CAPE, расчет зерна по инженерной методике с помощью найденных коэффициентов K и n , а также размер зерна полученный на практике в плоском слитке (глава 4).

Измерение результатов моделирования в модуле CAPE проводилось по 15 случайно выбранным зернам, методом определения радиуса вписанной окружности.

Таблица 3.6 - Средний размер зерна слитка

Условия литья	Метод расчета	Средний размер зерна, мкм		
		30 мм от края слитка	150 мм от края слитка	290 мм от края слитка
Без применения лигатуры	ProCAST	322	441	511
С применением лигатуры	ProCAST	109	126	134
С применением лигатуры	Инженерная методика	79	119	130
С применением лигатуры	Металлография (реальный слиток)	90	115	129

Для сравнения размеров, прогнозируемого зерна в плоском слитке, рассчитанного инженерной методикой и компьютерным моделированием комплекса ProCAST был построен график (рисунок 3.19).

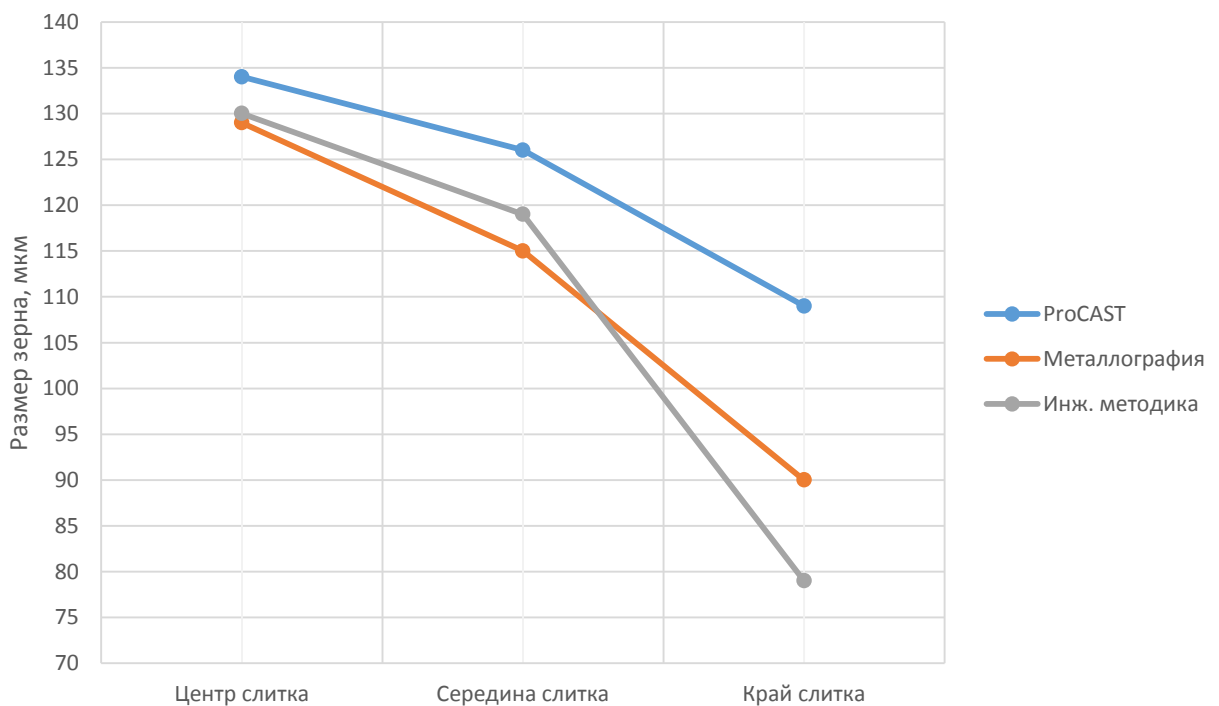


Рисунок 3.19 – Размер зерна в слитке, рассчитанный различными методами

Из графика видно, что методика дает хорошую сходимость с практикой в центре слитка, где влияние турбулентных потоков не такое сильное как к краю. У края слитка обе методики показывают большую погрешность, что связано с влиянием турбулентных потоком движения расплава.

Таким образом, разработанная инженерная методика и компьютерная модель с использованием программных комплексов ANSYS Fluent и ProCAST со встроенным модулем SAFE позволяют прогнозировать структуру слитка с учетом реальных физико-химических свойств сплава и модификатора, а также конструктивных и технологических параметров непрерывного процесса литья плоского слитка.

Результаты моделирования зеренной структуры слитков наглядно демонстрируют эффективное измельчение зерна в 4÷5 раз при подаче лигатурного прутка *Al-Ti5-B1* с расходом 2,5 кг/т.

3.3 Лабораторные исследования влияние расхода лигатуры для верификации компьютерной модели

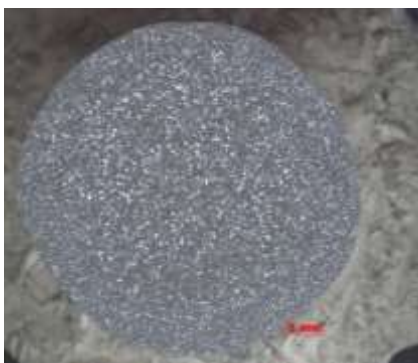
Для исследования модифицирующей способности лигатурных прутков марок *Al-Ti5-B1*, *Al-Ti3-B1* и влияния расхода лигатуры на размер зерна отливаемых плоских слитков по усовершенствованной методике «Стандартная процедура испытаний для модификаторов алюминия Ассоциации по исследованию алюминия, TP-1» [51] были проведены опытные плавки в лабораторных условиях.

В процессе литья производили отбор проб по методике TP-1 для анализа макроструктуры и модифицирующей способности лигатуры с помощью устройства, представленного на рис. 3.20 [63]. Устройство для исследования модифицирующей способности лигатур работает следующим образом. Включают подачу воды сбоку в кристаллизационную ванну 1, в центре которой в посадочном гнезде установлен пробоотборник 7. Заранее подготовленный металл может, как забираться с помощью пробоотборника, так и заливаться непосредственно в него. В ходе процесса кристаллизации образца происходит фиксация показаний датчиков контроля температуры 4, 5, 6 и контроля расхода воды, с помощью расходомера 9. Пробоотборник находится в ванне до полного остывания. Затем полученный образец передается на металлографические исследования.



Рисунок 3.20 – Общий вид устройства для исследования модифицирующей способности лигатур [63]

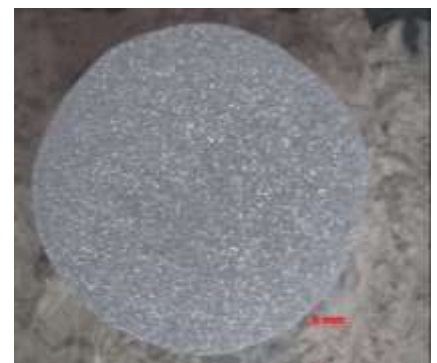
Образцы были приготовлены с различным расходом прутковой лигатуры и представлены на рисунках 3.21, 3.22.



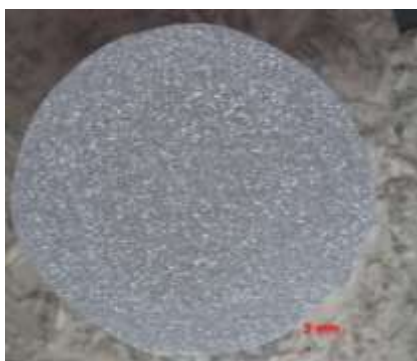
$d_3 = 180$ мкм; $m = 1,0$ кг/т



$d_3 = 160$ мкм; $m = 1,5$ кг/т



$d_3 = 120$ мкм; $m = 2,0$ кг/т

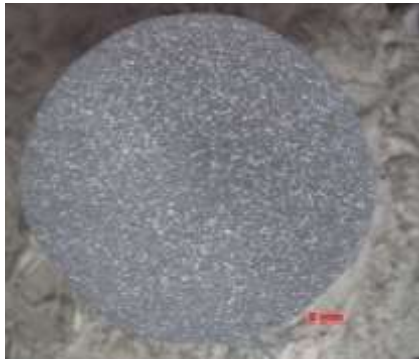


$d_3 = 94$ мкм; $m = 2,5$ кг/т



$d_3 = 95$ мкм; $m = 2,7$ кг/т

Рисунок 3.21 –Размер зерна при различном расходе лигатуры KBM Affilips *AlTi5B1*



$d_3 = 192$ мкм; $m = 1,0$ кг/т



$d_3 = 110$ мкм; $m = 2,0$ кг/т



$d_3 = 104$ мкм; $m = 2,5$ кг/т



$d_3 = 102$ мкм; $m = 2,7$ кг/т

Рисунок 3.22 – Размер зерна при различном расходе лигатуры KBM Affilips AlTi3B1

Макроструктура проб TP-1 исследуемого сплава имеет равномерную структуру, состоящую из мелких равноосных зерен кристаллов. С увеличением подачи лигатурного прутка *Al-Ti3-B1* от 1 до 1,5 кг/т наблюдалось измельчение зерна до 160 мкм.

С увеличением подачи от 2 до 2,5 кг/т средний размер зерна составил 120 - 95 мкм. Дальнейшее увеличение не привело к значительному измельчению и осталось на уровне 94 мкм.

При вводе лигатуры *Al-Ti3-B1* при расходе от 1 до 1,5 кг/т размер зерна изменялся от 192 до 155 мкм соответственно. С увеличением расхода от 2 до 2,5 кг/т средний размер зерна варьировался в пределах от 110 до 104 мкм. Дальнейшее увеличение не приводило к существенному измельчению зерна, средний размер которого остался на уровне 102 мкм. Для наглядности результаты исследования представлены на рисунке 3.23.

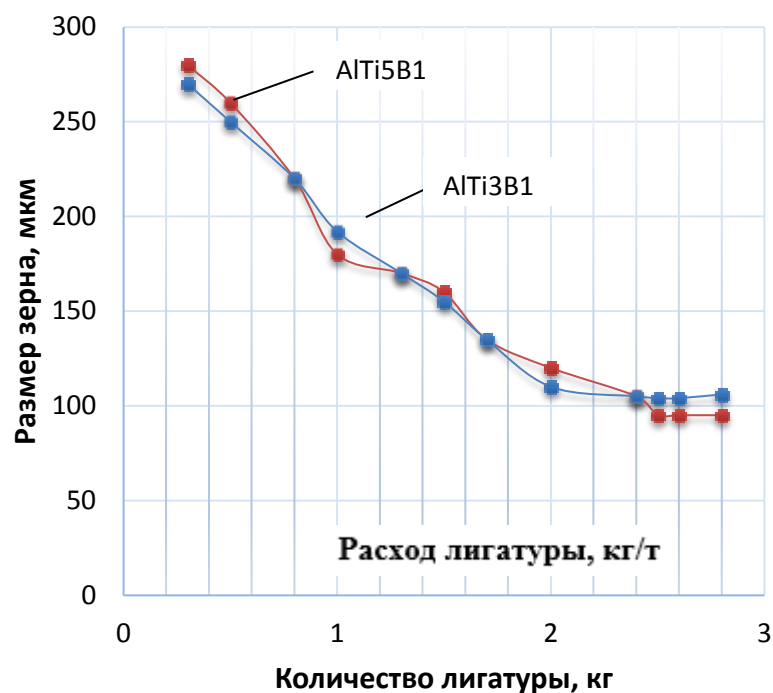


Рисунок 3.23 – графический анализ влияния лигатур на измельчение размера зерна

Таким образом, в результате лабораторных исследований влияния расхода лигатуры установлено, что увеличение расхода модификатора от 1 кг/т до 2,5 кг/т привело к измельчению размера зерна в пробах TP-1 почти в два раза для сплава 5083. Более эффективная модифицирующая способность наблюдалась при применении лигатурного прутка *Al-Ti5-B1*, по сравнению с лигатурным прутком *Al-Ti3-B1*. Минимальный размер макрозерна при расходе модификатора КВМ Affilips *Al-Ti5-B1* (2,5 кг/т) составил 94 мкм.

3.4 Компьютерное моделирование процесса модифицирования в металлотракте при полунепрерывном литье плоских слитков

В настоящее время в связи с большим распространением прутковых лигатур широко применяется метод ввода прутка непосредственно в металлотракт перед кристаллизатором. Однако до настоящего времени остается открытым вопрос влияния таких технологических параметров, как состав, качество, расход и место ввода в технологической цепи на модифицирующую способность прутковых лигатур.

Основной задачей компьютерного моделирования являлся выбор рациональной схемы подачи лигатурного прутка, обеспечивающей наибольшее содержание и наиболее равномерное распределение объемной концентрации легирующих компонентов модификатора на раздаточных втулках перед входом в кристаллизатор.

Компьютерное моделирование процесса распределения интерметаллидов $TiAl_3$ и TiB_2 при подаче лигатурного прутка $AlTi5B1$ (производства KBM Affilips) проводили для сплава 5083 при скорости движения расплава в металлотракте 0,1 м/с и температуре $727^{\circ}C$ для следующих режимов (вариантов) подачи лигатурного прутка:

Вариант 1 - 0,5 кг/т до фильтра МТФ и 1,5 кг/т после фильтра.

Вариант 2 - 0,5 кг/т до фильтра МТФ и 0,5 кг/т после фильтра и дополнительно 1,5 кг/т во входной портал дегазатора.

Вариант 3 – 1,0 кг/т до фильтра МТФ и дополнительно 1,0 кг/т во входной портал дегазатора.

Вариант 4 - 0,5 кг/т до фильтра МТФ и 2,0 кг/т во входной портал дегазатора.

Вариант 5 - 0,5 кг/т до фильтра МТФ и 0,5 кг/т во входной портал дегазатора.

Вариант 6 - 0,5 кг/т до фильтра МТФ и 0,5 кг/т после, 0,5 кг/т во входной портал дегазатора.

Вариант 7 – 1,5 кг/т до фильтра МТФ, 1,0 кг/т во входной портал дегазатора.

Вариант 8 – 1,0 кг/т до фильтра МТФ, 1,0 кг/т во входной портал дегазатора, 0,5 кг/т после фильтра МТФ.

Для решения гидродинамической задачи течения металла в металлотракте в соответствии с рабочими чертежами конструкции металлотракта была создана модель с элементами лотковой системы, футеровкой, фильтрами МТФ и ПКФ. Внутренняя схема установки внепечного рафинирования металла смоделирована с учетом вращения трех роторов.

В качестве входного отверстия для потока металла в модели взято выходное

отверстие из раздаточного миксера.

На рисунке 3.24 представлена модель системы металлтрактов с фильтрами и футеровкой для литейного агрегата, применяемого для полунепрерывного литья плоских слитков.

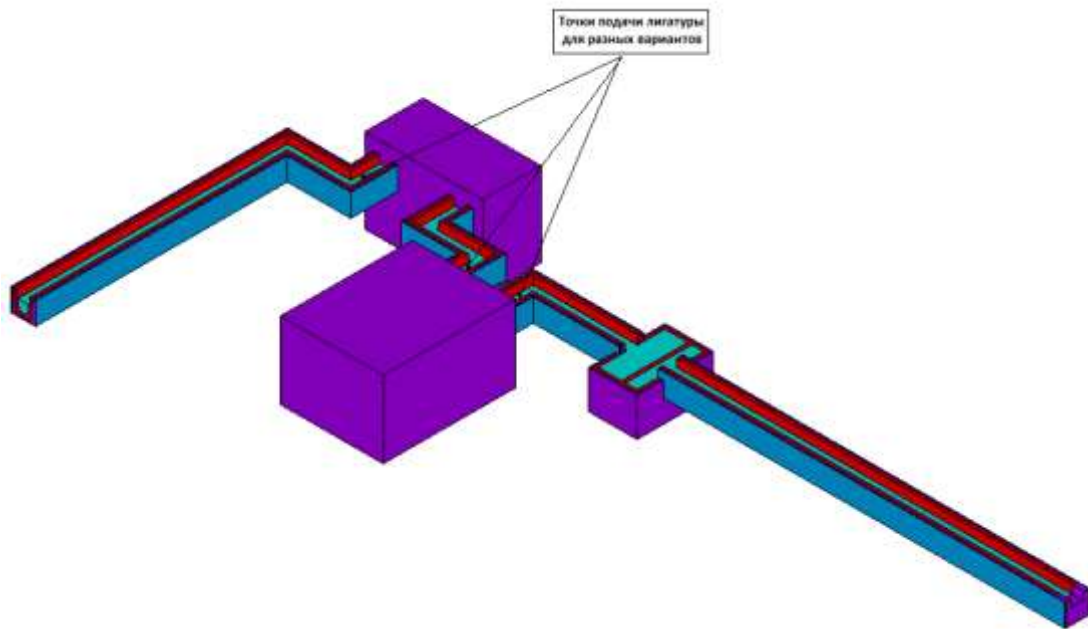


Рисунок 3.24 – Расчетная модель металлтракта с футеровкой

Фильтрующие элементы МТФ из-за сложной геометрии без снижения точности расчетов были упрощены. Фильтры ПКФ и геометрия роторов выполнялись в упрощенном варианте в связи со сложным геометрическим строением модели. Процентные потери лигатурного прутка вносились из статистических данных. Схема внутреннего строения системы внепечного рафинирования в линиях представлена на рисунке 3.25.

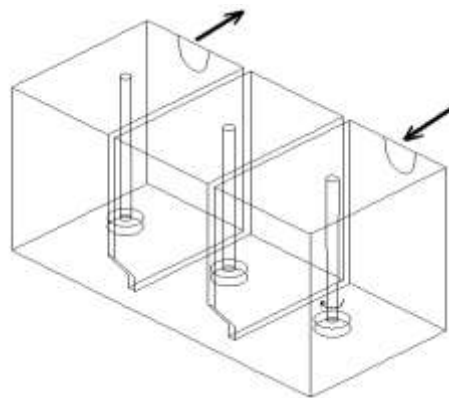


Рисунок 3.25 – Модель установки внепечного рафинирования с роторами

На рисунке 3.26 представлены результаты расчета температурного поля металла в системе металлотреков, по которой была проведена верификация модели.

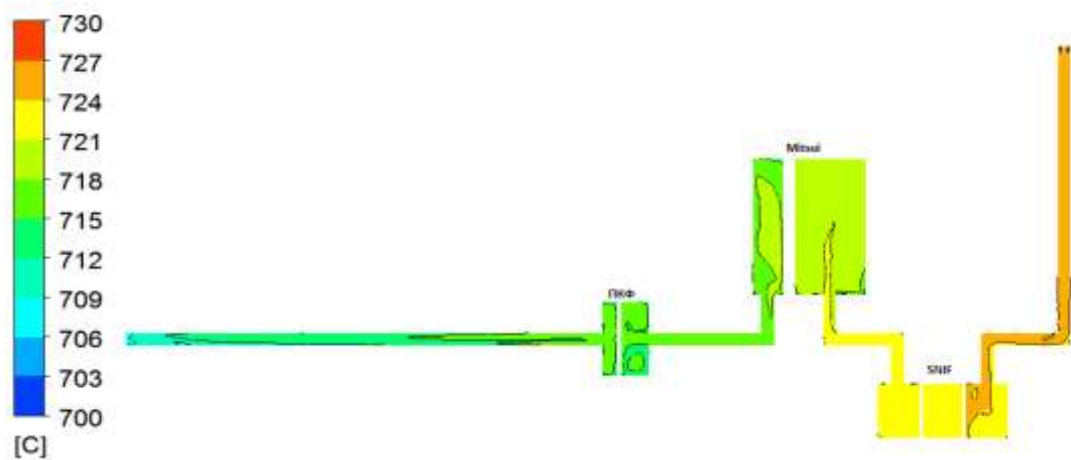


Рисунок 3.26 – Температурное поле металла в системе металлотреков

Установлено, что температура металла с момента выхода из миксера при температуре $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ снижается до $712\div 715\text{ }^{\circ}\text{C}$ в точках подачи металла в кристаллизатор.

На рисунке 3.27 представлена интенсивность перемешивания расплава и проекции скорости потока металла внутри установки внепечного рафинирования.

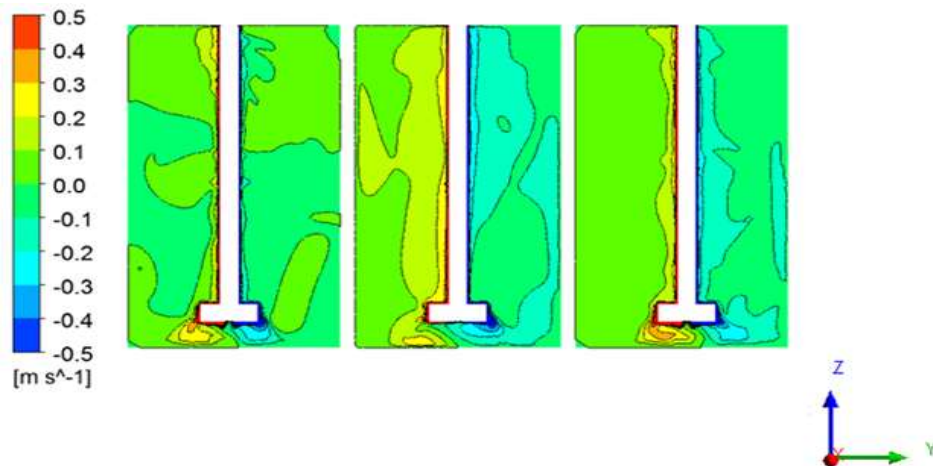


Рисунок 3.27 – Величина проекции скорости металла на ось X по центру установки рафинирования, м/с

На рисунках 3.28 - 3.30 представлено распределение содержания лигатуры (массовый процент) в горизонтальной плоскости разреза литейных желобов,

установки рафинирования, фильтра МТФ и фильтра ПКФ на расстоянии 150 мм от дна желоба для 3-х вариантов для различных участков металлотректа.

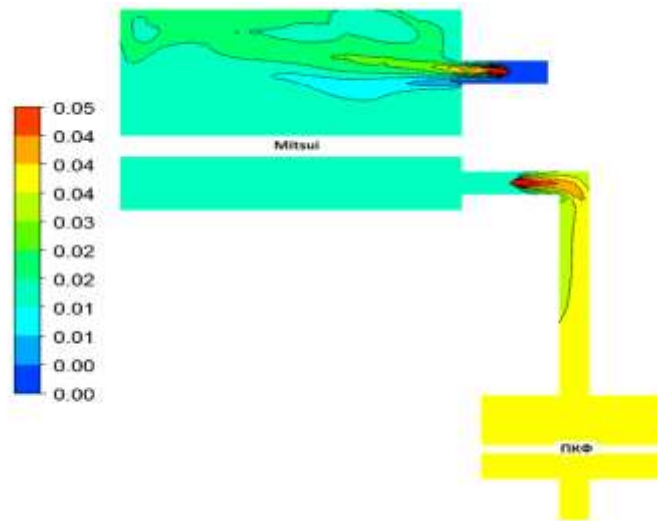


Рисунок 3.28 - Массовый процент Al_3Ti и TiB_2 в сумме в жидком алюминии по 1 варианту в плоскости на высоте 150 мм от дна лотка при установившемся режиме течения расплава

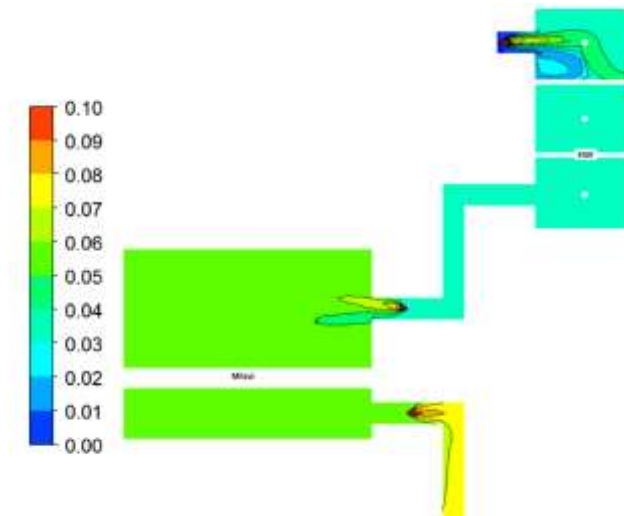


Рисунок 3.29 - Массовый процент Al_3Ti и TiB_2 в сумме в жидком алюминии по 3 варианту в плоскости на высоте 150 мм от дна лотка при установившемся режиме течения расплава

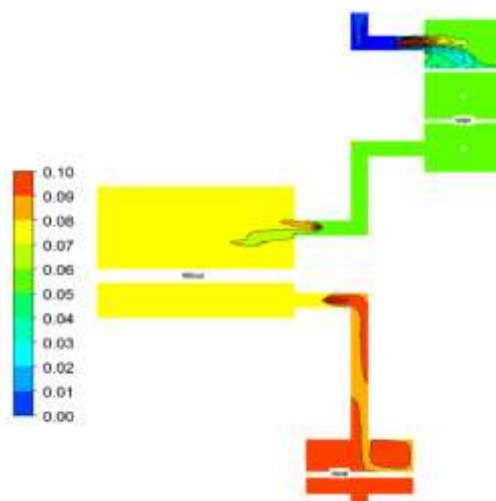


Рисунок 3.30 - Массовый процент Al_3Ti и TiB_2 в сумме в жидком алюминии по 4 варианту в плоскости на высоте 150 мм от дна лотка при установившемся режиме течения расплава

Можно отметить, что для вариантов 1 и 3 легирующие компоненты равномерно перемешиваются до фильтра ПКФ, а для варианта 4 полное перемешивание лигатуры происходит внутри фильтра ПКФ, это связано с увеличением содержания лигатуры в массе расплава.

В таблице 3.7 представлен средний по сечениям массовый процент содержания модифицирующих частиц (процент массы в сумме Al_3Ti и TiB_2 от массы алюминия) на раздаточных втулках кристаллизаторов для всех вариантов моделирования.

Таблица 3.7 - Массовое процентное содержание легирующих веществ во втулках перед входом в кристаллизатор

№ варианта	Номер втулки			
	1	2	3	4
1	0,03687	0,03689	0,03689	0,03688
2	0,05544	0,05546	0,05546	0,05544
3	0,07390	0,07394	0,07396	0,07394
4	0,09129	0,09130	0,09130	0,09130
5	0,02987	0,02899	0,02987	0,02988
6	0,07234	0,07235	0,07236	0,07236
7	0,08729	0,08728	0,08728	0,08729
8	0,09896	0,09895	0,09896	0,09894

Таким образом, вариантами, обеспечивающими наибольшее содержание и наиболее равномерное распределение объемной концентрации легирующих компонентов модификатора на раздаточных втулках перед входом в кристаллизатор, выбраны варианты № 4 и № 8, что было учтено для разработки технологии модифицирования.

3.5 Выводы по главе 3

1. Разработана инженерная методика прогнозирования размера зерна в слитке, отлитого непрерывным способом, при этом погрешность расчетов по данной методике увеличивается от середины слитка до его края - от 8÷12% до 23÷26%.

2. Созданы компьютерные модели с использованием программных комплексов ANSYS Fluent и ProCAST со встроенным модулем CAPE:

- для определения формы и размеров лунки во время кристаллизации плоского слитка из сплавов 5XXX серии;
- для прогнозирования структуры плоского слитка на стационарной стадии;
- распределение объемной концентрации легирующих веществ модификатора системы *Al-Ti5-B1* вдоль металлотракта от миксера до кристаллизатора.

3. Разработанная методика и компьютерные модели учитывают реальные физико-химические свойства сплава и модификатора, а также конструктивных и технологических параметров непрерывного процесса литья плоского слитка, в том числе разливка расплава в кристаллизатор через распределительную коробку Combo Bag.

4. В результате компьютерного моделирования установлено и подтверждено на практике:

- наиболее благоприятная концентрация модифицирующих частиц лигатурного прутка наблюдается при введении в расплав лигатурного прутка марки *Al-Ti5-B1*;

- рациональный расход лигатурного прутка марки *AlTi5B1* в алюминиевый расплав 5XXX серии составляет 2,5 кг/т, гарантирующий достижение в плоских слитках мелкозернистой структуры;

- наибольшее содержание $0,09130 \div 0,09896$ (процент массы в сумме Al_3Ti и TiB_2 от массы алюминия) и наиболее равномерное распределение объемной концентрации легирующих компонентов модификатора на раздаточных втулках перед входом в кристаллизатор получено в следующих случаях расхода и места ввода лигатурного прутка:

- 0,5 кг/т до фильтра МТФ и 2,0 кг/т во входной портал дегазатора.

- 1,0 кг/т до фильтра МТФ, 1 кг/т во входной портал дегазатора, 0,5 кг/т после фильтра МТФ.

5. В результате проведения лабораторных исследований установлено, что для сплава 5083 увеличение расхода модификатора *AlTi5B1* от 1 кг/т до 2,5 кг/т приводит к измельчению размера зерна в пробах ТР-1 почти в два раза с минимальным размером макрозерна 94 мкм.

ГЛАВА 4 НОВЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ОБЛАСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В настоящей главе представлены результаты промышленной апробации теоретических и экспериментальных исследований, представленных в предыдущих главах. Разработанная технология производства плоских слитков алюминиевых сплавов серии 5XXX, с мелкозернистой структурой и отсутствием дефектов в виде микропористости, подтверждена Актом внедрения, представленного в Приложении Б настоящей работы. Дается описание новых технических решений, направленных на дальнейшее усовершенствование технологии производства изделий из алюминия, новизна которых защищена патентами. Основное содержание главы опубликовано в работах [63, 125, 126].

4.1 Разработка методики оценки качества модифицирующих лигатур системы *Al-Ti-B*, применяемых в производстве плоских слитков

В настоящее время в России широко применяют лигатурные прутки состава *Al-Ti-B* импортного производства [52-58] из-за отсутствия альтернативы в лице отечественных производителей. В связи с этим заметно отставание в научно-исследовательском и практическом опыте применения и разработки новых составов лигатур.

В России действует стандарт качества лигатур [60] для литейных и деформируемых алюминиевых сплавов. Но входной контроль качества лигатур на каждом производстве осуществляют в соответствии с разработанными и принятыми внутренними техническими требованиями. Для принятия решения о соответствии качества лигатуру проверяют визуально наличие внешних явных дефектов, на излом на наличие грубых дефектов, впоследствии проводят металлографический анализ структуры, при необходимости проводят лабораторные исследования по методике ТР-1 [51].

Частыми дефектами микроструктуры практически у всех производителей прутковых лигатур являются дефекты литейного происхождения, такие, как неметаллические включения, окисные пленки, остатки солей, нерастворившиеся в процессе приготовления расплава

Контроль лигатур осуществляют по следующим основным характеристикам:

1) средний размер частиц TiB_2 должен быть не более $2\div 3$ мкм при объемной доле таких частиц не менее $90\div 95\%$.

2) средний размер Al_3Ti должен быть не более $50\div 100$ мкм при объемной доле таких частиц не менее $90\div 95\%$.

3) объемная доля частиц интерметаллидов TiB_2 и Al_3Ti , должна быть не более $5\div 10\%$;

4) Объемная доля неметаллических включений или агломератов частиц размером более 100 мкм должна быть не более 5 %.

Необходимо указать, что к лигатуре $Al-Ti-B$ предъявляют дополнительные требования в связи с наличием TiB_2 , которые остаются твердыми и практически не растворяются в процессе плавки и литья алюминиевых сплавов, а это в свою очередь означает, что равномерность распределения твердых частиц TiB_2 во многом зависит от их распределения в исходной лигатуре. Крупные агломераты частиц TiB_2 в лигатуре после введения в расплав быстро ликвидируют на стенки подины, разъединение частиц происходит с трудом и только после определенной выдержки и интенсивного перемешивания. Ускорить процесс растворения возможно лишь при увеличении температуры литья, интенсивном перемешивании, увеличении времени выдержки, что в свою очередь пагубно влияет на качество расплава.

В структуре лигатуры частицы Al_3Ti часто имеют игольчатую или пластинчатую форму, достигая размеров в $150\div 500$ мкм, а TiB_2 в основном, равноосный с размером около $2\div 5$ мкм. При этом, скорость растворения частиц Al_3Ti в расплаве алюминия при температуре $700\div 730$ °C составляет около 40 мкм/мин. Поэтому при модифицировании следует учитывать исходный размер

частиц Al_3Ti в лигатурном прутке и время прохождения расплава алюминия от точки ввода лигатуры до кристаллизатора. Более жестко следует контролировать скопление в лигатуре частиц TiB_2 , как отдельных скоплений, так и их соединений с оксидными включениями и пр. TiB_2 при попадании в слиток будут причиной брака при производстве тонколистовой продукции [59, 61].

Для оценки количества вносимых прутковыми лигатурами потенциальных центров зарождения зерна частиц и анализа качества лигатур было проведено металлографическое исследование лигатур, применяемых в настоящий момент в литейном производстве лигатурных прутков $Al-Ti5-B1$ и $Al-Ti3-B1$ производства наиболее известных таких фирм, как KBM Affilips и Aleastur GmbH, результаты которых представлены в Приложении А, а показатели микроструктуры образцов лигатур приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 - Показатели количественной оценки микроструктуры образцов прутковых лигатур

Виды частиц	<i>AlTi3B1</i> KBM Affilips	<i>AlTi3B1</i> ALEASTUR GmbH	<i>AlTi5B1</i> KBM Affilips	<i>AlTi5B1</i> ALEASTUR GmbH
<i>Al₃Ti</i>				
min, мкм	3,4	3,8	3,0	8,0
max, мкм	99,0	89,0	132,0	184,0
средний, мкм	20,0	19,0	13,0	45,0
Объемная доля частиц, %	9,4±1,0%	3,5±1,4	10,5±2,0%	8,4±2,0%
<i>TiB₂</i>				
min, мкм	0,32	0,35	0,49	0,32
max, мкм	2,4	1,71	2,44	1,56
средний, мкм	0,96	0,82±0,02	1,1	0,77
Размер скоплений частиц <i>TiB₂</i>				
min, мкм	2,6	1,1	2,6	1,1
max, мкм	29,0	14,0	58,0	70,0
Средний (не более 8), мкм	6,0	3,0±0,22	6,0	9,7
Объемная доля включений фазы TiB_2 , %	15,0	10,3	22,0	11,8%.
Скопление частиц (агломератов не более 50) TiB_2 , мкм	65,0	346,0	40,0	466,0
Неметаллические включения	нет	нет	нет	нет

Принимая во внимание, что в технической спецификации входного контроля для производства деформируемых сплавов 5XXX серии на ОК «РУСАЛ» указано, что суммарная протяженность скоплений TiB_2 не должна превышать 50 мкм, были сделаны следующие выводы:

1) лигатуры производства компании Aleastur составов $Al-Ti3-B1$ и $Al-Ti5-B1$ не соответствуют требованиям спецификации по скоплениям агломератов 346 мкм и 466 мкм соответственно.

2) лигатура производства KBM Affilips состава $Al-Ti3-B1$ также не соответствует спецификации по скоплениям агломератов протяженностью 65 мкм, но они значительно меньше.

3) микроструктура прутковой лигатуры $Al-Ti5-B1$ производства KBM Affilips имеет дисперсную структуру по включениям Al_3Ti со средним размером 13,0 мкм и средним размером TiB_2 – 6,0 мкм. Из проведенной количественной и качественной оценки микроструктуры следует, что лигатура $Al-Ti5-B1$ производства KBM Affilips наиболее соответствует требованиям по показателю скоплений и размеру частиц TiB_2 .

В настоящее время основным способом проверки модифицирующей способности прутковых лигатур остается стандартная процедура испытаний для модификаторов алюминия Американской ассоциации по исследованию алюминия TP-1 [51]. Качество лигатуры дополнительно исследуется металлографическими методами анализа. Считается, что чем меньше размеры модифицирующих частиц TiB_2 и Al_3Ti , и чем они более дисперсно распределены по объему прутка, тем больший модифицирующий эффект покажет лигатура. Но на практике это не всегда так. Наиболее благоприятное воздействие на измельчение зерна оказывают лигатуры с нормальным распределением частиц TiB_2 в пределах 2÷6 мкм. Но иногда случается в условиях промышленного производства, что лигатура с частицами TiB_2 большими по размеру с аналогичной по химическому составу лигатурой с меньшим размером диборидов, модифицирует лучше в одинаковых условиях производства.

На основе обобщения результатов исследований различных лигатур в условиях промышленного производства, был предложен следующий показатель для оценки модифицирующей способности лигатур системы *Al-Ti-B*:

$$K_{МСЛ} = \frac{L_{ТВ} \cdot N_{ТВ}}{A_{ТВ}} \cdot 100\% , \quad (4.1)$$

где $L_{ТВ}$ – средний размер скоплений TiB_2 (мкм);

$N_{ТВ}$ – объемная доля TiB_2 в лигатурном прутке;

$A_{ТВ}$ - средний размер TiB_2 (мкм).

За точку отсчета была взята лигатура системы *Al-Ti-B* с распределением частиц TiB_2 близким к нормальному, в диапазоне от 2,0 до 6,0 мкм.

Лигатуры, которые показали удовлетворительные результаты модифицирования на практике, имели значения баллов в диапазоне $K_{МСЛ} = 0,70 \div 2,70$, а самые высокие результаты были у лигатур при $K_{МСЛ} = 1,4 \div 1,6$ баллов.

В результате чего была предложена бальная оценка эффективности модифицирующей способности прутковых лигатур по 3,0 бальной шкале, где высший бал равен 1,0.

- 1) Высокая модифицирующая способность $K_{МСЛ} = 1,4 \div 1,6$ баллов
- 2) Средняя модифицирующая способность $K_{МСЛ} = 0,70 \div 1,39$ $K_{МСЛ} = 1,61 \div 2,70$ баллов;
- 3) Низкая модифицирующая способность $2,71 \leq K_{МСЛ} \leq 0,69$ баллов.

Разработанная методика оценки качества модифицирующих лигатур системы *Al-Ti-B*, применяемых в производстве слитков, позволит более объективно осуществлять входной контроль модификаторов и снизить количество брака по структуре плоских слитков.

4.2 Разработка и внедрение технологии производства плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX с мелкозернистой структурой

В результате проведенных экспериментальных работ и теоретических изысканий в данной работе были разработана усовершенствованная технология производства плоских слитков из алюминиевых сплавов серии 5XXX для предприятий ОК РУСАЛ, позволяющие производить крупнотоннажные плоские слитки с мелкозернистой структурой, отсутствием дефектов в виде микропористости и др., отвечающие всем основным мировым требованиям по качеству.

Ниже представлены конструктивные и технологические параметры усовершенствованной технологии производства слитков из сплава 5083 серии 5XXX, обеспечивающие достижение мелкозернистой структуры.

Таблица 4.2 - Химический состав сплава 5083, %, [113]

Сплав, марка	Химические элементы, %										Прочие	
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Na	Ca	Всего	Al
min	-	-	-	0,40	4,30	-	-	-	-	-	0,05	Ост.
max	0,20	0,22	0,10	0,60	4,90	0,10	0,05	0,05	-	-		

Газосодержание – H_2 более 0,20 см³/100 г Al. Содержание Mg при шихтовке должно быть не менее 4,55%. Содержание Be - не допускается

Таблица 4.3 - Требования к структуре плоских слитков из сплава 5083

Контролируемый параметр	Величина, характеристики
Корковая зона	Не более 10 мм
Макроструктура	Плавающие кристаллы, участки укрупненного зерна и веерная структура не допускаются. Макроструктура слитка должна быть равномерной, мелкозернистой, размер зерна не должен превышать 300 мкм (определяется в зоне 10±30 мм от внешнего края темплета).

Расплав готовили в миксере и использовали различные шихтовые материалы (*Mg*, *Mn*, *Cr*, *Cu*, *Ti*) в расчетном количестве, обеспечивающем требуемый химический состав (таблица 4.2). После подготовки расплава снимали шлак и перемешивали расплав в миксере с помощью МГД в течение 20 минут.

Дегазацию расплава в миксере проводили с помощью установки дегазации марки HD 2000 по следующей технологии: скорость вращения ротора - 250 об/мин., время дегазации 10 минут, расход флюса 1 кг/мин., расход аргона 12,0 м³/час, с дополнительным снятием шлака с поверхности расплава после обработки. Затем происходил отстой расплава в миксере в течение 40 мин.

Отливка слитков производили на литейном агрегате с использованием оснастки Wagstaff на кристаллизаторе Epsilon для отливки сразу четырех слитков сечением 600x1630, Технологические параметры литья представлены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 - Технологические параметры литья для усовершенствованной технологии

Температура металла в миксере, °С	Скорость литья		Расход воды		Уровень металла в кристаллизаторе		Лигатура расход, кг/т
	длина, мм	скорость, мм/мин	длина, мм	расход, м ³ /час	длина, мм	уровень, мм	
740 +/- 10	пуск	35	пуск	45	пуск	45	2,5
	50	35	75	45	50	80	
	328	60	350	247	136	88	
	-	-	-	-	555	46	

Литье слитков производилось с применением термоформованных распределителей металла (Combo-Bag) с нижней подачей. Рафинирование расплава при литье слитков производилось с применением установки дегазации SNIF, далее предварительная фильтрация производилась через трубчатый металлофильтр PTF (Mitsui), а окончательная фильтрация через пенокерамический фильтр ПКФ. с пористостью 50 ppi.

Модифицирование производилось прутковой лигатурой KBM AlTi5B1 с учетом ранее проведенных исследований в главе 3 двумя местами ввода: в металлтракт до входного портала УР 1,5 кг/т и в выходной портал МТФ 1 кг/т с суммарным расходом прутковой лигатуры в 2,5 кг/т.

Для контроля химического состава сплава и проверки соответствия целевым значениям в процессе литья от плавки отбирали пробы для экспресс-анализа. Результаты контроля химического состава представлены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 - Химический состав плавки, %

Проба	Fe	Si	Cu	Mg	Mn	Ti	Zn	Cr	Na	Ca
Начало литья	0,20	0,09	0,004	4,56	0,44	0,027	0,009	0,007	0,00005	0,00012
Середина литья	0,20	0,09	0,005	4,55	0,44	0,030	0,009	0,008	0,00005	0,00013
Окончание литья	0,20	0,09	0,005	4,59	0,45	0,027	0,009	0,008	0,00005	0,00027
Товарная проба	0,20	0,09	0,004	4,57	0,44	0,028	0,009	0,008	0,00005	0,00017

Химический состав сплава по результатам анализа соответствует требованиям спецификации (таблица 4.2). Ликвации компонентов по сечению слитка не выявлены. Содержание водорода находилось в пределах требований спецификации – не более 0,20 см³/100 г (таблица 4.6).

Таблица 4.6 – Содержание водорода в металле

Место отбора	Обозначение единицы физической величины	среднее значение см ³ /100 г
с лотка после ПКФ	ppm	0,12

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 4.7.

Таблица 4.7 – Результаты металлографического анализа чистоты металла по методу PoDFA-f

Сплав	5083	
Масса отфильтрованного металла, кг	1,50	
Общее содержание включений, мм ² /кг	0,0089	
SONIM, мм ² /кг	0,0054	
Содержание оксидных плен, шт/кг	-	
Характеристика оксидных плен:		
Длина (короткие, средние, длинные)	-	
Толщина (тонкие, средние, толстые)	-	
Типы включений, мм ² /кг	мм ² /кг	%
<i>TiB₂ / TiC</i>	0,0033	36,7

$Al_4C_3 < 3$ мкм	0,0025	2,8
$Al_4C_3 > 3$ мкм	0,0000 8	0,9
MgO	0,0041	46,1
$MgAl_2O_4$ - Шпинель	0,0009	9,8
Потенциальные хлориды/газовая микропористость	-	-
Комментарии:		
Метод, оптическое увеличение		GRID, x200
Длина хорды		12,8
Состояние фильтра		хороший
Общее количество площадей, занятых включениями		21,5

В ходе плавки дополнительно производился контроль загрязненности расплава неметаллическими включениями с помощью прибора Limca (рисунок 4.1).

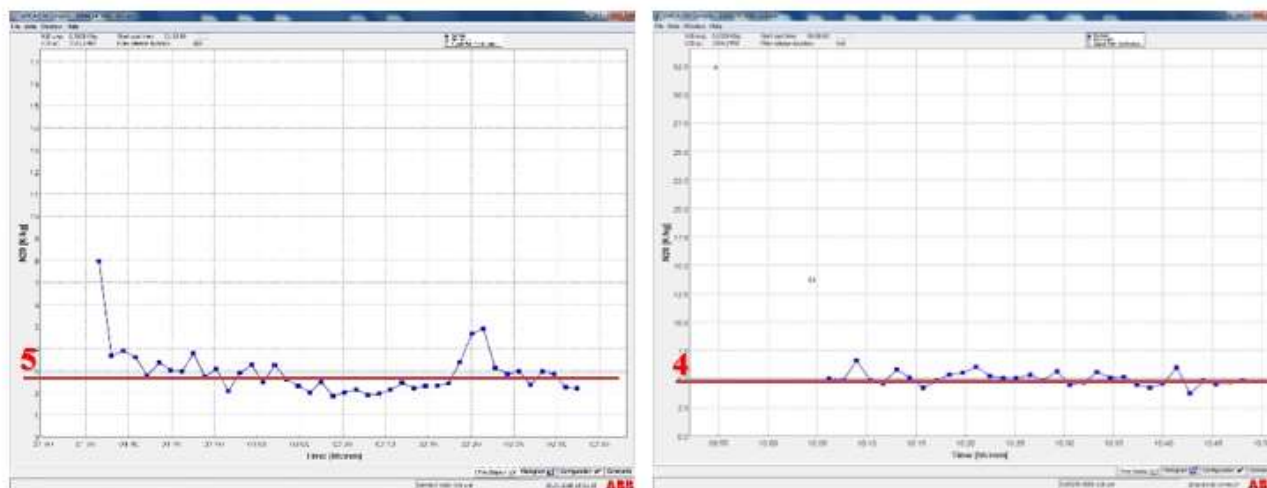


Рисунок 4.1 – Контроль загрязненности расплава неметаллическими включениями с помощью прибора Limca: слева опытная плавка, справа стандартная технология

Анализ показал незначительное увеличение коэффициента «загрязненности» расплава до $N_{20} = 5$, что было связано с увеличением расхода лигатуры. Содержание неметаллических включений не превысило требований, стандартно предъявляемых к слиткам сплава 5083. В соответствии с условиями проведения опытной плавки все слитки проверялись на соответствие требованиям к геометрическим размерам (таблица 4.8).

Таблица 4.8 - Требования к геометрическим размерам плоских слитков

Наименование габаритов	Допустимые отклонения	Примечание
Толщина, мм	+/-5	Измеряется в литниковой части по двум краям слитка на расстоянии 100 мм от края слитка
Ширина, мм	+/-5	Определяется как расстояние в средней части слитка, между узкими гранями, после обрезки литниковой части слитка
Длина, мм	+/-25	Определяется посередине прокатной поверхности слитка, включая донную часть слитка
Поперечный изгиб, мм, не более	≤ 6	Измеряется по всей длине слитка вдоль кромки узкой боковой грани обрезного слитка
Выпуклость (вогнутость), мм,	≤ 3	За исключением участка (переходная зона) на расстоянии 300 мм от краев слитка после обрезки
Продольный изгиб, мм, не более	≤ 6	За исключением участка (переходная зона) на расстоянии 300 мм от краев слитка после обрезки
Радиус закруглений ребер, мм	≤ 25	Обеспечивается литейной оснасткой, браковочным признаком не является

Параметры геометрии слитков, полученных в ходе работы, соответствовали всем допускам, принятым для оценки геометрии плоских слитков (таблица 4.9).




Таблица 4.9 - Геометрические параметры полученных плоских слитков

Спла в	Длина, мм	Толщина, мм						Ширина, мм	Выпуклость, мм	Вогнутость, мм	Поперечный изгиб, мм	Продольный изгиб, мм	Утолщение донника, мм
		Литниковая часть			Донная часть								
		1	2	3	4	5	6						
5083	3680	602	602	602	603	604	603	1631	0	0,5	1	0	3
5083	3680	602	602	602	603	603	602	1631	0	0,5	1	1	2

Размер зерна опытной плавки определяли на заготовке темплета из «холодного» литника на расстоянии 300 мм. Заготовку вырезали из центральной части слитка, параллельно короткой грани

Макрозерно на темплете слитка исследуемой плавки выявляли глубоким травлением. Исследовали заготовку по сечению слитка на расстоянии 30 мм (поверхностная зона), 150 мм (1/4 слитка) и 290 мм (1/2 слитка). Макроструктура темплета слитка опытной плавки приведена в таблице 4.10.

Таблица 4.10 - Макроструктура темплета опытной плавки сплава 5083

Спла в	образец 1 (30 мм от края по ширине слитка)	образец 3 (1/4) (150 мм от края по толщине слитка)	образец 2(центр) (290мм от края по толщине слитка)
5083			

Макроструктура темплета исследуемой плавки мелкозернистая, однородная, с равноосным размером зерна. Размер зерна увеличивается от поверхности к середине темплета слитка.

Для анализа микроструктуры вырезали образцы из разных зон заготовки: образец 1 соответствовал поверхностной зоне слитка (30 мм), образец 2 соответствовал $\frac{1}{4}$ зоне слитка (150 мм от поверхности), образец 3 соответствовал $\frac{1}{2}$ зоне слитка (290 мм от поверхности). Место отбора образцов от заготовки показано на рисунке 4.2.

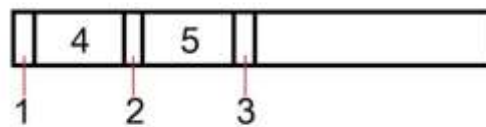
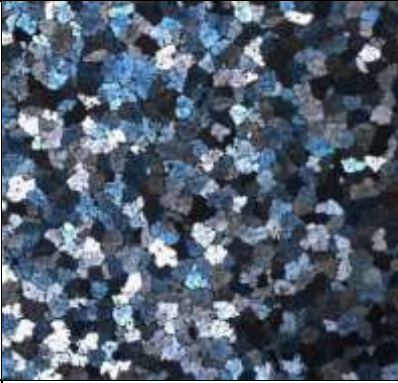
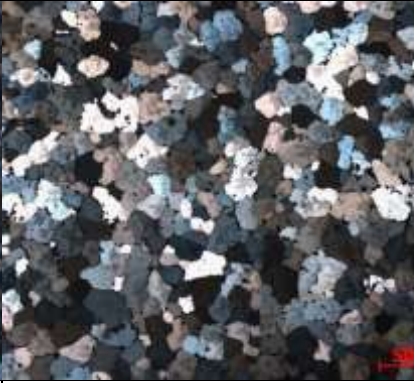



Рисунок 4.2. – Схема разметки образцов на заготовке темплетов

Образцы под микроанализ исследовали по методикам, представленным в главе 2. Микроструктура образцов и результаты количественного анализа зеренной структуры представлены в таблице 4.11.

Таблица 4.11 - размер зерна оксидированных образцов темплета опытной плавки

Сплав	образец 1 (30 мм от края по ширине слитка)	образец 2 (середина) (150 мм от края по толщине слитка)	образец 3 (центр) (290 мм от края по толщине слитка)
5083			
ср. размер зерна, мкм	90±4	115±10	129±10

Микроструктура образцов темплета плавки однородная и мелкокристаллическая по сечению слитка.

В исследуемых образцах размер зерна увеличивается от поверхности к середине темплета слитка. Размер зерна в поверхностной зоне темплета холодного слитка опытной плавки составляет 90±4 мкм.







Последующие зоны слитка характеризуются однородностью микроструктуры. Размер зерна незначительно меняется от зоны 1/4 (образец 2) к зоне 1/2 (образец 3). Размер зерна в этих зонах темплета холодного слитка соответствует интервалу 115÷129 мкм.

Анализ микроструктуры по сечению слитка проводили на образцах в соответствие со схемой, приведенной на рисунке 4.2. Изучали микроструктуру в поверхностной зоне слитка (образец 1), на ¼ расстояния от края слитка (образец 2), в центре слитка (образец 3).

Изучение микроструктуры исследуемых образцов показало присутствие в сплаве по границам дендритных ячеек избыточных фаз светлого, серого и темного цвета компактной, скелетообразной, пластинчатой форм и в форме тонких прожилок. Включения избыточных фаз образуются при кристаллизации и являются вырожденной эвтектикой.

Микроструктура опытной плавки образцов 1–3 представлена в таблице 4.13. В поверхностной зоне слитка (образец 1) дендритная ячейка мельче, чем в других зонах анализа. Укрупнение дендритной ячейки происходит в образце 2 (1/4). В структуре слитка сплава 5083 присутствует незначительное количество интерметаллидных фаз пластинчатой формы, которые образуют скопления по границам дендритных ячеек (таблица 4.12). Размер отдельных включений интерметаллидов не превышает 30 мкм.

Таблица 4.12 - Микроструктура образцов сплава 5083

5083	образец 1 (30 мм от края по ширине слитка)	образец 2 (центр) (150 мм от края по толщине слитка)	образец 3 (1/4) (290 мм от края по толщине слитка)
x100			
x1000			

Микроструктура слитка опытной плавки содержит незначительное количество тонких нитевидных включений оксидов Al_2O_3 (таблица 4.12).



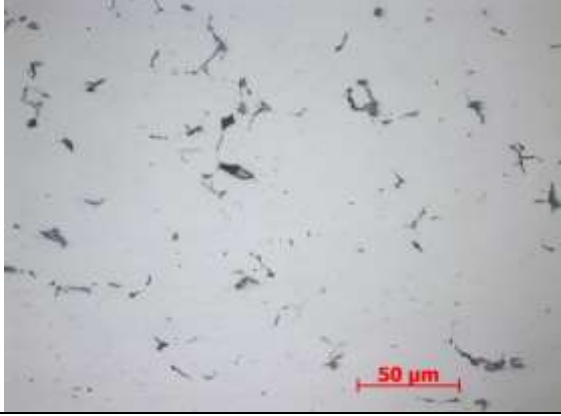
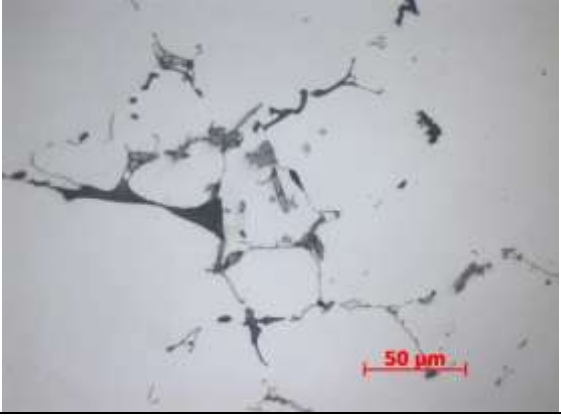
Макропористость в исследуемых слитках не была выявлена. В структуре образцов обнаружены единичные участки междендритной пористости,

расположенные по границам зерен (таблица 4.13). Междендритная пористость наиболее часто встречается в центре слитка.

Таким образом, микроструктура сплава 5083 представлена зернами α -твердого раствора и избыточными фазами эвтектического происхождения.

В структуре опытного слитка присутствуют единичные области междендритной пористости и нитевидные участки включений оксидов Al_2O_3 .

Таблица 4.13 - Микроструктура образцов, пористость и оксидные пленки сплава 5083

5083	образец 2 (центр) (150 мм от края по толщине слитка)	образец 3 (1/4) (290 мм от края по толщине слитка)
x100		
x500		

Для сравнения твердость измеряли на образцах, вырезанных из темплета опытной плавки на $\frac{1}{4}$ расстояния от края слитков (образец 2), в центре слитков (образец 3) и на периферии слитка (образец 1). Место отбора образцов из заготовки соответствует рисунку 4.3. Полученные результаты измерений представлены в таблице 4.14.

Таблица 4.14 - Твердость образцов слитков опытной и стандартной плавки

Маркировка темплета	Твердость НВ, кгс/мм ²		
	1	2	3
	периферия слитка	¼ слитка	центр слитка
5083 опытная	71±1,6	68±1,2	63±1,9
5083 стандартная	69±1,5	71±1,5	60±1,8

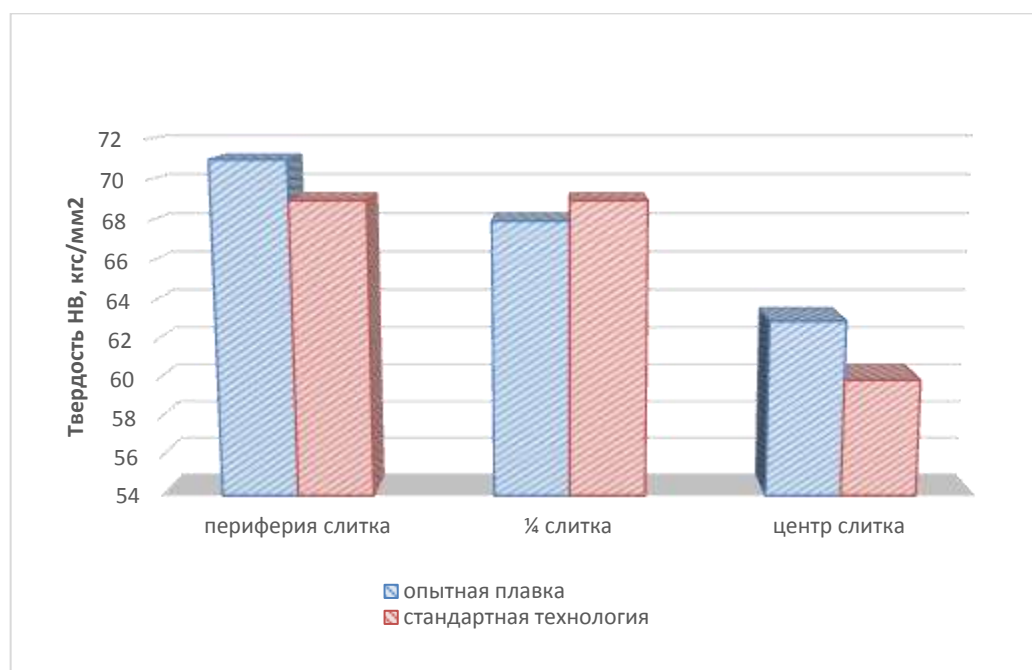


Рисунок 4.3 – Гистограмма твердости образцов из слитка опытной плавки в сравнении со стандартной технологией

Результаты измерения твердости показали, что в опытной плавке твердость уменьшается от периферии к центру слитка и находится на требуемом уровне значений сплава 5083.

Для проверки механических характеристик образцов сплава 5083 произведенных по экспериментальным режимам, были проведены исследования прокатанных образцов (таблица 4.15).

Таблица 4.15 - Результаты исследования механических характеристик образцов

Сплав	Испытание	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %
5083	1	127	266	23
	2	131	264	24

Таким образом, плоские слитки из алюминиевог сплава 5083 5XXX серии, отлитые по новой технологии и разработанной нормативно-технологической документации в литейном отделении завода ОК РУСАЛ на литейном агрегате Wagstaff полностью соответствуют всем показателям качества, имеют мелкозернистую структуру по сечению, не обнаружено каких-либо литейных дефектов и удовлетворяют всем требования заказчика.

4.3 Новые технические решения в области производства и оценки модифицирующей способности плоских слитков из алюминиевых сплавов 5XXX серии

При исследовании модифицирующей способности лигатур, используемых в производстве алюминиевых сплавов в промышленных условиях необходимо оперативно получать достоверную информацию о результатах процесса модифицирования в течение одного часа во время проведения одной плавки [51, 61, 62]. Для этого было разработано новое техническое устройство РУСАЛ-ТЕСТ для проведения процедуры ТР-1 [51] - устройство для исследования модифицирующей способности лигатур, техническую новизну которого подтверждает патент №166586 [63].

Принципиальная схема разработанного устройства представлена на рисунке 4.4. Устройство для исследования модифицирующей способности лигатур состоит из кристаллизационной ванны 1, имеющей два штуцера для подвода 2 и слива 3 воды; датчики температуры 4, 5, 6, позволяющие в текущем режиме отслеживать и фиксировать все изменения температуры по времени и при необходимости выводить данные на печать при подключении к ПК; расположенный в центре пробоотборник 7 с желобком, позволяющим четко отмерить количество исследуемого металла; датчик уровня воды в ванне 8; расходомер 9 и элемент регулирования потока воды 10, позволяющий регулировать поток охлаждающей жидкости и поддерживать одинаковые условия теплообмена в ванне.

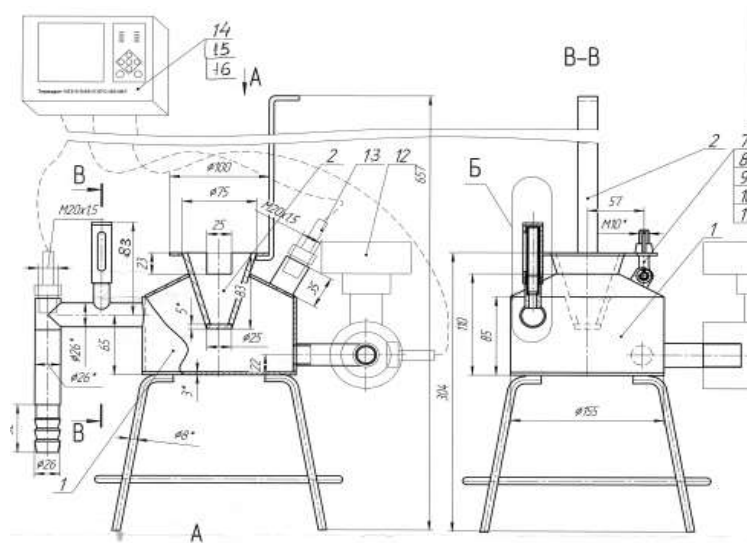


Рисунок 4.4 – Принципиальная схема разработанного устройства по патенту №166586 [63]

Устройство для исследования модифицирующей способности лигатур работает следующим образом. Включают подачу воды сбоку в кристаллизационную ванну 1, в центре которой в посадочном гнезде установлен пробоотборник 7. Заранее подготовленный металл может, как забираться с помощью пробоотборника, так и заливаться непосредственно в него. В ходе процесса кристаллизации образца происходит фиксация показаний датчиков контроля температуры 4, 5, 6 и контроля расхода воды, с помощью расходомера 9. Пробоотборник находится в ванне до полного остывания. Затем полученный образец передается на металлографические исследования.

Входной и выходной контроль температуры подаваемой воды осуществляется датчиками, установленными на входе и выходе соответственно. Для контроля расхода воды устанавливается расходомер. Данное устройство обеспечивает возможность оперативного контроля температуры, как самого исследуемого расплава, так и воды, а датчики расхода воды поддерживают по возможности одинаковые условия теплообмена при проведении серии исследований в производственных условиях. Также данное устройство позволяет проводить с достаточно высокой точностью испытания модифицирующей способности различных лигатур различного химического состава при различном способе их ввода в расплав.

Следующим этапом развития исследовательской аппаратуры для исследования модифицирующей способности лигатур было создание новой установки, техническая новизна которой также подтверждается патентом №166581 [147]. На рисунке 4.5 показан общий вид установки.

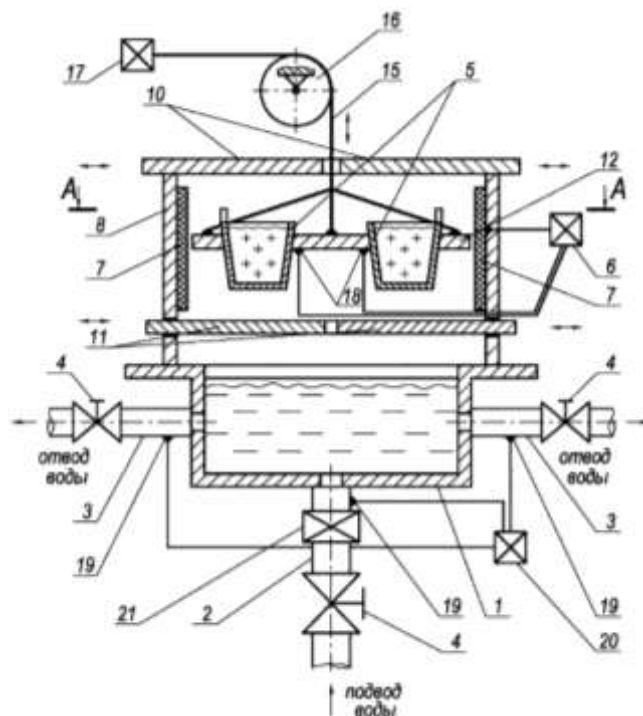


Рисунок 4.5 - Общий вид установки для исследования модифицирующей способности лигатур

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 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.

Установка работает следующим образом: непосредственно перед исследованиями открывают регулировочные вентили 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.

Разработанные устройство и установка для исследования модифицирующей способности лигатур использовались непосредственно в промышленных условиях при проведении лабораторных исследований в настоящей работе и зарекомендовали себя только с положительной стороны.

4.4 Выводы по главе 4

Результаты, проведенных в данной работе теоретических и экспериментальных исследований, которые послужили основой для создания комплекса технических и технологических решений и успешного внедрения его в литейное производство:

1. Создана методика оценки качества модифицирующих лигатур системы *Al-Ti-B*, применяемых в производстве слитков, которая позволит более объективно осуществлять входной контроль модификаторов и снизить количество брака по структуре плоских слитков.

2. Разработан технологический регламент по производству плоских слитков из алюминиевог сплава 5083 5XXX серии для ОК РУСАЛ, которые полностью соответствуют всем показателям качества, имеют мелкозернистую структуру по сечению, не обнаружено каких-либо литейных дефектов и удовлетворяют всем требования заказчика.

3. Разработаны новые технические решения:

- устройство для исследования модифицирующей способности лигатур (Патент на полезную модель №166586 U1 Российская Федерация, МПК G01N 33/20;

- установка для исследования модифицирующей способности лигатур (Патент на полезную модель № 166581 U1 Российская Федерация, МПК G01N 33/20.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных диссертационных исследований в настоящей работе решена актуальная научно-техническая проблема, направленная на повышения качества плоских слитков из алюминиевых сплавов 5XXX серии, при этом получены следующие основные результаты:

1. На основе обобщения экспериментального материала и анализа научно-технической литературы установлено, что модифицирование алюминиевых сплавов обусловлено совместным воздействием Al_3Ti и TiB_2 , а Al_3Ti является мощным инициатором зародышеобразования из-за его перитектической реакции с $\alpha-Al$ и существует, в том числе в виде покрытия на гранях TiB_2 .

2. Создана новая инженерная методика прогнозирования размера зерна в слитке, отлитого непрерывным способом, учитывающая реальные физико-химические свойства сплава и модификатора.

3. Разработаны компьютерные модели с использованием программных комплексов ANSYS Fluent и ProCAST со встроенным модулем CAFE с учетом конструктивных и технологических параметров непрерывного процесса литья плоского слитка, в том числе разливка расплава в кристаллизатор через распределительную коробку Combo Bag, позволяющие:

- определить форму и размеры лунки во время кристаллизации плоского слитка из сплавов 5XXX серии;
- спрогнозировать структуру плоского слитка на стационарной стадии кристаллизации полунепрерывным методом;
- вычислить распределение объемной концентрации легирующих веществ модификатора системы $Al-Ti5-B1$ вдоль металлотракта от миксера до кристаллизатора.

4. В результате компьютерного моделирования установлено и подтверждено на практике:

- наиболее благоприятная концентрация модифицирующих частиц лигатурного прутка наблюдается при введении в расплав лигатурного

прутка марки *Al-Ti5-B1* в следующих случаях расхода и места ввода лигатурного прутка:

- 0,5 кг/т до фильтра МТФ и 2,0 кг/т во входной портал дегазатора.

- 1,0 кг/т до фильтра МТФ, 1,0 кг/т во входной портал дегазатора, 0,5 кг/т после фильтра МТФ.

5. В результате проведения лабораторных исследований установлено, что для сплава 5083 увеличение расхода модификатора *Al-Ti5-B1* от 1 кг/т до 2,5 кг/т приводит к измельчению размера зерна в пробах ТР-1 почти в два раза с минимальным размером макрозерна 94 мкм.

6. Создана методика оценки качества модифицирующих лигатур системы *Al-Ti-B*, применяемых в производстве слитков, которая позволит более объективно осуществлять входной контроль модификаторов и снизить количество брака по структуре плоских слитков.

7. Разработан и внедрен комплекс новых технических и технологических решений для производства плоских слитков алюминиевых сплавов 5XXX серии полунепрерывным методом, включающий:

- технологический регламент по производству плоских слитков серии 5XXX, позволяющий получать плоские слитки с мелкозернистой структурой и подтвержденный проведением опытных плавов на предприятии ОК РУСАЛ и актом внедрения (Приложение А);

- устройство для исследования модифицирующей способности лигатур (Патент на полезную модель №166586 U1 Российская Федерация, МПК G01N 33/20;

- установка для исследования модифицирующей способности лигатур (Патент на полезную модель № 166581 U1 Российская Федерация, МПК G01N 33/20.

8. 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 Б).

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: 05.12.2016).
2. Мондольфо, П.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ./ Под ред. Квасова Ф.И., Строганова Г.Б., Фридляндера И.Н. - М.: Металлургия. - 1979. - 639 с.
3. Золоторевский, В.С. Строение и свойства литых алюминиевых сплавов / М.: Металлургия. - 1981. – 192 с.
4. Chen, X. G. Growth mechanisms of intermetallic phases in DC cast AA1XXX alloys / X. G. Chen. - Essential Readings in Light Metals. Vol. 3. Cast Shop for Aluminum Production. - 2013. - pp. 460 – 465.
5. ИСС «Металлоснабжение и сбыт» [Электронный ресурс] / Режим доступа www.raexpert.ru
6. Никитин, В. И. Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин. - Изд. 2-е, перераб. и доп. - М.: Машиностроение. - 2005. – 476 с.
7. Пикунов, М. В. Плавка металлов, кристаллизация сплавов, затвердевание отливок / М. В. Пикунов. - М.: МИСиС. - 2005. - 416 с.
8. Батышев, А. И. Производство отливок в автомобилестроении / А. И. Батышев, В. Д. Белов, К. А. Батышев [и др.]. - М.: МГОУ. - 2011. - 205 с.
9. Белов Н. А. Фазовый состав алюминиевых сплавов / Н. А. Белов. - М.: Изд. дом МИСиС, 2015. - 392 с.
10. Белов, В. Д. Обеспечение качества отливок в машиностроении / В. Д. Белов, В. Б. Деев. - Научные технологии в машиностроении. - 2015. - № 8 (50). - С. 6–11.
11. Добаткин, В. И. Закономерности формирования структуры слитков алюминиевых сплавов при непрерывном литье с ультразвуковой обработкой

- кристаллизующегося расплава / В.И. Добаткин, Г.И. Эскин, С.И. Боровикова, Ю.Г. Гольдер. - Обработка легких и жаропрочных сплавов. - М.: Наука. -1976. - 151-162 с.
12. Добаткин, В. И. Недендритная структура в слитках легких сплавов / В.И. Добаткин, Г.И. Эскин. - Цветные металлы. - 1991. — №12. - 64-67 с.
13. Эскин, Г.И. Влияние структуры заготовки на качество штампованных полуфабрикатов из высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu-Zr / Г.И. Эскин, С.И. Боровикова. - МиТОМ. - 1993. - №6. - С. 18-20.
14. Эскин, Г.И. Применение ультразвуковой обработки при кристаллизации крупногабаритных слитков высокопрочных алюминиевых сплавов / Г.И. Эскин, Силаев П.Н. - Процессы обработки легких и жаропрочных сплавов. — М.: Наука. -1981. -С. 118-122.
15. Эскин, Г.И. Ультразвуковая обработка расплавленного алюминия / Г.И. Эскин. - М.: Metallurgia. - 1988. - 232 с.
16. Эскин, Г. И. Применение мощного ультразвука в металлургии легких сплавов / Г.И. Эскин. - Цветные металлы. - №9. - 2008. - С. 68-79.
17. Мальцев, М.В. Механизм модифицирования первичного зерна в алюминии и его сплавов / М.В. Мальцев. - Юбилейный сборник трудов МИЦМиЗ. - М.: Metallurgizdat. - 1955. - № 25. - С. 331-337.
18. Бондарев, Б.И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов / Б.И. Бондарев, В.И. Напалков, В.И. Тарарышкин. - М.: Metallurgia. -1979. – С. 224.
19. Напалков В.И. Непрерывное литье алюминиевых сплавов / В.И. Напалков, Г.В. Черепок, С.В. Махов, Ю.М. Черновол. — М.: Интернет «Инжиниринг». - 2005. – С. 512.
20. Cibula, A. The Mechanism of Grain Refinement of Sand Castings in Aluminium Alloys / A. Cibula. - J. Inst. Metals. - 1949. - V.76. - № 4. - P. 321-360.
21. Cibula, A. The Grain Refinement of Aluminium Alloys Castings by Addition of Titanium and Boron / A. Cibula. - J. Inst. Metals. - 1951/52. - V.80. - P. 1-16.

22. Cibula, A. The Grain Refinement of Aluminium Alloys / A. Cibula. - Foundry Trade J. - 1952. - V.93. - P. 695-703.
23. Мальцев, М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов / М.В. Мальцев. - М. Металлургия. - 1964. - С. 213.
24. Lennart, B. The Relative Importance of Nucleation and Growth Mechanisms to Control Grain Size in Various Aluminum Alloys / B. Lennart. M. Johnsson. - Light Metals. - 1996. - P. 679-685.
25. Kearns, M.A. Effects of Solute Interactions on Grain Refinement of Commercial Aluminium Alloys / M.A. Kearns, P.S. Cooper. - Light Metals. - 1997. - TMS. - 1997. - P. 655-661.
26. Flemings, M. Solidification Processing / M. Flemings. - McGraw-Hill. — 1974. - P. 59.
27. Schloz, J.D. Fundamentals of Grain Refining Aluminum Alloys / J.D. Schloz. - Light Metal Age. - 2010. -No 8. - P. 30-37.
28. Spittle, J. A. The Influence of Zirconium and Chromium on the Grain Refining Efficiency of Al-Ti-B Inoculants / J.A. Spittle, S. Sadli. - Cast Metals. - V. 7.-No 4.-P. 247-253.
29. Макаров, Г.С. Слитки из алюминиевых сплавов с магнием и кремнием для прессования / Г.С. Макаров. - М.: Интермет Инжиниринг. - 2011. - 528 с.
30. Hardman, A. The Grain Refining Performance of TiC Master Alloys in Various Aluminum Alloy Systems / A. Hardman, Y. David. - Light Metals. 1998. - TMS. - 1998. - P. 983-988.
31. Специальные способы литья. Справочник / под ред. В.А. Ефимова. — М.Машиностроение. - 1991. - 735 с.
32. Гецелев, З.Н. Непрерывное литье в электромагнитный кристаллизатор / З.Н. Гецелев, Г.А. Балахонцев, Ф.И. Квасов и др.- под ред. В.И. Добаткина. — М.: Металлургия. - 1983. - 152 с. 32
33. Фролов, В.Ф. О модифицировании слитков из Al-сплавов серии 1XXX / В.Ф. Фролов, В.Б. Деев, С.В. Беляев, И.В. Костин [и др.]. - Металлургия машиностроения. - 2016. - № 4. - С. 35-37.

34. Колобнев, И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1966. – 394 с.
35. Костин, И.В. Исследование процесса образования мелкозернистой структуры в плоских слитках из алюминиевых сплавов серии 5XXX [Электронный ресурс] / И.В. Костин, 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).
36. Ильин, А.А. Применение математического моделирования для расчета распределения лигатурной составляющей в литейном желобе и при разработке технологии непрерывного литья плоских слитков [Электронный ресурс] / А. А. Ильин, И.В. Костин, 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).
37. Костин, И.В. Устройство для исследования модифицирующей способности лигатур для алюминиевых сплавов. / И.В. Костин. - Сборник материалов международной конференции «Перспектив свободный 2015». - Красноярск, 2015. - С. 32-36.
38. Мамина, Л.И. Модифицирование алюминия технической чистоты комплексом наноструктурированных компонентов. / Л.И. Мамина, А.И. Безруких, И.В. Костин, [и др.]. - Труды 11-го съезда литейщиков России. -2013. - С. 121-125.
39. Костин, И.В. Моделирование процесса распределения лигатуры Al-Ti-B в зависимости от расхода и схемы ввода прутка при литье плоских слитков / И.В. Костин, А.А. Ильин, С.В. Беляев. - Сборник материалов Международной конференции студентов, аспирантов и молодых учёных «Перспектив Свободный - 2016». – Красноярск, 2016. - С. 26-31.
40. Безруких, А.И. Исследование модифицирующей способности опытной лигатуры Al-Ti-B-C в сравнении с Al-Ti-B / А.И. Безруких, С.В. Беляев, И.В. Костин [и др.]. - Сборник материалов Международной конференции студентов, аспирантов и молодых учёных «Перспектив Свободный - 2016». – Красноярск, 2016. - С. 19-23.

41. Колпашников, А. И. Прокатка листов из легких сплавов / А. И. Колпашников. – М.: Металлургия, 1979. – 264 с.
42. Полухин, П.И. Прокатка толстых листов / П. И. Полухин, В. М. Клименко, В. П. Полухин [и др.]. – М.: Металлургия, 1984. – 288 с.
43. Золоторевский, В. С. Механические свойства металлов / В. С. Золоторевский. – М.: Металлургия, 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.: Металлургия, 1989. – 422 с.
46. Рудской, А. И. Теория и технология прокатного производства / А. И. Рудской, В. А. Лунев. – СПб.: Наука, 2008. – 527 с.
47. Беляев, А.И. Металловедение алюминия и его сплавов / А. И. Беляев, О. С. Бочвар, Н. Н. Буйнов [и др.]. – М.: Металлургия, 1983. – 280 с.
48. Третьяков, В. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке металлов давлением / В. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 350 с.
49. Третьяков, А. В. Прокатка тончайшей ленты / А. В. Третьяков. – М.: Metallurgizdat, 1957. – 98 с.
50. Грищенко, Н. А. 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. Standard Test Procedure for Aluminum Alloy Grain Refiners: TP-1. The Aluminum Association Inc. – Washington, DC, 2012.
52. Официальный сайт компании KBM Affilips [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.kbmaffilips.com/aluminium-based/aluminium-titaniumboron/>.
53. Официальный сайт компании Shanghai Ruizheng Chemical Technology Co., Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.richest-group.com/>.
54. Официальный сайт компании Shanxi Province Yangquan Metals & Minerals Imp. & Exp. Co., Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.yqmm.com.cn/>.

55. Официальный сайт компании Yield Chance Enterprise Co., Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.yce-group.com/>.
56. Официальный сайт компании Chengdu Alloy Industry Co. Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.aloi.cn/>.
57. Официальный сайт компании SLM CO LTD [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.alalloys.com/>.
58. Официальный сайт компании HOESCH Metallurgie GmbH [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.hoesch-metallurgie.com/english/alloyingadditives.htm>.
59. Cibula, A. The mechanism of grain refinement of sand castings in aluminium alloys / A. Cibula // J. Inst. Metals. - 1949. - V. 76. - P. 321–360.
60. ГОСТР 53777 - 2010 Лигатуры алюминиевые. - М.: Стандартинформ, 2010. – 12 с.
61. 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.
62. 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.
63. Патент на полезную модель № 166586 U1 Российская Федерация, МПК G01N 33/20, - № 2015151286/15, Устройство для исследования модифицирующей способности лигатур / И.В. Костин, В.Ф. Фролов, А.И. Безруких [и др.]. заявл. 30.11.2015; опубл. 10.12.2016 Бюл. № 34
64. 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.
65. Сидельников, С.Б. 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.
66. Напалков, В.И. Легирование и модифицирование алюминия и магния. / В.И. Напалков, С.В. Махов. - М.: МИСиС, 2002. - 376 с.
67. Фролов, В.Ф. Исследование и совершенствование технологии плавки и литья крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1xxx для фольгопрокатного производства / В.Ф. Фролов // канд. диссертация, г. Красноярск, 2016 г. – 206 с.
68. Easton, M Recent advances in grain refinement of light metals and alloys / M. Easton, M. Qian, A. Prasad. - Current opinion in solid State and Materials Science vol. 20 - 2016 - pp. 13–24.
69. Грир, А Измельчение зерна алюминиевых сплавов путем введения модифицирующих добавок / А. Грир, О. Купер, М. Мередит и др.: Перспективные и конструкционные материалы, 2003 №5 – С. 1-17.
70. Алиева, С.Г. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. / Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др.: 2-е изд., перераб. и доп. - М.: Metallurgy, 1984. - 528 с.
71. Фридляндер, И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы.- М.: Metallurgy, 1979. 208 с.
72. Беляев, А.И. Metallovedenie алюминия и его сплавов: Справ. изд. 2-е изд., перераб. и доп. / Беляев А.И., Бочвар О.С., Буйнов Н.Н. и др. – М.: Metallurgy, 1983. - 280 с.
73. Хэтч, Дж. Алюминий: свойства и физическое материаловедение: Справ. изд. Пер. с англ. / Под. Ред. Хэтча Дж. Е. – М.: Metallurgy, 1989. 422 с.
74. Муратов, В.С. Формирование структуры и свойств цветных сплавов при термоупрочнении / Муратов В.С., Морозова Е.А. М.: Машиностроение. - 2006.- 320 с.
75. Ливанов, В.А. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов. / Справочник под ред. В.А. Ливанова. М.: Машиностроение. - 1974. - 432 с.

76. Телешов, В.В. Структура и свойства крупногабаритных полуфабрикатов из высокопрочных алюминиевых сплавов, используемых в авиастроении / Телешов В.В., Захаров В.В., Копелиович Б.А., Шнейдер Г.Л. - Технология легких сплавов. 1983. - № 6. С. 74 – 92.
77. Алюминий. Металловедение, обработка и применение алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М.: Metallurgia. - 1972. - 663 с.
78. Shanmugasundaram, T. Development of ultrafine grained high strength Al-Cu alloy by cry rolling/ Shanmugasundaram T., Murty B.S., Subramanya Sarma V. Scr. - Mater. 2006. 54. №12, с. 2013-2017.
79. Фридляндер, И.Н. В.С. Сандлер, З.Н. Арчакова. Алюминиевые сплавы. Промышленные алюминиевые сплавы. / Фридляндер И.Н. В.С. Сандлер, З.Н. Арчакова. - М.: Metallurgia, 1984. С.207
80. Фридляндер, И.Н. Свариваемые алюминиевые сплавы / И.Н. Фридляндер, А.П. Федорович, З.Н. Арчакова и др. М.: Metallurgia. 1969. Вып. 6. С. 91 - 94.
81. Абраимов, Н.В. Авиационное материаловедение и технология обработки металлов / Абраимов, Н.В. Елисеев В.С., Крылов В.В. М.: Высш. Школа. - 1998. 444 с.
82. Фридляндер, И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970 - 2000 и 2001 - 2015 гг. / Фридляндер И.Н. - Металловедение и термическая обработка металлов. 2001. - № 1. - С. 5 - 9.
83. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник; в 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. - М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
84. Dix, E.H. Equilibrium Relations to Aluminum-Magnesium Alloys of High Purity / E.H. Dix, W.D. Keith. - Proceedings of AIME, Vol I (No.E27), 1927, p 315-335.
85. Dix, E.H. Equilibrium Relations to Aluminum-Magnesium Alloys of High Purity / Dix, E.H. W.L. Fink, and L.A. Willey. - Transactions of AIME, Vol. II (No.104), 1933, p 335-352.
86. Beck, P.A. Effect of a Dispersed Phase on Grain Growth in Al-Mn Alloys / P.A. Beck, M.L. Holzworth, and P.R. Sperry. - Transactions of AIME, Vol. – 180. - 1949, p 163.

87. Anderson, W.A Influence of Service Temperature on the the Resistence of Wrought Aluminum-Magnesium Alloys to Corrosion / Anderson, W.A M.B. Shumaker. - Corrosion, Vol. 15, 1959. - p 55-62.
88. Coner, J.R. High Temperature Deformation of Aluminum-Magnesium Alloys at High Strain Rates / J.R. Coner, W.J. McG. Tegart. - Jornal of the Institute of Metals, Vol 97, 1969, p 73-76.
89. Brooks, C.L. Aluminum-Magnesium Alloy 5086 and 5456-H116 / Brooks C.L. - Naval Engineers Journal. - Aug 1970. - p 29.
90. Hess, P.D. Effects of Hydrogen on Propeties of Aluminum Alloys / P.D. Hess, G.K. Tumbull. - Paper from Hydrogen in Metals, American Society for Metals. – 1974. - p 277-287.
91. Mondolfo, L.F. Aluminum Alloys – Structure & Properties / L.F. Mondolfo. - Boston: Butterworths. - 1976.
92. Aluminum. Properties and Physical Metallurgy N. Y.: ASM Metals park. - 1984.- 450 p.
93. Колачев, Б.А. Металловедение и термообработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин. - М.: Металлургия, 1972. 480 с.
94. Белов, А.Ф. Алюминиевые сплавы. Производство полуфабрикатов из алюминиевых сплавов [Текст] / Справочное руководство отв. ред.: А.Ф. Белов, Ф.И. Квасов. - М.: Металлургия. - 1971. - 493 с.
95. ГОСТ Р - 50965 Алюминий и сплавы алюминиевые. Метод определения водорода в твердом металле.
96. Постников, Н.С. Коррозионностойкие алюминиевые сплавы / Постников, Н.С. - М.: Металлургия, 1976. - 300 с.
97. Герасимов, В.В. Коррозия алюминия и его сплавов / Герасимов, В.В. - М.: Металлургия. - 1967.- 114 с.
98. Головкин, П.А. Влияние режимов горячей деформации на коррозионные свойства сплавов АМг3 и АМг6 / Головкин, П.А. - Металловедение и термическая обработка металлов, 2005. - № 7. - С .2-5.

99. Голубев, А.И. Анодное окисление алюминиевых сплавов / Голубев, А.И. - М.: Изд-во АН СС СР, 1961. - 297 с.
100. Хенли, В.Ф. Анодное окисление алюминия и его сплавов: Пер. с англ. / Под ред. В.С. Синявского. - М.: Металлургия, 1986. - 152 с.
101. Рабкин, Д.М. Металловедение сварки алюминия и его сплавов / Рабкин Д.М., Лозовская А.В., Склабинская И.Е. - Киев: Наукова думка, 1992.- 160 с.
102. Никифоров, Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов / Никифоров, Г.Д. - М.: Машиностроение. - 1972. - 264 с.
103. Зусин, В. Я. Сварка и наплавка алюминия и его сплавов / В. Я. Зусин, В. А. Серенко. - Мариуполь: Изд-во «Рената». - 2004. - 468 с.
104. Rappaz, M Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes / M. Rappaz, Ch.-A. Gandin. - Acta metallurgica 41. – 1993. – 345 p.
105. Gandin, Ch.-A Three-dimensional probabilistic simulation of solidification grain structures: application to superalloy precision castings / Ch.-A. Gandin, M. Rappaz, R. Tintillier. - Metallurgical transactions 24A. – 1993. – 467 p.
106. Gandin, Ch.-A A coupled finite element - cellular automaton model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes / Ch.-A. Gandin, M. Rappaz. - Acta metallurgica 42 1994. – 46 p.
107. Rappaz, M Process modelling and microstructure / M. Rappaz, Ch.-A. Gandin. - Philosophical transactions of the royal society of London 351. – 1995. – 563 p.
108. Rappaz, M Prediction of grain structures in various solidification processes / M. Rappaz, Ch.-A. Gandin, J.-L. Desbiolles, Ph. Thévoz. - Metallurgical transactions 27A. – 1996. – 695 p.
109. Gandin, Ch.-A Stochastic modelling of solidification grain structures / Ch.-A. Gandin, Ch. Charbon, M. Rappaz. - ISIJ international 35. – 1995. – 651 p.
110. Gandin, Ch.-A Stochastic modeling of dendritic grain structures / Ch.-A. Gandin. - Advanced engineering materials 3. – 2001. - 303-306 p.
111. Guillemot, G A new cellular automaton - finite element coupling scheme for alloy solidification / G. Guillemot, Ch.-A. Gandin, H. Combeau, R. Heringer. - Modelling and simulation in materials science and engineering. – 12. – 2004. - 545-556 p.


112. Guillemot, G Modeling of macrosegregation and solidification grain structures with a coupled cellular automaton - Finite element model / G. Guillemot, Ch.-A. Gandin, H. Combeau. - ISIJ international 46. – 2006. - 880-895 p.
113. ГОСТ 4784-97 «Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые».
114. Напалков, В.И. Непрерывное литье алюминиевых сплавов: справочник / В.И. Напалков, Г.В. Черепок, С.В. Махов, Ю.М. Черновол. – М.: Интермет Инжиниринг, 2005. – 512 с.
115. Химия [Электронный ресурс]/ Режим доступа <http://www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/diagrams.php>
116. Grandfield, J Direct Chill casting of light alloys. Science and Technology / John F. Grandfield, Dmitry G. Eskin, Ian F. - Bainbridge Copyright 2013 by The Minerals Metals & Materials. Society. – 412 p.
117. Чуркин, Б.С. Теория литейных процессов: Учеб. / Под ред. Э.Б. Гофмана. – Екатеринбург. - 2006. – 454 с.
118. Гуляев, Б.Б. Теория литейных процессов. – Л.: Машиностроение, 1976. 215 с.
119. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. – М.: Металлургия. 1979. – 640 с.
120. Елагин, В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
121. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. / Колачев, Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
122. Новиков, И.И. Дендритная ликвация в сплавах / Новиков И.И., Золотаревский В.С. – М.: Наука, 1966. – 156 с.
123. Алиева, С.Г. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. / Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
124. Альтман, М.Б. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: справочник / Альтман М.Б. – М.: Металлургия, 1974. – 432 с.

125. Алюминий. Пер. с англ. Тумановой А.Т., Квасова Ф.И., Фриндландера И.Н. – М.: Металлургия, 1972. – 664 с.
126. Ветюков, М.М. Электрометаллургия алюминия и магния / Ветюков, М.М., Цыплаков А.М., Школьников С.Н. - Учебник для вузов. — М.: Металлургия, 1987. — 320 с.
127. Ливанов, В.А. Труды МАТИ / Ливанов, В.А., Воздвиженский В.М. – М.: Оборонгиз, 1958. – С. 65-68.
128. Добаткин, В. И. Металлографические особенности субдендритной структуры слитков алюминиевых сплавов / В.И. Добаткин, Г.И. Эскин, Л.Б. Бер и др. - Изв. АН СССР. - Металлы. - 1983. - № 2. - С. 130-133.
129. Бочвар, О.С. Структура и свойства сплавов / Бочвар, О.С. - Труды МАТИ. – Вып.30. – М.: Оборонгиз, 1956. - С. 60-73.
130. Комаров, С.Б. Модифицирование структуры слитков алюминиево-литиевых сплавов. - Цветные металлы, 1996. - №9, с. 64-67.
131. Сезоненко, Ю.Д., модифицирование алюминиевые сплавы / Сезоненко, Ю.Д., Сезоненко А.Ю. - «Материаловедение» №7. - 2002 г.
132. Фридляндер, И.Р. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и модернизация цветнолитейных участков: оборудование, материалы и технологии журнал «Металловедение и термическая обработка металлов» №7 2002 г.
133. Сезоненко, А.Ю. Современные лигатуры для литейного производства и металлургии / Сезоненко, А.Ю. - "САС инженерная компания". - 2005 г. – 21 с.
134. Yinglong1, LI Al-Ti-C Grain Refi ner Made by Ultrasonic / Levitation LI Yinglong1, FENG Haikong. - CAO Furong, CHEN Yanbo. - School of Materials and Metallurgy. - Northeastern University. - Shenyang China 2015.
135. Amulya, B Effect of Al–5Ti–1B grain refiner on themicrostructure, mechanical properties and acousticemission characteristics of Al5052 aluminium alloy / Amulya, B, Satyabrata D, Bharat B. -Act Material. – 2016. – p 41.
136. Bunn, A. M. Grain refinement by Al–Ti–B alloys in aluminium melts: a study of the mechanisms of poisoning by zirconium / A. M. Bunn, P. Schumacher, M. A. Kearns, C. B. Boothroyd, and A. L. Greer. - Act Material. – 2016. – p 41.

137. Баландин, В.М. Исследование условий получения и свойств литых композиционных материалов на основе алюминия с добавками углерода и титана / Баландин В.М. Автореферат диссертации на соискание ученой степени к. т. н., Москва, 1992.
138. Гринева, С.И. Алюминий и сплавы на его основе. / Гринева С.И., Коробко В.Н., Кузнецов А.И., Сычев М.М. - Учебное пособие. /СПб, СПбГТИ (ТУ). – 2003. – 22 с.
139. Баженов, В.Е. Влияние фактора ограничения роста q на размер зёрен сплавов алюминидов титана / Баженов В.Е. Всероссийская научная Интернет-конференция с международным участием: материалы конф.- Казань, 28 октября 2014 г.
140. Пронь, Е.Б. Управление структурой и свойствами литых алюминиевых сплавов и разработка технологии их модифицирования мелкокристаллическими добавками. Диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук, СамГТУ, Самара, 1998, 196 с.
141. Nagasivamuni, B. An analytical approach to elucidate the mechanism of grain refinement in calcium added Mg–Al alloys *Materials and minerals*. – Vol. 3 – 2013.
142. Paul, C. Review of the latest developments and best use of grain refiners / Paul C., Allan. - Presented at the 2nd. International Melt Quality Workshop, Prague, Czech Republic, 16-17 th October 2003.
143. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез модифицирующих лигатур и композиционных сплавов в расплаве алюминия с применением флюсов. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Самара – 2006.
144. Кандалова, Е. Г. Разработка технологии получения модифицирующих лигатур Al-Ti, Al-Ti-B на основе процесса СВС. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Самара – 2000г.
145. Schneider, W. Grain refining / W. Schneider, D. Grandier. - *Aluminium*. - 2007. - Part 1. - No 5. - S. 74-79.

146. Рожин, А.В. Совершенствование процессов легирования и модифицирования алюминиевых сплавов. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук Екатеринбург – 2013.
147. Пат. на полезную модель № 166581 U1 Российская Федерация, МПК G01N 33/20 - № 2016145751/15, Установка для исследования модифицирующей способности лигатур / С.В. Беляев, Н.Н. Довженко, С.Б. Сидельников [и др.]. заявл. 14.04.2016; опубл. 10.12.2016 Бюл. № 34.
148. 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, И.В. Костин [и др.]; заявл. 03.03.2015; опубл. 27.09.2015 Бюл. № 27.
149. Мамина, Л. И. Теоретические основы литейного производства: электронный учебно-методический комплекс по дисциплине / Л. И. Мамина, А. И. Булгакова, Т. Р. Гильманшина [и др.]. - Красноярск: ИПК СФУ, 2009 г.
150. Горохов, Ю.В. Анализ энергосиловых условий непрерывного прессования методом Conform / Ю.В. Горохов, И.В. Костин, С.В. Беляев, И.Ю. Губанов [и др.]. - Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – Магнитогорск, 2015. - № 3. - С. 44-51.
151. Bunn, A.M. Моделирование эффективности модификаторов Al-Ti-B в технически чистом алюминии / A.M. Bunn, P. V. Evans, D. J. Bristow, A.L. Greer. - Proc. Conf. 'Light Metals 1998, под редакцией. Barry Welch - Уоррендэйл, Пенсильвания: TMS, 1998.
152. Tronche, A. Проектирование модификаторов для алюминиевых сплавов / A. Tronche, A. L. Greer. - Proc. Conf. 'Light Metals 2000', под редакцией. Ray D. Peterson. - Уоррендэйл, Пенсильвания: TMS, 2000

ПРИЛОЖЕНИЕ А

«УТВЕРЖДАЮ»
 Директор Литейного центра
 ООО «РУСАЛ ИТЦ»

 А.Ю. Сидоров
 2016
 М.П. РУСАЛ

«УТВЕРЖДАЮ»
 Проректор по НИИ
 ФГАОУ ВПО «СФУ»

 Н.Н. Давыденко
 2016
 М.П.


АКТ

опытно-промышленных испытаний по теме «Разработка технических решений по достижению мелкозернистой структуры (100 мкм) 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): Давыденко 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; Беллев 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 достижению мелкозернистой структуры (100 мкм) в плоских слитках» позволили:

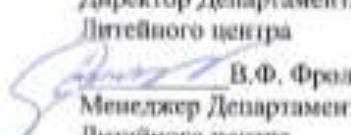


- Разработать технологию и нормативно-технологическую документацию на производство плоских слитков сплавов 5052, 5083 с мелкозернистой структурой до 100 мкм;
- Выпустить квалификационную партию плоских слитков сплавов 5052, 5083 по разработанному технологическому регламенту.

Комиссия считает, что разработанная технология и нормативно-технологическая документация на производство плоских слитков сплавов 5052, 5083 с мелкозернистой структурой до 100 мкм, позволяют производить товарную продукцию в виде плоских слитков сечением 600x1630 мм на ЛА №10 и ЛО №3 ОАО «РУСАЛ Братск», удовлетворяющую требованиям потребителя.





Комиссия предлагает начать промышленное освоение технологии производства плоских слитков сплавов 5052, 5083 с мелкозернистой структурой до 100 мкм в ЛО №3 ОАО «РУСАЛ Братск».

Ожидаемый среднегодовой экономический эффект от внедрения технологии при выпуске продукции до 8 тыс. т/год составит 768 тыс. руб.

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 ВПО «СФУ»:

Директор НИИГ

 Н.Н. Давыденко
 Заведующий кафедрой «Обработка металлов давлением»

 С.Б. Сидельников
 Заведующий кафедрой «Литейное производство»

 С.В. Беллев
 Доцент кафедры «Литейное производство»

 А.И. Безруких

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

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

SIBIRIAN
FEDERAL
UNIVERSITY



СИБИРСКИЙ
ФЕДЕРАЛЬНЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ

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

№ _____
от _____ г.



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., Безруков А.Н., Губанов И.Ю., Горохова Т.Ю., Костин Н.В., Лесня Е.М., Сидельников А.С., Анжети А.Н., 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: Лесня Е.М.
Тел. + 7 983 294 09 03
e-mail: ebsiv@inbox.ru