

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

На правах рукописи



БОГДАНОВА Татьяна Александровна

**РАЗРАБОТКА КОНКУРЕНТОСПОСОБНОЙ  
ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС  
ИЗ СИЛУМИНА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ А7**

05.16.04 – Литейное производство

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

**Научный руководитель:**

Доктор технических наук, профессор  
Довженко Николай Николаевич

Красноярск – 2014

УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ .....	4
ВВЕДЕНИЕ .....	5
1. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС ИЗ СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ .....	10
1.1. Перспективные сплавы для изготовления автомобильных колес методом литья под низким давлением .....	10
1.2. Влияние чистоты расплава на свойства алюминиевых сплавов..... и качество литых колес .....	16
1.3. Современные технологии модифицирования доэвтектических и эвтектических алюминиевых сплавов .....	28
1.4. Выводы по главе и постановка задач исследования .....	37
2. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И МАТЕРИАЛЫ .....	39
2.1. Стадии изготовления колес .....	39
2.2. Методы оценки загрязненности сплава по неметаллическим включениям и водороду .....	42
2.3. Методы оценки структуры и свойств алюминиевых сплавов .....	46
2.4. Методы оценки качества литых колес .....	48
2.5. Моделирование процесса литья автомобильных колес из сплава АК12 .....	52
3. ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И МАРГАНЦА В СПЛАВЕ АК12 НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ А7 НА СВОЙСТВА АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС .....	56
3.1. Анализ влияния технологии рафинирования на качество отливок .....	57
3.2. Анализ влияния содержания железа на уровень механических свойств отливок колес .....	83
3.3. Исследование изменения свойств колеса по отдельным его зонам .....	88
3.4. Исследование свойств сплава АК12 при различном соотношении Fe : Mn .....	91
3.5. Разработка технологии литья легкосплавных колес из сплава АК12 с повышенным содержанием железа .....	98
3.6. Выводы .....	107

4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СПЛАВА АК12 НА ОСНОВЕ ПЕРВИЧНОГО АЛЮМИНИЯ А7 ДЛЯ ЛИТЬЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС .....	110
4.1. Исследование влияния способа введения таблетированного модификатора на свойства алюминиевого сплава АК12 .....	111
4.2. Исследование влияния комплексной обработки расплава на качество автомобильных колес .....	125
4.3. Выводы .....	137
ВЫВОДЫ .....	138
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ .....	140
ПРИЛОЖЕНИЕ 1 .....	152
ПРИЛОЖЕНИЕ 2 .....	153
ПРИЛОЖЕНИЕ 3 .....	154
ПРИЛОЖЕНИЕ 4 .....	155

## УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

$\sigma_B$  – временное сопротивление разрыву, МПа

$\sigma_{0,2}$  – предел текучести условный, МПа

$\delta$  – относительное удлинение, %

ЛНД – литье под низким давлением

Кд – коэффициент пораженности оксидными пленами, %

ЛПД – литье под давлением

НМВ – неметаллические включения

НВ – твердость по Бринеллю

ДТА – дифференциально-термический анализ

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия

УДП – ультрадисперсный порошок



## ВВЕДЕНИЕ<sup>1</sup>

Сплавы на основе алюминия занимают особое положение среди конструкционных материалов. С одной стороны, это связано с возможностью достижения уникального сочетания основных эксплуатационных свойств (прочности, пластичности, коррозионной стойкости и т.д.) с низкой плотностью (в частности, сравнительно со сталью и медными сплавами). С другой стороны, алюминий относится к наиболее распространенным в природе элементам, занимая по содержанию в земной коре третье место (и первое среди металлов, превосходя по этому показателю медь в 800 раз). Уже сейчас он занимает прочное первое место по объему производства и потребления среди всех цветных металлов. Все это говорит о хороших перспективах увеличения его производства и потребления. Однако существует актуальная проблема, связанная с необходимостью значительного снижения себестоимости продукции из алюминиевых сплавов (в виде фасонных отливок, слитков, деформированных полуфабрикатов) при сохранении (а желательно при повышении) основных эксплуатационных и технологических характеристик.

Марочные алюминиевые сплавы, ориентированные на применение в ответственных изделиях, как правило, имеют строгие ограничения по примесям, прежде всего, это относится к железу. Такие строгие ограничения требуют применения алюминия повышенной чистоты, что, во многих случаях, приводит к заведомо высокой себестоимости сплава и, следовательно, стоимости готовых изделий.

На основании анализа литературных данных по состоянию технологий производства автомобильных колес из легких сплавов сформулирована следующая цель работы – совершенствование сквозной технологии приготовления и литья под низким давлением силумина на основе первичного алюминия А7, обеспечивающей стабильность физико-механических и эксплуатационных свойств автомобильных колес.

---

<sup>1</sup> Диссертация выполнена при научной консультации канд. техн. наук, доц. Т.Р. Гильманшиной

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

– предложить и экспериментально обосновать методы оперативного контроля загрязненности литейных сплавов типа силуминов водородом и оксидными пленами;

– выполнить экспериментальные исследования по поиску соотношения железа и элемента-компенсатора (марганца) в силумине на основе алюминия А7, обеспечивающего стабильность физико-механических и эксплуатационных свойств автомобильных колес;

– исследовать с использованием программного комплекса ProCast<sup>®</sup> процесс формирования колес при литье под низким давлением по времени затвердевания и распределению пористости по объёму колеса при различном содержании в силумине железа;

– экспериментально исследовать влияние различных модификаторов и технологий их использования на структуру и свойства силумина на основе алюминия А7;

– провести опытно-промышленное опробование сквозной технологии приготовления и литья под низким давлением колес из силумина на основе первичного алюминия А7.

Для решения поставленных задач были применены методы: индекса плотности, технологической пробы; спектрального анализа; оптической, электронной растровой и просвечивающей микроскопии; контроля уровня механических свойств; ресурсных испытаний автомобильных колес, что обеспечило достоверность полученных результатов, для обработки которых использовались стандартные компьютерные программы.

Научную значимость имеют следующие результаты:

1. Установлены взаимосвязи прогнозирования индекса плотности от содержания водорода и оксидных включений в расплаве для алюминиевых литейных сплавов. Определено граничное значение индекса плотности, обеспечивающее получение качественных отливок колес методом литья под низким давлением из

алюминиевых сплавов. При индексе плотности 8 % пораженность оксидными пленами на макрошлифе составляет от 0,5 до 1,5 %, содержание водорода в сплаве – 0,2–0,25 см<sup>3</sup>/100г.

2. Исследована взаимосвязь между структурой, механическими свойствами, содержанием железа и марганца в силумине, приготовленном на основе первичного алюминия А7, что позволяет прогнозировать высокие механические свойства автомобильных колес. С помощью компьютерного моделирования в программном комплексе ProCast<sup>®</sup> исследованы и установлены рациональные технологические параметры литья автомобильных колес из силумина на основе алюминия А7.

3. Установлено влияние ультрамелкодисперсных модификаторов (таблетированного модификатора на основе карбида кремния и комплексного гранулированного флюса на основе солей калия) на структуру и механических свойства силуминов, предназначенных для литья конкурентоспособных автомобильных колес под низким давлением. Экспериментально обоснован механизм модифицирования силумина таблетированным модификатором на основе ультрамелкодисперсного карбида кремния, что позволило повысить относительное удлинение сплава на 50 %, временное сопротивление разрыву – на 20 % за счет управления морфологией β-фазы.

4. Показано, что комплексный гранулированный флюс на основе солей калия обладает рафинирующим (индекс плотности снижается в 1,3–1,5 раза) и модифицирующим (размер макрозерна уменьшается до 0,7 мм) действиями, что позволяет совмещать эти операции обработки расплава.

Практическую значимость имеют следующие результаты:

1. Реализованы методы оперативного контроля водорода и оксидных плен в производственных условиях – индекс плотности и метод технологической пробы для доэвтектических и эвтектических силуминов, что позволило повысить показатель воспроизводимости процесса приготовления сплава в 2 раза.

2. Разработан сплав типа силумин на основе первичного алюминия А7 для изготовления автомобильных колес, соответствующих требованиям ГОСТ Р

50511-93, методом литья под низким давлением. Установлено, что уровень механических свойств автомобильных колес, изготовленных методом литья под низким давлением из предложенного сплава, на 25 % по пределу текучести условному, на 15 % по временному сопротивлению на разрыв и на 40 % по относительному удлинению выше уровня свойств колес, полученных по серийной технологии, что дает возможность автомобильным колесам конкурировать на мировом рынке.

3. Предложено технологическое решение, обеспечивающее управление морфологией  $\beta$ -фазы в силуминах ультрамелкодисперсным модификатором на основе карбида кремния, позволяющее снизить себестоимость колес за счет использования более дешевых шихтовых материалов (алюминий марки А7 взамен А8, А85).

4. Разработана технология, совмещающая рафинирование и модифицирование силуминов на основе первичного алюминия А7 гранулированным флюсом на основе солей калия, сокращающая время внепечной обработки расплава.

5. Предложенный сплав прошел промышленное освоение при литье колес под низким давлением на ООО «КиК», что позволило снизить затраты на их производство за счет использования первичного алюминия с повышенным содержанием железа. Экономический эффект при этом составил 85,54 дол./1 т годного литья. Уровень механических свойств автомобильных колес, изготовленных из силумина, полученного на основе алюминия А7, соответствует DIN EN 1706, ГОСТ Р 50511-93.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Метод оперативного контроля индекса плотности для оценки загрязненности литейных алюминиевых сплавов водородом и метод технологической пробы для оценки загрязненности литейных алюминиевых сплавов водородом и оксидными пленками.

2. Экспериментальные закономерности, подтверждающие эффективность легирования марганцем силумина на основе алюминия А7.

3. Технологические решения, состоящие в выборе рациональной технологии рафинирования и модифицирования силумина с повышенным содержанием железа.

4. Новые технологии приготовления силумина с повышенным содержанием железа и литья под низким давлением автомобильных колес.

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, библиографического списка, содержащего 102 источника, и 4 приложения. Основной материал изложен на 150 страницах, включая 19 таблиц и 95 рисунков.

Автор работы выражает благодарность за большую помощь в области металловедения канд. техн. наук Меркуловой Галине Александровне, доценту Института цветных металлов и материаловедения ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет».

## **1. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС ИЗ СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ**

В автомобильной промышленности разных стран все шире применяют легкие сплавы для производства автомобильных колес методом литья под низким давлением. Использование алюминиевых сплавов (силуминов) вместо стали обусловлено их высокими физико-механическими и литейными свойствами [1].

Область использования этих сплавов может быть расширена за счет разработок, снижающих экологическую опасность технологических процессов и повышающих уровень их механических и технологических свойств [2].

Благодаря исследованиям отечественных и зарубежных ученых А.В. Курдюмова, М.В. Пикунова, В.М. Чурсина, В.Г. Саньяна, В.И. Никитина, Ри Хосена и многих других созданы научные основы плавки и кристаллизации цветных металлов и сплавов, используемые в работе для обоснования тематики исследования и решения поставленных задач.

### **1.1. Перспективные сплавы для изготовления автомобильных колес методом литья под низким давлением**

В настоящее время автомобильные колеса изготавливают из следующих сплавов:

- сталь, из которой изготавливают недорогие стокковые колеса;
- алюминиевые сплавы, используемые для изготовления легкосплавных колес;
- магниевые сплавы, применяемые, прежде всего, для колес гоночных автомобилей;
- другие сплавы, которые также используются для изготовления легких и прочных колес [3].

Достоинством стальных колес являются их:

- низкая стоимость;
- пластичность, позволяющая стальным колесам при их ударе деформироваться, причем в определенной степени сохраняется геометрия колеса, и есть вероятность, что шина не разгерметизируется;
- возможность восстановления стальных колес после повреждений, стандартное замятие ободьев колес может быть устранено прокаткой.

К недостаткам стальных колес можно отнести низкую коррозионную стойкость стали, поэтому такие колеса приходится защищать специальными покрытиями. По сравнению с колесами, полученными из других металлов, стальные колеса имеют довольно большой вес, уменьшение которого влечет за собой снижение прочностных характеристик всего колеса [4].

Колеса из магния очень легкие и достаточно прочные. Из-за сложности в обработке и реакции на высокие температуры, процесс производства колес из магния требует большого профессионализма и применения первоклассного оборудования. Потому магниевые сплавы используются только при производстве колес для категорий «racing» и «supercar» [3, 5].

В автомобильной промышленности используют сплавы алюминия с кремнием, магнием, марганцем и рядом других элементов. Их достоинством является – малый вес и прочность, они имеют более высокие, чем сталь, теплопроводность, электропроводность и коррозионную стойкость [6].

В работе [5] отмечается, что из алюминиевых сплавов наибольшее распространение получили следующие:

- AlSi7: Сплав из алюминия и кремния, используется при производстве колес OEM и Aftermarket. Этот сплав хорошо переносит термическую обработку и на 20 % лучше выдерживает механические нагрузки, что делает его наиболее популярным и используемым при производстве.
- AlSi10/11: Сплав из алюминия и кремния, наиболее широко используется при производстве колес Aftermarket. Почти не используется при производстве OEM так как по сравнению с AlSi7 хуже поддается термической обработке и менее устойчив к нагрузкам и механическому сопротивлению в целом.

В настоящее время развитие автомобильной индустрии направлено на постепенное уменьшение доли стали за счет освоения высокопрочных конструкционных алюминиевых и магниевых сплавов, а также пеносплавов и композиционных материалов (в том числе многослойных) на основе алюминия и магния в зарубежных автомобилях [7, 8].

Однако, следует учитывать ряд объективных факторов, тормозящих широкое применение алюминиевых сплавов:

- массовый экспорт алюминия и его сплавов за рубеж;
- нехватка конструкторских разработок по замене черных сплавов на алюминиевые сплавы;
- технологические проблемы в достижении требуемых свойств (прочности, жаропрочности, свариваемости и др.) деталей из алюминиевых сплавов.

Особо следует выделить проблему получения алюминиевых сплавов из ломов, так называемых вторичных сплавов.

Выделим некоторые проблемы в технологиях алюминиевого литья на примере ОАО «АвтоВАЗ» (таблица 1.1).

Конечный результат такого неудовлетворительного состояния технологий конструирования отливок, плавки, литья и контроля качества – это получение излишне тяжелых отливок; большие потери металла от брака; невысокий выход годного; получение дорогостоящих отливок и невысокие механические свойства сплавов в деталях.

Для выхода из такого сложного положения требуется инновационное комплексное решение проблемы.

Анализ ситуации в области алюминиевого литья на ООО «КиК (и других автозаводах России) позволяет сформулировать некоторые перспективные направления работ:

1. Выполнение комплекса исследований, направленных на повышение качества чушковых вторичных сплавов на предприятиях-поставщиках. Следует пересмотреть и ужесточить требования к сплавам относительно интервалов (пределов) содержания легирующих элементов и примесей; содержания водорода и неметал-



лических включений; параметров структуры и уровня механических свойств; увеличения доли вторичных сплавов в производстве отливок до 40–60 %; использования явления структурной наследственности; определения оптимальных составов шихты для каждой марки сплава.

Таблица 1.1 – Проблемы в технологиях алюминиевого литья на примере ОАО «АвтоВАЗ» [8]

Проблемы	Получаемый результат
Нестабильность качества шихтовых металлов, состава шихты и отсутствие объективного контроля качества шихтовых материалов	Нестабильность химического состава, качества расплава, вспышки брака отливок, заниженный уровень механических свойств
Применение морально устаревших плавильных печей	Невысокая производительность, излишние потери металла в шлак, микронеоднородное строение расплава
Необоснованное разнообразие реагентов для обработки расплава (рафинирование, модифицирование), отсутствие экспрессных методов оценки качества расплава	Слабые эффекты обработки расплава, загрязнение атмосферы, нестабильность качества расплава и отливок
Применение морально устаревших марок сплавов и способов литья	Низкий уровень прочностных свойств, излишне массивные литниково-питающие системы, заниженные коэффициенты использования металла и выход годного
Крайне ограниченное применение компьютерных программ и технологий проектирования, моделирования и контроля	Повышенный расход металла на питание отливки, нестабильность техпроцесса, увеличение производственного цикла

2. Использование современных способов подготовки шихтовых металлов и качественной обработки расплавов. Особое внимание следует обратить на приоритетные технологии, которые позволяют решать в комплексе многие задачи. Крайне эффективны мелкокристаллические модификаторы, полученные по специальным технологиям из переплавов обрабатываемых сплавов и лигатур. Перспективны физико-механические способы обработки расплавов: ультразвуковая, магнитно-импульсная, температурно-временная, фильтрационная и др.

3. Повышение прочности и уменьшение массы отливок за счет применения более современных специальных способов литья (литье под давлением (ЛПД) с вакуумированием и с подпрессовкой, ЛНД с разными вариантами противодействия, ЛКД, рео- и тиксолитье, вытягивание из расплава) и компьютерных программ (САПР «Отливка», «Полигон», LVM Flow и др.).

4. Организация жесткого и непрерывного контроля структуры и физических, механических и литейных свойств сплавов в жидком и твердом состояниях и качества отливок [8].

Затраты на изготовление отливок могут быть заметно снижены за счет применения при приготовлении сплавов более дешевых шихтовых материалов. Однако в этом случае обязательно тщательное рафинирование расплавов от водорода, металлических примесей и неметаллических включений (НМВ). Конкуренность вторичных сплавов на рынке металла заметно выросла, что обусловлено не только их меньшей стоимостью, но и широким применением при их производстве технологий комплексной переработки исходного сырья и внепечной рафинирующей и модифицирующей обработки расплавов [8, 9].

Следует отметить, что нет стандартных решений по химическому составу вторичных сплавов, которые могли бы по свойствам быть в полной мере аналогами первичных, ранее применяемых на этих заводах. Часто неприемлем и переход на сплавы, заимствованные из стандартов других стран. Простой, легкой замены первичного сплава вторичным, как правило, сделать не удастся. Исследованиями доказано, что сплавы, соответствующие ГОСТ 1583-93 по химическому составу и свойствам, но приготовленные из первичных металлов или отходов (лома, возвра-

та собственного производства, стружки, шлака, сливов, бракованных деталей и отливок) часто существенно различаются по структуре и технологическим свойствам. В связи с этим для адаптации вторичного сплава к конкретным условиям изготовления отливки и требованиям, предъявляемым к ней конструкторской документацией, нужны всесторонние исследования его структуры и свойств [8].

При использовании низкосортной шихты для изготовления деталей автомобилей технологии плавки и литья алюминиевых сплавов должны адаптироваться к конкретным производственным условиям и требованиям, предъявляемым к детали (отливке) конструкторской документацией [10].

Это можно объяснить тем, что использование повышенного количества низкосортной шихты при выплавке алюминиевых литейных сплавов значительно снижает их свойства: способствует насыщению газами, неметаллическими включениями, приводит к неизбежному накоплению нежелательных примесей, в том числе и железа, образующего с компонентами сплавов сложные интерметаллические соединения, которые приводят к снижению пластичности и коррозионной стойкости, ухудшению обработки отливок резанием [11, 12].

В России требования, предъявляемые к колесам из легких сплавов, изложены в ГОСТ Р 50511-93 «Колеса из легких сплавов для пневматических шин». Общие технические требования». В соответствии с этим ГОСТ механические свойства материалов колес должны соответствовать требованиям, приведенным в таблице 1.2.

Как следует из таблицы 1.2, сплав для изготовления литых автомобильных колес должен иметь высокий уровень механических свойств: прочности, пластичности и твердости.

Помимо хороших механических и эксплуатационных свойств сплав должен иметь высокие технологические свойства: хорошую жидкотекучесть, малую склонность к образованию горячих трещин. Сплав должен иметь небольшую усадку, предпочтительнее в виде усадочной пористости [13].

Таблица 1.2 – Механические свойства материалов колес [13]

Вид материала	Механические свойства			
	Временное сопротивление на разрыв, МПа	Предел текучести условный, МПа	Относительное удлинение, %	Твердость по Бринеллю, НВ
Нетермообрабатываемый	160	80	5	45–60
Термообрабатываемый	210	140		75–95

## **1.2. Влияние чистоты расплава на свойства алюминиевых сплавов и качество литых колес**

Рафинирование алюминия и его сплавов – это технологическая операция, без которой, так или иначе, не обходится ни одно литейное предприятие [14, 15].

Это связано, прежде всего, с использованием в шихте повышенного количества низкосортных материалов, т.к. первичные материалы достаточно дороги, а производство в последнее время увеличивается [15].

В настоящее время для удаления из алюминиевых сплавов неметаллических включений применяют следующие методы рафинирования: рафинирование хлористыми солями; продувка нейтральным газом; продувка хлором и фильтрация.

Рафинирование алюминия объединяет процессы дегазации и очистки расплавов от твердых включений. Специфичность взаимодействия отдельных сплавов с газами и оксидами, разнообразие требований к степени чистоты металла, различия в эффективности методов в зависимости от условий применения учитываются при выборе способов очистки или их комбинаций.

Способы рафинирования по воздействию на расплавленный алюминий разделяют на неадсорбционные и адсорбционные.

К неадсорбционным способам относятся отстаивание, вакуумирование, обработка ультразвуком, постоянным током и некоторые другие. При неадсорбционных методах рафинирования оксидные включения и водород удаляют под воздействием, оказываемым на всю массу металла.

К адсорбционным методам относятся фильтрование, обработка флюсами, нейтральными или активными газами или летучими галогенидами. При адсорбционных методах расплав соприкасается с рафинирующим средством, взаимодействующим с оксидными включениями и газами (водородом), и удаляет их из расплава [16].

В работе [17] отмечается, что многочисленные способы рафинирования алюминиевых сплавов, используемые в металлургической практике, можно свести к пяти основным группам, исходя из различий в характеристиках рафинирующих сред.

**Отстаивание.** Очистка расплавов отстаиванием основана на разнице плотностей металла и включений, ввиду чего выдержка расплава без перемешивания способствует всплыванию или осаждению включений [16, 18].

Большая часть неметаллических включений осаждается на дно миксера. Скорость осаждения зависит от газосодержания расплавов: с увеличением газосодержания скорость осаждения уменьшается [18].

Этот метод применяют после замешивания флюса, тугоплавких металлов или лигатур или после интенсивного перемешивания расплава для выравнивания химического состава. Как самостоятельный процесс отстаивание применим в тех случаях, когда включения достаточно удалены друг от друга и размер частиц не слишком мал. Но и в этих случаях процесс идет медленно, требует повышенного расхода топлива и оказывается малоэффективным. Поэтому, как правило, отстаивание применяют в сочетании с обработкой расплава флюсами или продувкой газами [16, 18].

На практике отстаивание применяют, в основном, для очистки расплава от грубых включений. Однако оседание грубых включений может замедляться адсорбированным на их поверхности водородом.

Процесс отстаивания приводит и к некоторой дегазации вследствие переноса водорода, адсорбированного на твердых частицах, в верхние слои ванны (всплывание  $Al_2O_3$ ) или в донные слои (оседание  $Al_2O_3$ ) и перехода растворенного в металле водорода через зеркало расплава в атмосферу печи. Процесс дегазации в этом случае ускоряется, если с зеркала металла счищать оксидную пленку или в случае присутствия в составе сплава компонента, разрушающего сплошность (газопроницаемость) пленки [16].

К недостаткам этого способа относится то, что он проводится на такой стадии технологического процесса, когда не исключается последующее загрязнение расплава при переливе расплава; длительное отстаивание (свыше 60 мин) приводит к укрупнению структуры, росту интерметаллических соединений, а также к потере производительности плавильно-литейных агрегатов [18].

***Вакуумная обработка расплава.*** Процесс дегазации при вакуумировании основан на том, что при понижении общего давления над расплавом выделяется растворенный водород не только через зеркало расплава, но и в его объеме в виде пузырьков [16].

С понижением внешнего давления над расплавом равновесие системы металл–растворенный газ, установившееся во время плавки, смещается в сторону меньших концентраций газа, что создает благоприятные условия не только для диффузии растворенного газа в направлении к свободной поверхности, но и для возникновения и роста газовых пузырьков.

Полнота дегазации зависит от многих факторов: продолжительности вакуумирования, удельной величины свободной поверхности, глубины ванны металла, плотности оксидной пленки на поверхности расплава, его температуры, величины остаточного давления и др. Дегазация тем полнее, чем меньше величина остаточного давления над расплавом и больше время вакуумирования [18].

Таким образом, из алюминиевых сплавов можно достичь удаления некоторых примесей (цинк, магний). При дегазации металла также происходит его частичная очистка от твердых включений. При этом эффект очистки будет тем выше, чем выше исходное газосодержание расплава [16, 18, 20]. В работе [18] отме-

чается, что динамическое вакуумирование – один из наиболее эффективных методов снижения содержания натрия в алюминиевых сплавах.

Представленные в работе [21] данные свидетельствуют, что вакуумно-плазменная обработка расплава позволяет получить прочностные характеристики в деформируемых сплавах на уровне тестированных (металл из чушки) при содержании отходов в шихте до 80 %. При рафинировании металла холодным аргонном в вакууме такие значения свойств достигаются в сплавах из шихты, количество металлоотходов в которой не превышает 50 %.

**Ультразвуковая обработка.** Обработка расплава ультразвуком вызывает в нем кавитацию – разрыв сплошности жидкой фазы с образованием пустот, в которые, как в вакуум, диффундирует растворенный в нем водород. В результате образуется микрополость, заполненная газом. Ультразвук объединяет микропустоты до заметных размеров пузырьков, ускоряя процесс дегазации. Пузырьки, достигая определенной величины, поднимаются к поверхности, и водород выходит за пределы расплава [16, 22, 23].

**Дегазация обработкой расплавов постоянным током.** Этот метод остается пока на стадии экспериментального опробования. Первыми открыли взаимосвязь воздействия на расплав постоянного тока и концентрации в нем растворенного водорода А. Г. Спасский и Д. П. Ловцов. По предложенной ими схеме после прохождения тока через расплав в режиме: сила тока 5 А, напряжение 10 В, плотность тока 0,5–3 А/см<sup>2</sup> в течение 15 мин снижалась его газонасыщенность.

Авторы предположили, что водород находится в металле в виде положительно заряженного иона и сосредотачивается в прикатодном пространстве. Отбираемые экспериментальные пробы подтвердили это. Дегазацию прианодного пространства и, следовательно, всего обрабатываемого постоянным током расплава можно использовать в производственных условиях [16].

**Создание над зеркалом расплава инертной атмосферы.** Алюминиевые сплавы от растворенных газов можно рафинировать созданием над зеркалом расплава инертной атмосферы. При выстраивании такой системы происходит заметная дегазация расплава, длительность процесса определяется скоростью диффу-

зии растворенного в металле водорода к поверхности раздела фаз. Учитывая влияние скорости диффузионного выравнивания концентрации водорода, рекомендуется перемешивать расплав, что ускорит очистку металла от водорода. Однако дегазирующее действие атмосферы уменьшается при увеличении в ее составе концентрации водорода. Понижения парциального давления водорода в атмосфере печи достигают созданием потока рафинирующего газа над поверхностью расплава [16].

**Метод рафинирования продувкой расплава газами.** Дегазация продувкой газами основана на двух процессах:

- 1) диффузии растворенного газа в пузырьки продуваемого,
- 2) адсорбирующего действия продуваемого газа по отношению к неметаллическим включениям и мельчайшим газовым пузырькам.

Диффузии водорода в пузырьки продуваемого газа происходит вследствие разницы парциальных давлений его в металле и пузырьке. Согласно закону Дальтона, переход растворенного газа из металла в пузырек продуваемого газа будет происходить до тех пор, пока парциальные давления не сравняются. Однако такое равновесие наступить не может, т.к. водород, растворенный в металле, находится в атомарном состоянии, а водород, проникший в пузырек, – в молекулярном. Поэтому независимо от длительности пребывания пузырька продуваемого газа в расплаве парциальное давление атомарного водорода в нем будет близким к нулю.

Так как диффузия водорода в алюминиевых расплавах протекает с малой скоростью, а время пребывания пузырьков продуваемого газа в расплаве сравнительно мало, дегазация за счет диффузии идет медленно. Уменьшение газосодержания в начале продувки достигается главным образом вследствие удаления мельчайших пузырьков молекулярного водорода, не всплывших даже при длительном выстаивании. При прохождении через расплав сравнительно крупных пузырьков продуваемого газа мельчайшие пузырьки молекулярного водорода адсорбируются на их поверхности и удаляются в атмосферу. Одновременно удаляются и неметаллические включения, в том числе и те, которые образуют с водо-



родом устойчивые комплексы  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot x\text{H}$ . Для достижения максимальной очистки расплава от неметаллических включений и газа необходимо, чтобы пузырьки продуваемого газа имели малые размеры, равномерно пронизывали весь его объем и медленно поднимались в расплаве. Чем крупнее пузырьки, тем длительное время продувки, необходимое для достижения одинаковой степени очистки [18, 23].

Рекомендуется применять очищенные от кислорода и влаги газы, т.к. эти примеси способствуют образованию оксидной пленки на поверхности пузырьков, что затрудняет диффузионное проникновение в них растворенного в металле водорода, и эффект очистки резко снижается. Даже небольшая примесь кислорода, воды в применяемом инертном газе существенно снижает эффект дегазации сплавов. Поэтому при выборе рафинирующего газа обращают внимание на степень их загрязненности указанными примесями. Содержание примесей в газах, выпускаемых отечественной промышленностью, показано в таблице 1.3 [18].

Таблица 1.3 – Содержание примесей в газе [17, 18]

Газ	O <sub>2</sub> (N <sub>2</sub> ), об. %	Влага, г/м <sup>3</sup>
Азот:		
особой чистоты	0,001	0,005
сорт высший	0,005	0,005
сорт I	0,4	0,070
II	1,0	–
III	3,0	–
Аргон:		
сорт высший	0,000 7 (0,006)	0,007
сорт I	0,002 0 (0,010)	0,010
Хлор	–	0,05

Рафинирующие газы можно разделить на две основные группы: нейтральные и активные. К первой группе относятся газы, не вступающие в химическое взаимодействие с алюминиевым расплавом, ко второй – химически активные при температуре рафинирования газы, образующие с алюминием или компонентами сплава химические соединения. Некоторые физические свойства газов, используемых при рафинировании алюминиевых сплавов, приведены в таблице 1.4.

Таблица 1.4 – Физические свойства рафинирующих газов [17, 18]

Характеристика	Газ			
	He	Ar	N <sub>2</sub>	Cl <sub>2</sub>
Атомный номер	2	18	7	17
Молекулярная масса	4,003	39,948	28,013	70,906
Плотность (t = 0 °С, p = 0,1 МПа), кг/м <sup>3</sup>	0,178	1,784	1,251	3,214
Температура плавления (p = 0,1 МПа), °С	– 272,2	–189,4	–210	–101,6
Температура кипения (p = 0,1 МПа), °С	– 268,9	–185,7	–195,8	–34,05
Плотность жидкости при температуре кипения, кг/м <sup>3</sup>	124,9	1400	810	1560
Количество газа, образующегося при испарении 1 м <sup>3</sup> , м <sup>3</sup>	700,3	784	647,7	492,8

Наиболее широкое распространение из инертных газов в металлургии получил аргон, который недефицитен, сравнительно дешев и может быть получен в любых количествах. Аргон нетоксичен и невзрывоопасен, но он тяжелее воздуха и может накапливаться у пола, в подвалах и приямках слабопрветриваемых помещений, снижая тем самым содержание кислорода [17, 18].

В работе [24] предложен комбинированный способ с использованием двух несмешивающихся жидкостей, имитирующих металл и флюс, установлено, что верхняя жидкость при определенных условиях эмульгируется в нижнюю, более тяжелую.

Рассмотренный метод обработки по сравнению с известной обработкой алюминиевых расплавов смесью инертного (или нейтрального) газа и пылевидного флюса позволяет:

- существенно увеличить межфазную поверхность взаимодействия рафинирующих реагентов с обрабатываемым расплавом, что создает реальные предпосылки повышения эффективности удаления водорода и неметаллических включений из жидкого металла, уменьшения продолжительности рафинирования и снижения расхода газа и флюса при рафинировании;

- упростить устройство для ввода флюса в обрабатываемый расплав, сделав его надежным в эксплуатации.

К группе нейтральных газов относится также и азот, широко распространенный в качестве рафинирующего газа при обработке алюминиевых расплавов. Перед введением в расплав из азота удаляют влагу и кислород. Азот вводят через графитовые или кварцевые трубки, снабженные насадками с диаметром отверстий 1–2 мм под избыточным давлением 0,07–0,15 атм. Длительность продувки колеблется от 5 до 15 мин. Расход азота составляет 0,3–1,0 % от веса сплава [23].

Присутствие магния в сплаве существенно усиливает взаимодействие азота с расплавом, в результате чего наблюдается образование нитрида магния. Исследования показали, что при продувке расплава алюминия азотом при температуре 730–740°C образование нитридов происходит при содержании магния свыше 2 % [17, 18].

При рафинировании расплава инертными газами наибольший эффект дает применение пористых диафрагм. Пористые диафрагмы изготавливают из различных огнеупорных материалов (корунд, графит). Эффект рафинирования при применении пористых диафрагм возрастает вследствие измельчения пузырьков газа и резкого увеличения его количества, вводимого в расплав [23].

Среди активных газов наиболее широкое распространение получил хлор. Эффективность очистки в данном случае возрастает – загрязненность неметаллическими включениями может быть снижена до  $0,05 \text{ мм}^2/\text{см}^2$ , а газосодержание – до  $0,04\text{--}0,08 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  металла. В отличие от азота при рафинировании алюминиевых расплавов хлором образуются субхлориды алюминия, а на конечной стадии – хлористый алюминий и хлористый водород. Эти продукты обладают высокой упругостью пара и находятся в расплаве в парообразном состоянии, в виде мелких пузырьков, которые всплывают значительно медленнее, чем пузырьки хлора. Обработка хлором сопровождается уменьшением поверхностной активности неметаллических включений, приводящей к образованию сыпучих дрессов. Снимаемый шлак почти не содержит королек металла.

Расплавы обычно продувают хлором в герметичных камерах или ковше, имеющем крышку с отводом отходящих газов в вентиляционную систему. Для продувки должен использоваться очищенный хлор. Рафинирование ведут при температуре  $710\text{--}720^\circ\text{C}$  в течение  $10\text{--}12$  мин при избыточном давлении хлора  $0,1\text{--}0,15$  атм. Расход хлора составляет  $0,2\text{--}0,8 \%$  от массы сплава. Применение неосушенного хлора существенно снижает эффект рафинирования [23].

Рафинирование хлором оказывается более эффективным, чем азотом или аргоном. Однако из-за высокой токсичности его применение ограничено. Для уменьшения отрицательного влияния хлора на окружающую среду и обслуживающий персонал, а также для сохранения требуемого уровня очистки сплавов, опробованы инертные газы с примесью хлора в количестве до  $5\text{--}10 \%$ . Такая смесь дает столь же высокий эффект рафинирования, как и чистый хлор, хотя продолжительность процесса очистки несколько увеличивается по сравнению с длительностью обработки расплавов чистым хлором [16].

**Рафинирование флюсами.** Механизм очистки от взвешенных неметаллических включений основан на извлечении их из расплава за счет адсорбции, растворения или химического взаимодействия с расплавленными солями. Эффективность очистки достигается тогда, когда флюсы смачивают неметаллические включения лучше, чем металл. В результате смачивания размер включений уве-

личивается, и они осаждаются или всплывают с большей скоростью, чем до обработки флюсом. Часть включений удаляется также вследствие флотирующего действия пузырьков пара, образующегося в процессе диссоциации составляющих флюса.

Эффективность рафинирования зависит от полноты проработки флюсом всей толщи расплава. При небольших объемах расплава это достигается тщательным перемешиванием во время рафинирования или пропускания струи металла через слой жидких солей во время разливки. В печах же большой емкости достигнуть такой проработки практически невозможно. Поэтому загрязненность слитков алюминиевых сплавов после рафинирования флюсами остается все еще значительной и составляет  $0,15-0,40 \text{ мм}^2/\text{см}^2$  по технологической пробе.

Обработка флюсом сопровождается и дегазацией сплавов. Дегазирующее действие флюса менее эффективно, чем хлора. В производственных условиях этим способом можно довести газосодержание до  $0,2-0,25 \text{ см}^2/100 \text{ г}$  металла.

Для рафинирования алюминиевых сплавов применяют флюсы, представляющие смесь галоидных солей щелочных и щелочно-земельных металлов [19, 23, 25–27].

Лучшей рафинирующей способностью обладают флюсы, в состав которых входят фтористые соли – криолит, плавиковый шпат, фтористый натрий и др. Состав некоторых флюсов приведен в таблице 1.5. Наиболее широкое промышленное применение получил флюс с 23 % криолита.

В настоящее время номенклатура выпускаемых флюсов достаточно велика и выбор препарата будет зависеть от требований к нему. Например, ЧП «САС инженерная компания» для удаления оксидов, дегазации и выведения алюминия из шлака предлагает препарат PROBAT-FLUSS AL 2126. Норма расхода такого препарата составляет  $0,05-0,2 \%$ . Авторы отмечают также, что этот препарат уменьшает потери алюминия при плавке минимум на 1 % [25].

Необходимое условие применения флюсов – тщательная просушка или переплавка их с целью удаления адсорбционной и кристаллизационной влаги [23].

Таблица 1.5 – Состав флюса для рафинирования алюминиевых сплавов [18, 23]

Состав флюса, %						Область применения
KCl	NaCl	Na <sub>3</sub> AlF	MgC <sub>12</sub> ·KCl	CaF <sub>6</sub>	NaF	
47,0	30	23	–	–	–	Для всех алюминиевых сплавов, кроме Al–Mg и Al–Mg–Si; температура рафинирования составляет 700–750 °С
–	–	–	60	40	–	Для Al–Mg и Al–Mg–Si; температура рафинирования составляет 715–770 °С
			80	20		То же
11,5	56,5	7	–	–	25	Для сплавов системы Al–Si, универсальные, рафинирующие и модифицирующие флюсы
10,0	50,0	10			30	То же
–	45,0	15			40	
	25,0				60	

**Рафинирование расплавов хлористыми солями.** Этот вид очистки расплавов основан на их летучести, термической диссоциации и способности вступать в обменные реакции с компонентами сплава.

Для рафинирования алюминиевых сплавов применяют хлористый цинк, хлористый марганец, гексахлорэтан, хлористый бор, четыреххлористый титан и ряд других хлоридов. Ввиду гигроскопичности хлористые соли перед рафинированием сушат или переплавляют. В зависимости от степени загрязненности расплавов количество хлоридов, вводимых для рафинирования, колеблется в пределах 0,05–0,5 % от массы сплава. Введение большего количества ограничивается возможностью загрязнения расплава металлическими примесями [17, 28–31].

Хлористые соли взаимодействуют с алюминием, образуя хлористый алюминий, который кипит при  $180^{\circ}$ , поэтому в расплаве он находится в парообразном состоянии. Взаимодействие хлористого цинка с алюминием происходит по реакции  $3\text{ZnCl}_2 + 2\text{Al} = 2\text{AlCl}_3 + 3\text{Zn}$ .

Пары хлористого алюминия увлекают с собой пузырьки газов. Хлористый цинк должен быть обезвожен, для чего его предварительно расплавляют и отливают в формочку. В плавленном виде соль хранится в сушильном шкафу.

Введение хлористого цинка в расплав производится посредством колокольчика [17].

Преимущества рафинирования алюминиевых сплавов хлористым цинком или хлористым марганцем – простота реализации метода в производственных условиях и невысокая стоимость реактивов.

Недостатки: способ трудно осуществить при необходимости рафинирования больших емкостей, например металла в трехтонных ковшах: восстановленный из хлорида металл переходит в состав алюминиевого расплава, что в некоторых случаях совершенно недопустимо.

Использование гексахлорэтана более приемлемо, так как он малогигроскопичен и при взаимодействии с алюминием не образует элементов, растворяющихся в жидком алюминии. Существенный недостаток – токсичность выделяющихся при этом продуктов взаимодействия.

Применение хлор- и фторсодержащих реагентов для рафинирования сопровождается потерями алюминия в результате образования галогенидов алюминия [16].

**Таблетированные препараты.** В настоящее время НПП «Эвтектика» предлагает таблетированные препараты для рафинирования алюминиевых сплавов. Разработчики отмечают, что предлагаемый ими препарат обеспечивает глубокое объемное рафинирование и измельчение структуры литейных сплавов на основе алюминия. Повышает пластические свойства металла. Расход такого препарата составляет 0,05 % к массе жидкого расплава [32].

**Фильтрация.** Сущность метода состоит в пропускании жидких расплавов через фильтры.

В алюминиевой промышленности для очистки расплава от неметаллических включений используют следующие типы фильтров: фильтры из стеклосетки, из пенокерамики, насыпные и керамические трубчатые [33].

### **1.3. Современные технологии модифицирования доэвтектических и эвтектических алюминиевых сплавов**

В связи с созданием новых сплавов системы алюминий–кремний вновь возрос интерес к проблеме модифицирования структуры силуминов и других алюминиевых литейных сплавов.

Несмотря на почти полувековую историю работ по модифицированию силуминов, до настоящего времени не создано единой теории, которая могла бы объяснить все многообразие явлений и последствий, связанных с осуществлением операции модифицирования [7].

При использовании до- и эвтектических силуминов возникает задача модифицирования как первичных кристаллов  $\alpha_{Al}$ , так и эвтектики.

В настоящее время существуют следующие теории модифицирования силуминов:

- торможение роста зарождающихся кристаллов жидкой фазой (натрий), адсорбирующей на их поверхности; данная теория является приоритетной;
- кристаллизация силумина, которая проходит коллоидальную стадию с очень малым размером частиц твердой фазы. Добавка модификатора устраняет процесс коалесценции (укрупнения) частиц, тем самым обеспечивается получение мелкозернистой структуры [34].

В целом, известно более 40 элементов, оказывающих модифицирующее воздействие на структуру силуминов.



Однако практическое применение получили только такие модификаторы, воздействующие на морфологию эвтектики, как натрий, стронций, добавки щелочных и щелочно-земельных металлов [34–38].

Влияние содержания натрия на возможные формы эвтектического кремния в силумине AlSi11 представлено на рисунках 1.1–1.4.

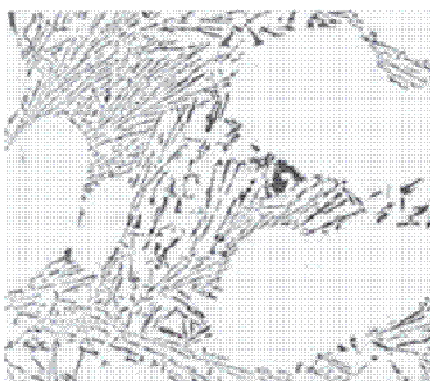


Рисунок 1.1 – Пластинчатая структура эвтектического кремния [39]

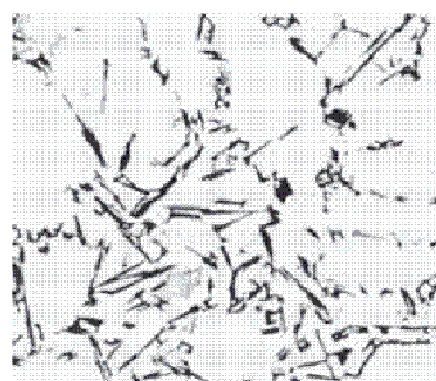
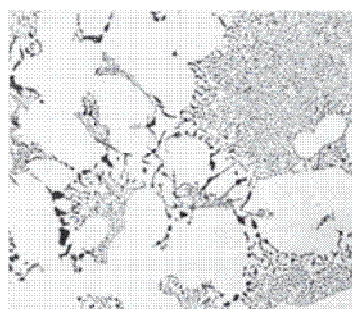
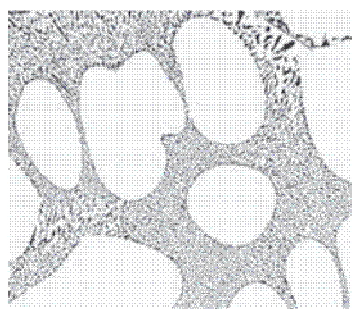


Рисунок 1.2 – Гранулярная структура эвтектического кремния [39]

В литейных сплавах при полном отсутствии фосфора или модифицирующих добавок, например, натрия или стронция, формируется пластинчатый кремния.



*a*



*б*

Рисунок 1.3 – Структура эвтектического кремния: *a* – немодифицированная; *б* – модифицированная [39]

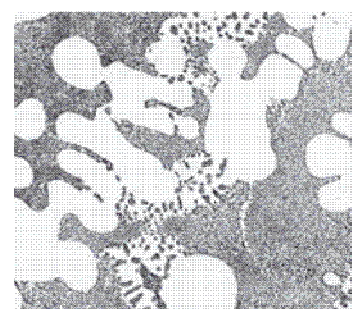


Рисунок 1.4 – «Перемодифицированная» структура [39]

Условия для формирования гранулярной структуры эвтектического кремния возникают при наличии фосфора, но без натрия или стронция. Кристаллы кремния существуют в виде грубых зерен или пластин [39].

Наибольшее распространение получил тройной модифицирующий флюс (состав, %: 40 NaCl, 45 NaF, 15 KCl), который вводят в расплав в количестве 1,5 % от массы шихты при температуре 740–750 °С. Другой способ введения данного флюса заключается в его введении при температуре 725–740 °С после предварительного перегрева расплава до 900–1 000 °С. Этот способ усиливает модифицирующий эффект и повышает механические свойства [19].

В работе [40] было предложено модифицировать силумины путем введения их в солевой расплав на основе эвтектической смеси KCl–NaCl, содержащий NaF в количестве 6–17 мас.% или BaCl<sub>2</sub> в количестве 20–40 мас.%, плавку и выдержку под слоем солей при 787–1 017 °С в течение 1–2 ч, после удаления сплава в солевой расплав добавляют новую порцию твердого силумина, при этом высоту солевого расплава над металлом поддерживают в пределах 2,2–30,0 см, а соотношение металла к расплаву солей берут 1:(0,5–2,5). Способ обеспечивает повышение степени модифицирования сплава и одновременное рафинирование его от оксидных пленок и интерметаллидов.

В работе [40] отмечается, что в силуминах с содержанием кремния более 7 % эвтектический кремний занимает большую часть площади металлографического образца. При содержании кремния от 7 до 13 % тип эвтектической структуры, например, зернистый или модифицированный, значительно влияет на механические свойства материала, в частности, на пластичность или на относительное удлинение. Поэтому, когда при испытании образца необходимо получить более высокое относительное удлинение, алюминиевые сплавы с содержанием кремния от 7 до 13 % подвергают модифицированию путем добавления приблизительно 0,004–0,010 % натрия (40–100 ppm).

Вместе с тем, применение натрия для модифицирования связано с рядом существенных недостатков: увеличение газонасыщения, снижением жидкотекучести, развитием усадочной пористости (из-за повышения коэффициента объем-

ного сжатия при затвердевании), быстрым выгоранием, что требует возобновления модифицирования через каждые 30 мин, потерей модифицирующего эффекта после рафинирования, фильтрации, вакуумирования и др. [19].

В силуминах с содержанием кремния около 11 %, особенно для литья при низком давлении, в качестве долговременного модификатора применяют стронций. Отличие стронция от натрия как модификатора в том, что он значительно меньше выгорает из расплава, чем натрий. Стронций добавляют в количестве 0,014–0,040 % (140–400 ppm). При низких скоростях охлаждения отливок модифицирование стронцием значительно менее эффективно и поэтому оно не рекомендуется к применению, например, при литье в песчаные формы [19, 39].

В работе [41] было установлено, что Sr в количестве 0,02 % изменяет форму фазы эвтектического кремния с крупных пластин и игл в малые, тонко разделенные волокна в литых алюминиевых блоках цилиндров.

Стронций используется в основном в металлической форме сплава, например AlSr10, AlSr5, AlSi13Sr10 т.д. [42–47]. Состав лигатуры и тип его производства имеют решающее влияние на начало и продолжительность эффекта модифицирования. Это явление объясняется временем образования частиц  $Al_4Sr$ , которое зависит от их размера. Влияние размера и формы частиц  $Al_4Sr$  на морфологию эвтектической кремнезема и о начале и продолжительности эффекта модифицирования было изучено в работе [42].

Основным недостатком стронцийсодержащих лигатур является высокая пористость сплавов [47–49].

В работе [50] показано, что при введении стронция из расчета всей массы шихты с отходами в алюминиевый сплав необходимо рафинировать после модифицирования. Если стронций вводят из расчета массы шихты без учета отходов, то сплав можно рафинировать до модифицирования. При введении стронция вместо натрия необходимо учитывать его влияние на усадочные процессы.

В работе [7] было показано, что для повышения механических свойств доэвтектического силумина АК9, содержащего титан, а следовательно и для снижения брака литых колес по вине металла, можно предложить модифицирование

сплава 0,04 % Sr совместно с 0,02 % В. Временное сопротивление разрыву такого сплава составляет 250 МПа, относительное удлинение – 6,3 %.

В работе [51] было предложено осуществлять модифицирование силумина фосфором в количестве 0,07 % от веса силумина, модификатор вводят в расплав в виде лигатуры Cu-10%P, а модифицирование проводят при температуре на 250–300 °С выше температуры ликвидус сплава. Отмечено, что при данном способе модифицирования относительное удлинение образцов возрастает на 5 % при комнатной температуре. Длительность сохранения эффекта модифицирования, определенная по времени снижения относительного удлинения модифицированных образцов до его минимально допустимого значения при модифицировании, составляет 4 мин (ГОСТ 2685-75). Кинетические исследования показали, что в предложенном способе эффект модифицирования сохраняется в течение 65 мин.

В работе [50] отмечается, что при литье под давлением фосфор, как и натрий, обладает существенным недостатком: продолжительные выдержки расплава в раздаточной печи приводят к выгоранию модификатора и потере модифицирующего эффекта.

В работе [19] предложено в качестве модификатора использовать сурьму в количестве до 0,2 %. Модифицирующий эффект при этом не снижается при выдержке до 4 ч, но полностью снижается в присутствии натрия. Модифицирование силуминов сурьмой сопровождается улучшением жидкотекучести, уменьшением усадочной пористости и склонности к образованию трещин. Этот способ модифицирования применяется во Франции.

Однако, как отмечается в работе [47], у сурьмы как модификатора – высокий эффект, но введение легкоплавкого элемента неблагоприятно сказывается на свойствах сплавов при повышенных температурах.

В работе [19] отмечается также возможность и целесообразность модифицирования эвтектики в силуминах кальцием, что, по сравнению с модифицированием натрием, в меньшей степени приводит к образованию усадочных рыхлот. Кроме того, кальций резко усиливает действие натрия.

Известна также возможность модифицирования сложнолегированных силуминов германием. Отмечается, что введение 0,1–0,5 % германия способствует выделению эвтектики в структуре сплавов в ориентированной каркасной форме, что благоприятно сказывается на прочностных характеристиках и герметичности. Кроме того, существенно возрастает жидкотекучесть сплавов, уменьшается зона пористости и измельчается макрозерно [19].

Наиболее эффективными модификаторами  $\alpha_{Al}$  в сплавах на основе алюминия являются переходные металлы (Sc, Ti, Nb, Zr и другие), а также В. Наиболее распространено модифицирование алюминиевых сплавов титаном, который вводят, как правило, в виде лигатуры, реже используют цирконий и бор. Очень хорошие результаты дает совместное модифицирование титаном и бором [19].

В работе [52] показано, что применение мелкокристаллической лигатуры для модифицирования сплава АК9Т целесообразнее, чем использование Cl- и F-содержащего флюса.

Принципиальная возможность применения мелкокристаллического сплава на основе алюминия, содержащего титан и сурьму, в качестве модификатора основных фазовых составляющих структуры алюминиево-кремниевых сплавов приведен в работе [53]. Установлено, что обработка этими модификаторами доэвтектических и эвтектических силуминов в количестве 0,5 % от веса расплава позволяет одновременно диспергировать основные фазовые составляющие отливок от 2 до 20 раз и повысить экологическую безопасность процессов литья. При литье под давлением отливок из силумина АК12 введение таких мелкокристаллических алюминиевых сплавов позволяет снизить брак по газоусадочной пористости в среднем на 14,7 %.

Возможность модифицирования силуминов лигатурами Al–Ti–В и Al–Ti описана в работах [54, 55].

В работе [54] предложено модифицировать силумины лигатурой Al–Ti–В (рисунок 1.5).

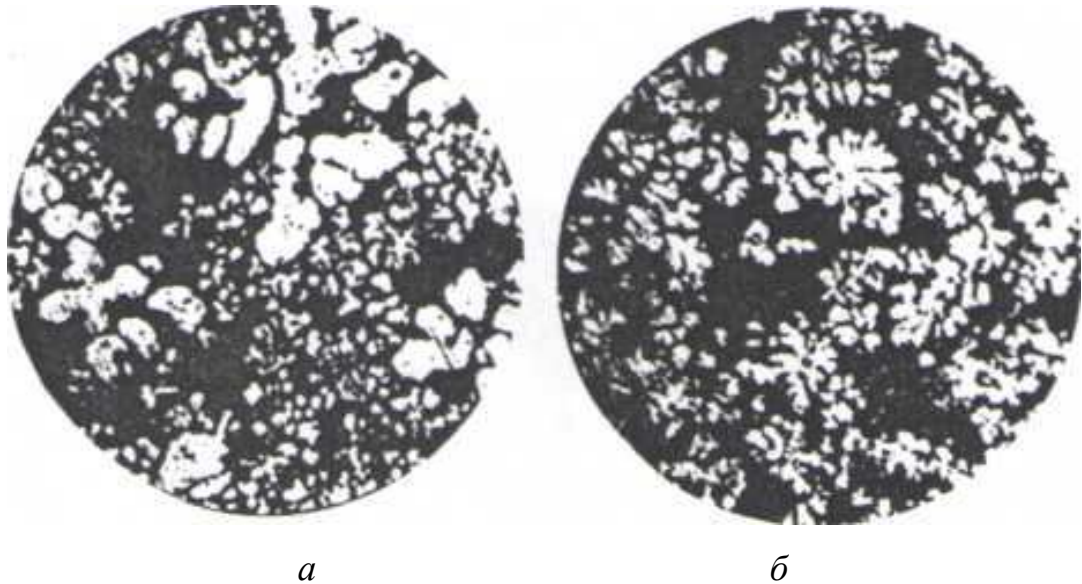


Рисунок 1.5 – Микроструктура опытного сплава [54]:

*a* – немодифицированного, *б* – модифицированного лигатурой Al–Ti–В в расчете на получение в сплаве 0,15 % Ti

В немодифицированном сплаве, прежде всего, обращает на себя внимание характерная для структур, отлитых под давлением сплавов, ярко выраженная разнотерность, которая в образцах опытного сплава при введении лигатуры Al–5%Ti–1%B сведена к минимуму. Степень измельчения зерна первичных кристаллов твердого раствора составила от 0,09–0,18 до 0,06 мкм, то есть достигнуто измельчение в 1,5–3 раза. Строение дендритов стало дисперснее – толщина вторичных ветвей дендритов уменьшилась от 0,026–0,035 до 0,009–0,017 мкм. При этом следует особо отметить более равномерное распределение по сечению образца и очевидную стабилизацию размеров зерен.

Изменение морфологии дендритов также существенно. Дендриты нерегулярной формы исходного сплава в результате модифицирования преобразовались в дендриты с внешними очертаниями, близкими к сферическим. В отливках цилиндр мотопилы «Дружба» обнаружено уменьшение разнотерности, измельчение зерна, лучшая равномерность распределения по сечению стенки отливки, стабилизация размеров зерен выражена также достаточно ясно (рисунок 1.6). Изменение морфологии дендритов после модифицирования в отливке выражено ме-

нее четко. Модифицирование позволило практически полностью устранить пористость в этом сечении, что объясняется положительным действием титана, связывающего водород в гидриды до кристаллизации основной массы сплава [54].

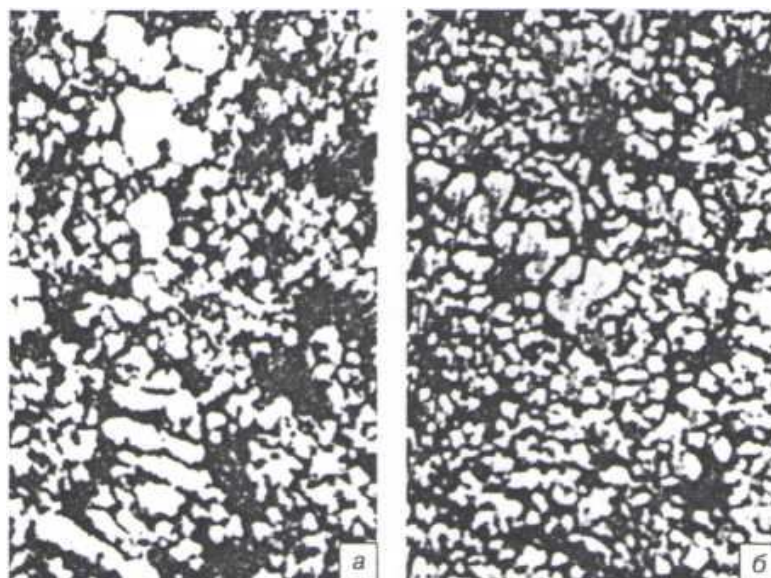


Рисунок 1.6 – Микроструктура опытного сплава в отливке цилиндр мотопилы «Дружба» [54]: *а* – немодифицированного, *б* – модифицированного лигатурой Al–Ti–В в расчете на получение в сплаве 0,15%Ti

В работах [56, 57] предложена технология получения лигатур с переходными металлами, обладающими повышенными модифицирующими и легирующими свойствами.

Сплавы АЛ9 и АЛ5М обрабатывали лигатурами двух типов: стандартной (полученной литьем в кокиль) и опытной (полученной высокоскоростной кристаллизацией перегретого расплава). Составы чушковых (стандартных) лигатур – Al–2,2%Zr и Al–2,5%Ti, опытных – Al–3%Zr и Al–2,5%Ti. Содержание ПМ в Al–Si-сплавах 0–0,27 %. Силумины выплавляли в шахтной печи из стандартных шихтовых материалов, разливали в металлические изложницы. Технология получения отливок включала температурно-временную обработку (ТВО) расплава. Литые заготовки подвергали ступенчатой термообработке – гомогенизации и старению.

Выявлено, что легирование сплава до 0,5 % Zr не влияет на размер макрозерна, а при его увеличении до 0,12 % зерно измельчается вдвое. Дополнительное легирование Ti усиливает эффект модифицирования литой структуры. При суммарной концентрации Ti и Zr появляются избыточные алюминиды сложного состава  $Al_3(Zr, Ti)$ .

Обнаружено, что опытные лигатуры не вызывают измельчения литого зерна, однако положительно влияют на размеры дендритной ячейки и эвтектического Si, а в структуре отливок, несмотря на повышенное суммарное содержание Ti и Zr (0,25 %), отсутствуют избыточные алюминиды.

В работе [58] в качестве модификатора доэвтектического силумина предложено использовать лигатуру 50Zr–50Cu, полученную закалкой из жидкого состояния при скоростях охлаждения 106–107 К/с в виде аморфной ленты толщиной 0,08 мм с прочностью 500 МПа, и показано, что цирконий в составе лигатуры 50Zr–50Cu обеспечивает при расходе лигатуры 0,2 % от массы модифицируемого сплава повышение предела прочности на растяжение сплава АК7М2 на 34 % и относительного удлинения в 2,5 раза по сравнению с немодифицированным сплавом и на 22 % и в 1,4 раза, соответственно, по сравнению со сплавом, модифицированным пластинами толщиной 6 мм.

В последнее время в литературе появляется все больше публикаций, оценивающих возможность модифицирования литейных сплавов ультрадисперсными порошками [59–62]. Это связано с тем, что ультрадисперсные порошки (УДП) обладают высокой поверхностной активностью, способны существенно улучшать микроструктуру сплава, увеличивать когезию частиц порошкового материала. А при образовании мелкозернистой структуры в процессе кристаллизации важное значение, как известно из литературы [63–68], играет концентрация зародышей кристаллизации.

Таким образом, разработка методов модифицирования алюминиевых сплавов является одним из перспективных направлений повышения качества отливок, получаемых методом литья под низким давлением.



#### 1.4. Выводы по главе и постановка задач исследования

Анализ литературных источников показал, что в настоящее время актуальной для автомобильной промышленности является задача создания сквозной технологии изготовления колес, включающей приготовление алюминиевых сплавов для на основе шихты пониженного качества, технологию их литья под низким давлением, покраску с термической сушкой.

Применительно к сплавам типа силуминов, разработка новых способов их рафинирования и модифицирования позволяет существенно повысить их качество и расширить области применения в промышленности.

Целью данной работы является – совершенствование сквозной технологии приготовления и литья под низким давлением силумина на основе первичного алюминия А7, обеспечивающей стабильность физико-механических и эксплуатационных свойств автомобильных колес.

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

- предложить и экспериментально обосновать методы оперативного контроля загрязненности литейных сплавов типа силуминов водородом и оксидными пленками;

- выполнить экспериментальные исследования по поиску соотношения железа и элемента-компенсатора (марганца) в силумине на основе алюминия А7, обеспечивающего стабильность физико-механических и эксплуатационных свойств автомобильных колес;

- исследовать с использованием программного комплекса ProCast<sup>®</sup> процесс формирования колес при литье под низким давлением по времени затвердевания и распределению пористости по объёму колеса при различном содержании в силумине железа;

- экспериментально исследовать влияние различных модификаторов и технологий их использования на структуру и свойства силумина на основе алюминия А7;

– провести опытно-промышленное опробование сквозной технологии приготовления и литья под низким давлением колес из силумина на основе первичного алюминия А7.

## 2. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И МАТЕРИАЛЫ

Основными факторами, определяющими технический уровень автотранспортного средства, являются материалы и конструкции, способные облегчить автомобиль, снизить потребление топлива, повысить экономический и экологический аспекты. Постоянное повышение качества автомобильных колес, отвечающих высоким требованиям потребителей – основная задача, решить которую необходимо дизайнерам, конструкторам и технологам предприятий.

Отечественный и зарубежный опыт металлургии алюминиевых сплавов показывает, что получение качественных сплавов при минимальных затратах на его производство имеет решающее значение в современных условиях рыночной экономики.

Высокие требования к технологии приготовления сплавов и литья колес устанавливают и высокие требования к оперативному контролю качества. Обеспечение требований ГОСТ Р 50511-93 к структуре и уровню механических свойств колес с одной стороны и получение высоких технологических свойств сплава с другой, нуждается в системном и оперативном контроле качества металла.

Новизна представленных конструктивных и технологических решений подтверждена в работе [69–72].

### 2.1. Стадии изготовления колес

Технология изготовления колеса на ООО «КиК» представляет собой замкнутый производственный цикл, начиная с виртуальной подготовки к производству (рисунок 2.1).

Процесс изготовления автомобильных колес начинается с этапа моделирования, на котором осуществляется расчет режима литья, разрабатывается программа для станков участка механической обработки и линии покраски. Программное обеспечение позволяет проводить виртуальные испытания колеса на этапе его

проектирования. При данном испытании можно определить, как колесо себя будет вести при стендовых испытаниях и в реальных условиях эксплуатации. Виртуальные испытания с большой точностью позволяют выявить и устранить на этапе проектирования слабые места конструкции колеса.

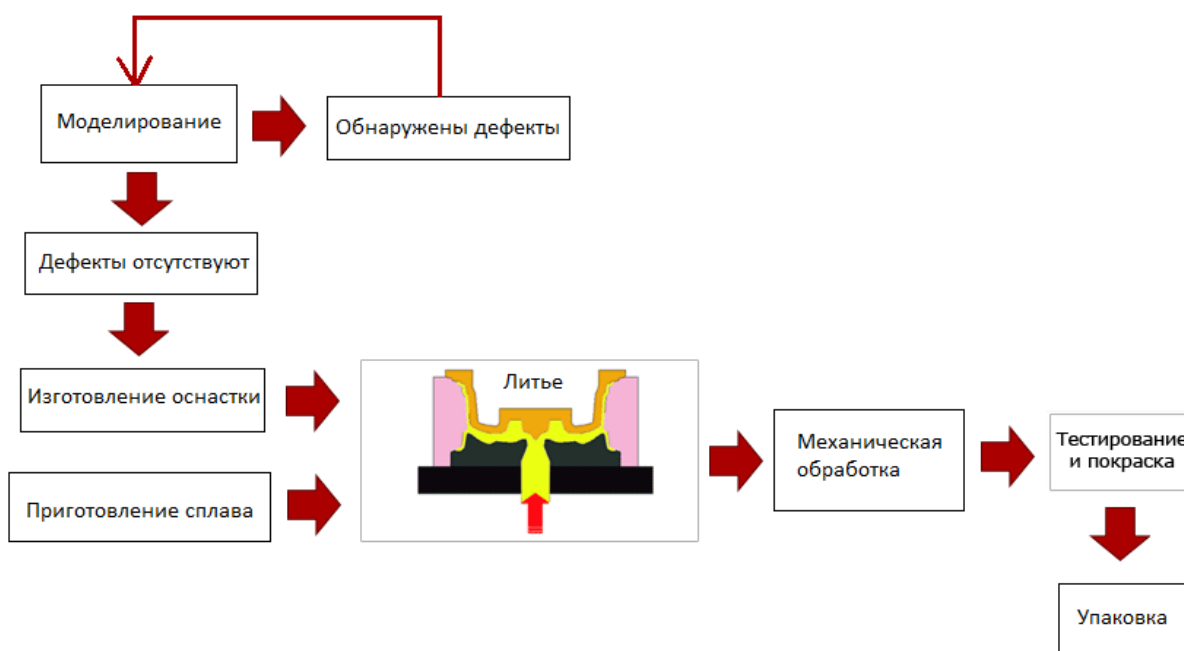


Рисунок 2.1 – Схема технологического процесса

Следующим и одним из главных этапов в процессе создания колеса является изготовление пресс-формы. Производство пресс-формы технологически сложный процесс, требующий наличия специализированного оборудования. Правильность изготовленной пресс-формы определяет качество отливок и готовой продукции. Пресс-форма изготавливается из высоколегированной инструментальной стали, выдерживающей температуру до 800 °С.

Приготовление расплава в лабораторных условиях производили в индукционных плавильных печах ИАТ-2,5. Приготовление сплава для литья легкосплавных колес осуществляется в индукционных тигельных печах фирмы StrikoWestofen.

Литье заготовок выполняется на литейных машинах немецкой фирмы GIMA. Уровень автоматизации литейного оборудования позволяет четко отсле-

живать и поддерживать в нужных рамках параметры процессов литья, обеспечивая их стабильность и направленное затвердевание отливок.

Каждое колесо проходит обязательный стопроцентный рентгеноскопический контроль, осуществляемый на автоматических рентген установках немецкой фирмы Yxlon. Полученные отливки в автоматическом режиме подаются на установку рентгеноскопического контроля.

Готовые отливки проходят механическую обработку и окраску [73].

Исследования и анализ, проводимые в работе, разделили на два этапа (таблица 2.1):

- анализ и исследования сплава на представительных образцах;
- анализ и исследование автомобильных колес, отлитых из опытного сплава.

Таблица 2.1 – Методы, методики и приборы, используемые в работе для анализа качества металла и автомобильных колес

Параметр	Методы, приборы (методики)
<b>Сплав</b>	
Химический состав	Прибор Spectromax (ГОСТ 1583-93)
Содержание водорода в сплаве	Метод индекса плотности, прибор 3vt Прибор ALSPEK H MINI Метод В.И. Добаткина Метод вакуум-нагрева ГОСТ 21132.1-98
Содержание оксидных плен в сплаве	Метод В.И. Добаткина
Параметры ликвидуса	Прибор Thermoanalyse-System TA 110
Дифференциальная термограмма	Прибор STA 469 Юпитер
Жидкотекучесть	Спиральная проба (ГОСТ 16438-70)

Продолжение таблицы 2.1

Параметр	Методы, приборы (методики)
<b>Сплав и автомобильные колеса</b>	
Анализ макроструктуры	Стереомикроскоп Carl Zeiss Stemi 2000-C
Анализ микроструктуры	Инвертированный световой микроскоп OLYMPUS GX51 Растровый электронный микроскоп EVO 50 HVP
	Просвечивающий электронный микроскоп JEM-2100
Механические свойства	Разрывная машина WDW-20 (ГОСТ 1497-84)
<b>Автомобильные колеса</b>	
Определение сопротивления усталости колес при изгибе с вращением	Испытательный стенд MAKRA
Определение сопротивления колеса удару под углом	Испытательный стенд SAMSUN (ГОСТ Р 50511)

## 2.2. Методы оценки загрязненности сплава по неметаллическим включениям и водороду

Содержания водорода *прямым методом* определяли с помощью прибора ALSPEK H Mini и методом вакуум-нагрева.

Прибор ALSPEK H Mini фирмы Foseco позволяет одновременно проводить измерение содержания растворенного водорода и температуры. Замер содержания водорода (мл/100г) осуществляется электрохимическим датчиком, вмонтированным в наконечник зонда.

Для контроля водорода в сплаве методом *вакуум-нагрева* (ГОСТ 21132.1-98) отбирались образцы в кокиль Ренсли. Недостатком этого метода является длительность анализа, поэтому он не может использоваться в качестве экспресс-

метода при оперативной корректировке технологии приготовления сплавов и литья изделий.

К косвенному методу определения содержания водорода относится метод определения *индекса плотности*, который рассчитывали по измерениям плотности образцов, отобранных из одного раздаточного ковша на приборе 3vt (рисунок 2.2). Масса контрольной пробы для анализа составляла 50–60 г расплава АК12. Затвердевание первого образца происходило при разряженном давлении 80 мбар и температуре 200 °С, затвердевание второго образца – при атмосферном давлении на установке 3vt. После охлаждения проб измеряли плотность каждого образца гидростатическим методом с использованием специальных аналитических весов ANDGX600.



Рисунок 2.2 – Прибор 3vt [74]

При подготовке образцов примерно 80 г расплава помещают в тигель с подогревом и кристаллизуют под низким давлением порядка 80 мБар. Время кристаллизации составляло 4 мин. Затем образец охлаждают и измеряют плотность.

Второй образец, примерно такого же веса, кристаллизуют под атмосферным давлением и также определяют плотность. Разность плотности двух образцов указывает на содержание водорода. Чем меньше разница – тем чище расплав. Для качественного литья разница плотностей не должна превышать  $0,08 \text{ г/см}^3$  [74].

Для металлографической оценки загрязненности сплава по неметаллическим включениям и водороду использовали метод технологической пробы (метод В.И. Добаткина). Метод оценки загрязненности оксидными пленами по технологической пробе был разработан В.И. Добаткиным. Однако его исследования были направлены на оценку качества деформируемых сплавов, широко применяемых для изделий ответственного назначения, например в авиастроении. Суть данного метода заключается в оценке структуры изломов осаженных галет, полученных в процессе горячей деформации открытыми бойками образцов, отлитых в специальный кокиль (рисунок 2.3).



Рисунок 2.3 – Кокиль для изготовления технологических проб

Процесс осадки способствует развитию дефектов, а последующий нагрев галет до температуры 450 °С и выдержка при этой температуре в течение двух часов, способствуют фиксации дефектов, а так же более качественному изготовлению изломов. Количественным результатом анализа является расчетный коэффициент пораженности оксидными пленами ( $K_d$ ).

Подготовку кокиля проводили следующим образом. Прогрев кокиля осуществляли первой независимой заливкой. Испытаниям подвергались вторая и последующая отливки, которые механически обрабатывали до необходимого со-



отношения высоты к диаметру ( $H_0 / D_0 \leq 2,5$ ), чтобы избежать потери устойчивости и появления продольного изгиба (рисунок 2.4).

Далее нагретые заготовки высотой 95 мм и диаметром 60 мм, осаживали на гидравлическом прессе фирмы Mario Di Maio с максимальным усилием 80 кН. Время выдержки при нагреве образцов при температуре 450 °С составляло не менее 2 ч.

После осадки заготовок проводили их закалку с температур 530 °С и временем выдержки 2 ч в отпускной электропечи LAC PP20-540.

*a**б*

Рисунок 2.4 – Образцы для технологических проб: *a* – до деформации; *б* – после деформации

На гидравлическом прессе П-6330 усилием 5–15 кН производили излом термически обработанных образцов при помощи клина с углом заострения  $45 \pm 15$  град. Полученные изломы представлены на рисунке 2.5.



Рисунок 2.5 – Изломы технологических проб

После оценки качества слитков по изломам технологической пробы проводили анализ микроструктуры в литом и деформированном состоянии с помощью инвертированного светового микроскопа CarlZeiss AXIO Observer.A1m. Площадь излома, занимаемая оксидными пленами, оценивалась в программе-анализатора AxioVision по результатам расчета отношения площади дефектов  $S_d$  (мм<sup>2</sup>), обнаруженных в изломах технологических проб, к общей площади исследуемого излома  $S_{изл}$  (мм<sup>2</sup>):

$$K_d = S_d / S_{изл}$$

где  $K_d$  – коэффициент пораженности дефектами.

### **2.3. Методы оценки структуры и свойств алюминиевых сплавов**

*Оценка химического состава сплава* проводилась методом спектрального анализа на спектрометре SPECTROMAX германской компании SPECTRO по ГОСТ 11069-2001 и ГОСТ 1583-93.

*Изучение макроструктуры* проводили с помощью стереомикроскопа CarlZeissStemi 2000-C с увеличением 0,65–5 крат.

Подготовку макроструктуры проводили с помощью специального комплекса пробоподготовки, включающий в себя отрезной станок Brilliant, устройство для горячей запрессовки микрообразцов устройство Oral 400 и шлифовальный станок Saphir 520.

*Изучение микроструктуры* проводили с помощью растрового электронного микроскопа EVO 50 HVP (CarlZeiss) с энергодисперсионным анализатором IncaENERGY 350 (Oxfordinstrument). Анализ производился при зондовом токе  $I = 250–264$  пА и напряжением  $U = 20$  кВ. В СЭМ EVO 50 HVP установлена детекторная система, учитывающая вторичные электроны (SE) – топографический контраст, и обратно рассеянные электроны (BSD) – для микроанализа.

При исследовании микроструктуры использовали термогравиметрический анализ для выявления структурных составляющих в эвтектическом сплаве. Термограммы (кривые ДСК-ТГ) снимали на приборе NeitzschSTA 409 Luxx. Держатель ДСК-ТГ Pt-Rh, с Pt/Pt-Rh термопарами (тип S), тигли PanPt-Rh.

**Определение механических и литейных свойств.** Механические свойства (временное сопротивление разрыву ( $\sigma_B$ ), предел текучести условный ( $\sigma_{0,2}$ ), относительное удлинение ( $\delta$ )) экспериментальных сплавов определяли по ГОСТ 1497-93.

Для оценки механических свойств сплава АК12 отливали в кокиль специальные образцы в соответствии с ГОСТ 2685-75. Базовая длина образцов составляла 60 мм при диаметре рабочей части образцов, равной 12 мм. Перед заливкой кокиль прогревался первой порцией залитого металла. Для исследований отбирались второй и последующие образцы. Кокиль окрашивался специальной разделительной краской фирмы Fosoco. Испытания проводили на универсальной разрывной машине WDW-20 при комнатной температуре.

Пробы жидкотекучести были получены с помощью металлической формы (рисунок 2.6, ГОСТ 16438-70); температура формы составляла 100 °С, температура расплава – 710 °С.



Рисунок 2.6 – Металлическая форма для получения проб жидкотекучести металлов

Разделительное покрытие фирмы Fosco наносили на нагретую до 100 °С форму в несколько проходов распылителем, в котором используется сжатый воздух под высоким давлением, что позволяет получить равномерный слой без подтёков (35–40 мкм).

#### **2.4. Методы оценки качества литых колес**

Испытания готовых колес проводили в лаборатории ООО «КиК», аккредитованной Федеральным агентством по техническому регулированию и метрологии в системе сертификации ГОСТ Р рег.№ РОСС RU 0001.22МТ79.

В соответствии с требованиями ГОСТ Р 50511-93 механические свойства контролируют на образцах, вырезанных из наиболее нагруженных частей колеса: центральной части, переходной зоны от диска к ободу, ободка, обеих бортовых краев и других, указанных в конструкторской документации. Схема вырезки образцов показана на рисунке 2.7. Контроль механических свойств колес проводили в соответствии с ГОСТ 1497-93 на универсальной разрывной машине WDW-20 при комнатной температуре.

Макро- и микроструктуру образцов колес исследовали на световом микроскопе OLYMPUS GX51. Микроструктуру также изучали с помощью электронных микроскопов: растрового (Институт цветных металлов и материаловедения ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск) и просвечивающего (г. Уфа).

Исследование фольг проведены в Институте физики перспективных материалов в г. Уфа (с.т.с. М. Ю. Мурашкин) на электронном просвечивающем микроскопе JEM – 2100, ионное утонение выполнено на установке фирмы JEOL ION SLICER марки EM – 0900100IS.

При испытаниях колес на стенде определяли:

– сопротивления усталости колес при изгибе с вращением (Испытательный стенд MAKRA);

– сопротивления колеса удару под углом  $13^\circ$  (Испытательный стенд SAMSUN, ГОСТ Р 50511).

При испытаниях колес на стенде при нагружении изгибом с вращением моделируют эффект боковых сил, действующих на колесо при движении на повороте.

Испытательный стенд состоит из приводного поворотного устройства, обеспечивающего воздействие вращающегося момента на неподвижное колесо, в соответствии с рисунком 2.8.

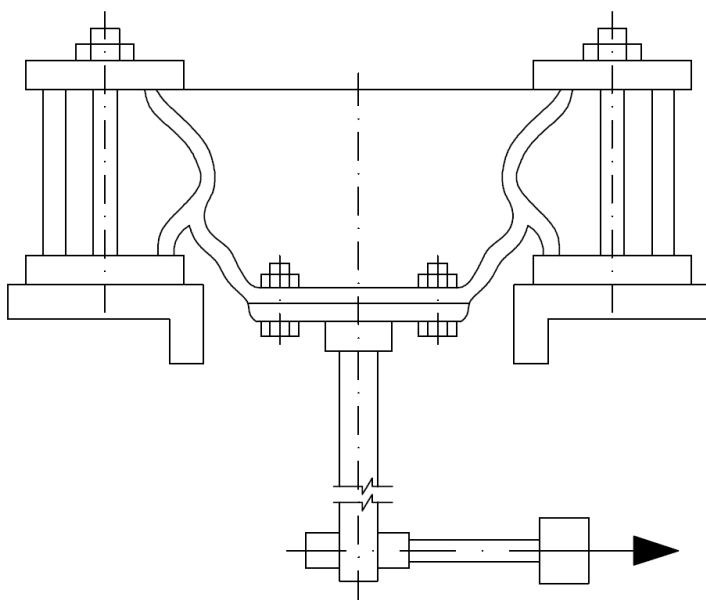
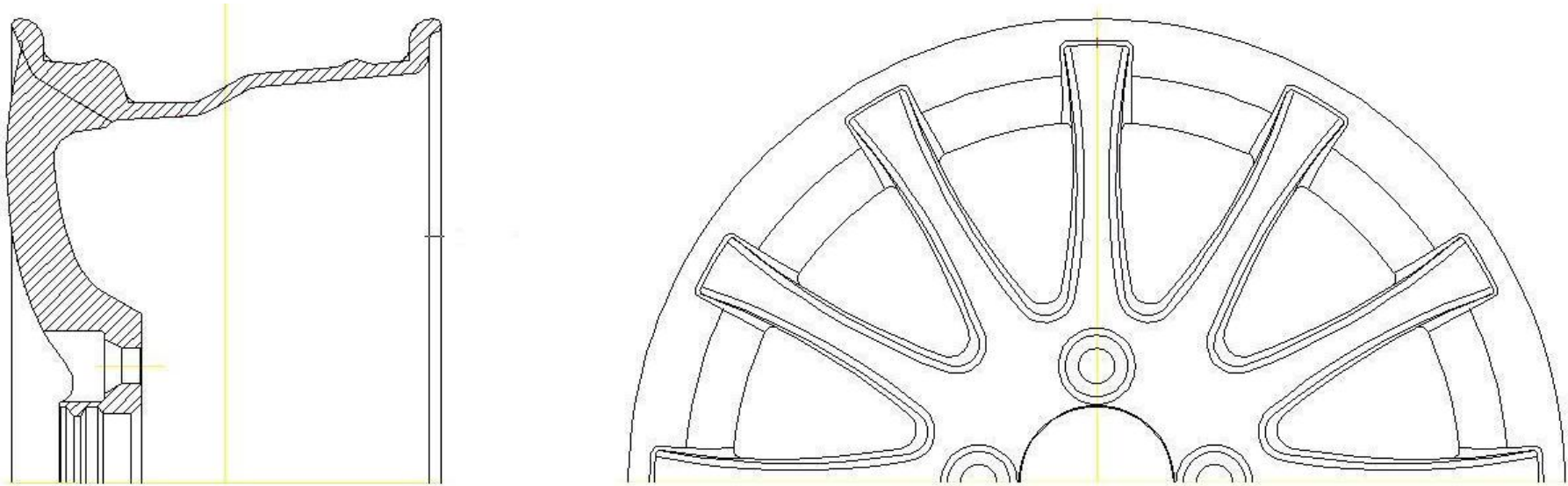


Рисунок 2.8 – Испытательный стенд для оценки стойкости автомобильных колес сопротивлению усталости колес при изгибе с вращением [75]

Бортовая закраина ободьев колес должна быть неподвижно закреплена на фланце испытательного стенда.

Поверхность фланца нагрузочного вала испытательного стенда должна иметь места крепления, соответствующие присоединительным размерам на ступице автомобиля.

Колеса для испытаний должны быть без защитно-декоративного покрытия.



Фигура 1 (размер в мм)	Фигура 2 (размер в мм)	Фигура 3 (размер в мм)
<p>10      80</p> <p>10 ■    ■</p>	<p>&gt; 6,4    50–70</p> <p>■    ■ 25–35</p>	<p>≤ 40    ≥ 45</p> <p>■    ■ ≥ 45</p>

Рисунок 2.7 – Схема резки заготовок образцов для контроля механических свойств и химического состава серийных ко-

Испытания следует проводить по двум ступеням изгибающего момента, указанным в таблице 2.2. На каждой ступени должны быть испытаны два колеса.

Таблица 2.2 – Ступени изгибающего момента [75]

Изгибающий момент при вращении	Минимальное число циклов нагружения
$M_{BI} = 0,5 M_B$	$1,8 \times 10^6$
$M_{BII} = 0,75 M_B$	$2,0 \times 10^5$

Испытательный стенд для изучения сопротивления колеса удару под углом  $13^\circ$  (рисунок 2.9) должен иметь устройство, создающее ударную нагрузку на бортовую закраину обода колеса в сборе с шиной. Колесо во время испытания устанавливают под углом к опорной поверхности стенда.

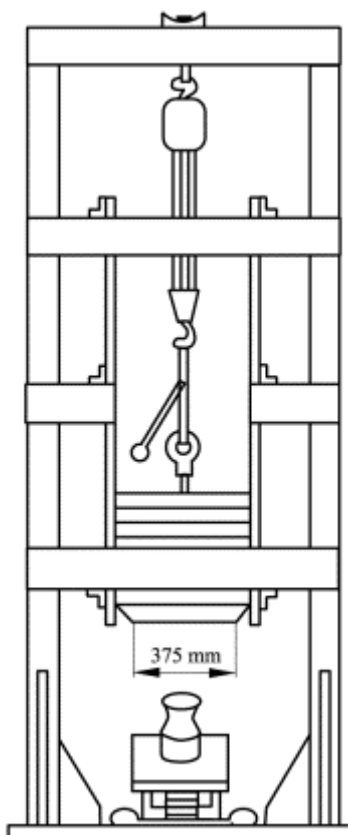


Рисунок 2.9 – Испытательный стенд для изучения сопротивления колеса удару под углом  $13^\circ$  [75]

Угол между осью колеса и вертикальной плоскостью должен составлять  $13\pm 1^\circ$ , минимальные размеры рабочей поверхности ударного элемента –  $125\times 375$  мм [75].

## **2.5. Моделирование процесса литья автомобильных колес из сплава АК12**

Получение заготовок легкосплавного колеса – сложный, дорогостоящий и трудоемкий процесс, поэтому ошибки в технологическом проектировании приводят к большим материальным потерям. Значительно ускорить этот процесс, снизить стоимость подготовки производства и исключить ошибки в техпроцессе можно его моделированием.

Для установления рациональных технологических параметров литья автомобильных колес из силумина на основе алюминия А7 использовали программный комплекс ProCast<sup>®</sup>.

Объемную конечно-элементную сетку (КЭ) создается с использованием сеточного генератора MeshCAST, загрузив в него геометрию модельного блока, через промежуточный формат IGS, сохраненную в CAD – системе Solid Works. Далее строим объемные КЭ – сетки от отливки с ЛПС к опоке с наполнителем, что позволило для ее оптимизации варьировать размер элементов в разных частях отливки. КЭ – сетка модели представлена на рисунке 2.10.

На следующем этапе надо отметить термодинамическую базу ProCAST. С помощью которой возможен расчет теплофизических и механических свойств сплава по его химическому составу. Расчет свойств проводится для сплавов на основе Fe, Al, Cu, Mg, Ni и Ti с использованием основных легирующих компонентов. Получаемые свойства имеют переменное значение в необходимом температурном интервале, что обеспечивает высокую точность расчета. Термодинамическая база данных ProCAST позволяет рассчитать следующие теплофизические свойства: теплопроводность ( $\text{Вт}\cdot\text{К}/\text{м}^2$ ); плотность ( $\text{кг}/\text{м}^3$ ), энтальпию



(кДж/кг), долю твердой фазы в интервале кристаллизации, температуру солидус и ликвидус ( $^{\circ}\text{C}$ ), вязкость расплава от температуры (сП).

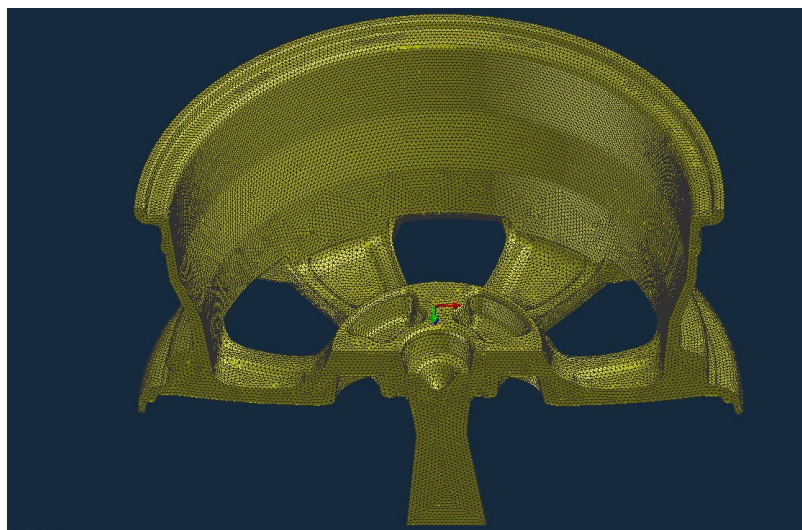


Рисунок 2.10 – Конечная элементная сетка

Свойства материалов пресс-формы и отливки, начальные и граничные условия задаем согласно технологическому процессу в модуле PreCAST в следующем порядке.

1. Генерация свойств сплава АК12 в термодинамической базе (рисунок 2.11).

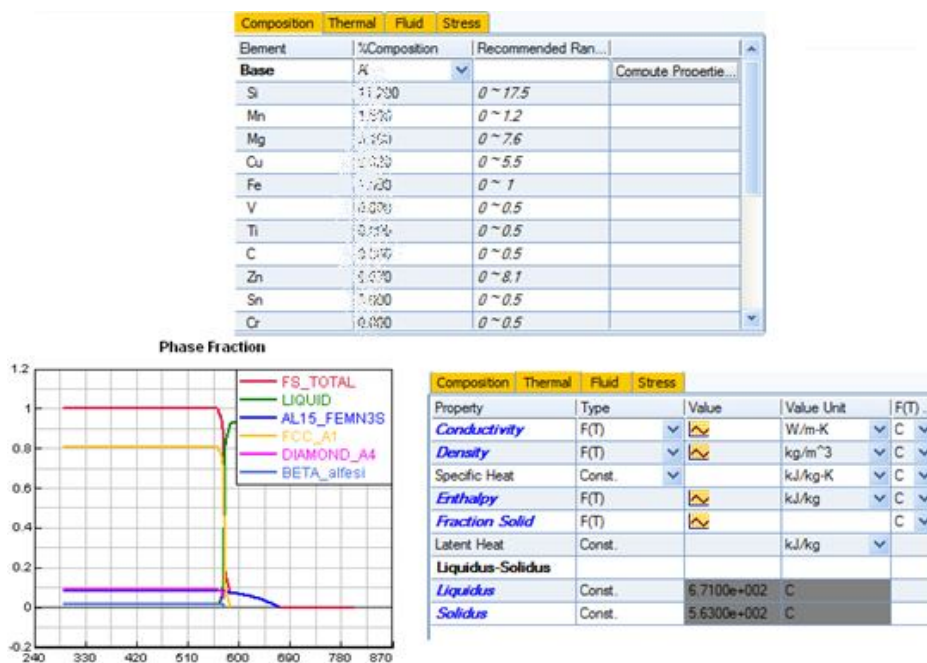


Рисунок 2.11 – Генерация свойств сплава АК12

2. Создание и назначение контактных поверхностей между компонентами (рисунок 2.12).

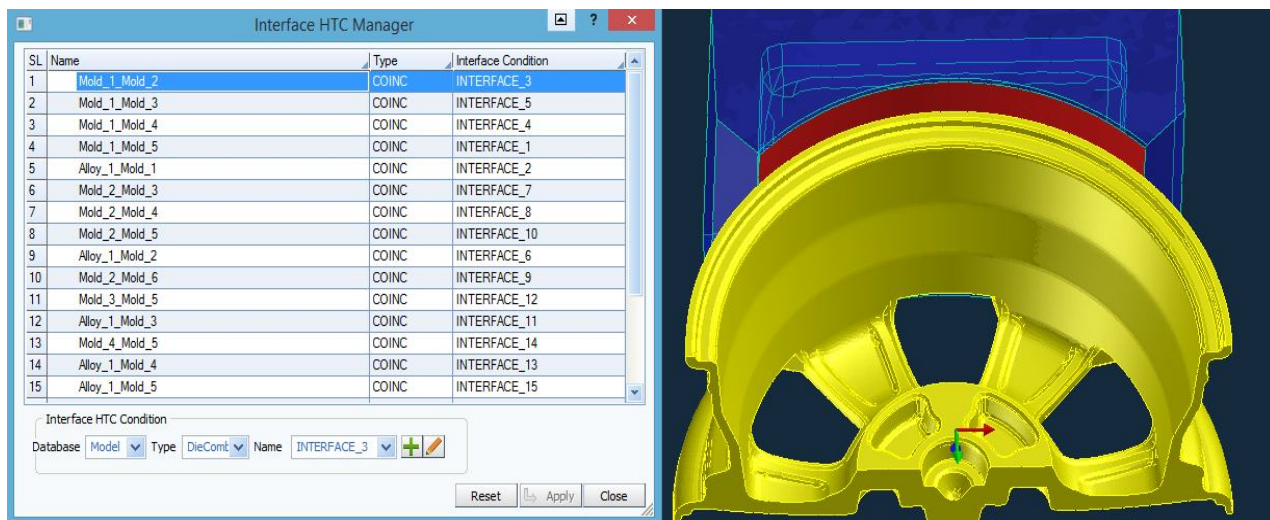


Рисунок 2.12 – Создание и назначение контактных поверхностей между элементами

3. Установление граничные условия (рисунок 2.13);
4. Установление гравитации.
5. Задача константы начальных условий (рисунок 2.14).

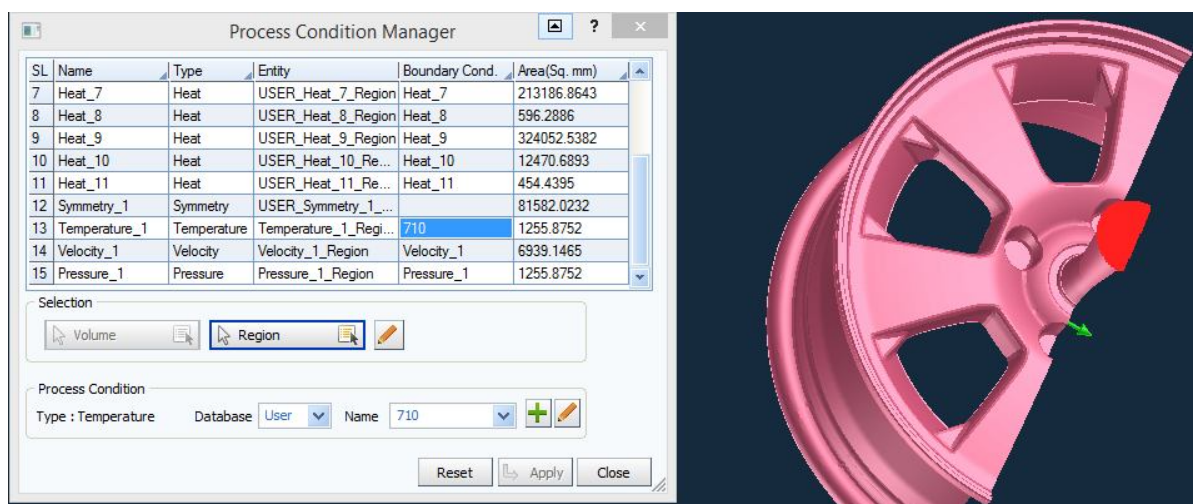


Рисунок 2.13 – Заданные граничные условия (температура заливки 710 °C)

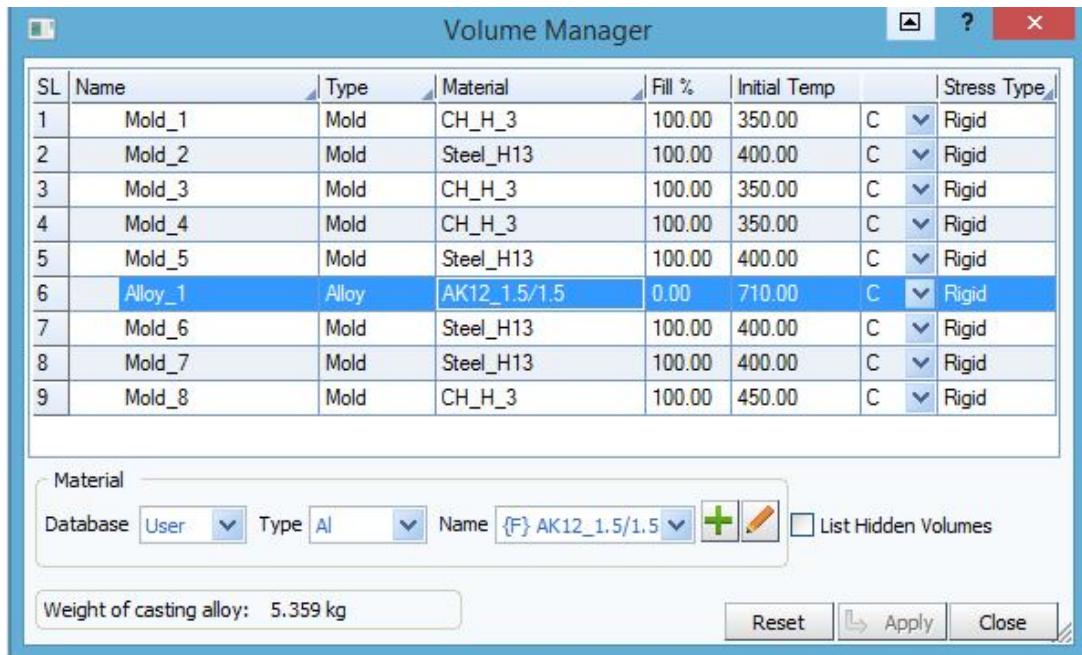


Рисунок 2.14 – Константы начальных условий

#### 6. Установление параметров запуска.

Далее запускается расчет в ProCAST. Следует отметить, что все модули работают одновременно, в одно и то же время происходит расчет гидродинамики – заполнения формы сплавом, кристаллизации и охлаждения отливки.

Просмотреть результаты моделирования отливки можно в постпроцессоре программы ViewCAST. По результатам моделирования сделать выводы.

### 3. ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И МАРГАНЦА В СПЛАВЕ АК12 НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ А7 НА СВОЙСТВА АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС

В современных условиях зависимости промышленности от ситуации на мировом рынке отчетливо видно, что в последние годы идёт сокращение объёмов производства первичного алюминия. Вместе с тем заметно растёт доля выпускаемых алюминиевых сплавов, используемых в различных отраслях промышленности – в частности, литейные сплавы в России в общем объеме производства алюминиевых сплавов составляют порядка 20 % [76].

Перед производителями стоит задача выпуска конкурентоспособной, высококачественной продукции при минимальных затратах на ее изготовление. Это затрагивает и такую область машиностроения, как производство легкосплавных колес автомобильных колес, для которых недопустимо применение относительно дешевых вторичных сплавов из-за высокого содержания в них примесей.

Для изготовления литых автомобильных колес методом литья под низким давлением применяют силумины, сырьем для которых служат первичные шихтовые материалы: алюминий марок А85 и А8, кремний кристаллический, модифицирующие компоненты и т.д.

Использование низкосортной шихты с высоким содержанием железа (например, первичного алюминия марки А7) позволит уменьшить себестоимость литых колес, при этом снижает их механические свойства из-за образования включения фазы Al–Fe–Si игольчатой формы [77].

В работе [77] отмечается, что железистая фаза может формироваться в виде интерметаллидов, имеющих форму игл или интерметаллидов в форме «скелетов» и «иероглифов». По-видимому, в первом случае это  $\beta$ -фаза ( $Al_5FeSi$ ), а во втором –  $\alpha$ -фаза ( $Al_{12}Fe_3Si$ ).

С точки зрения механических свойств силуминов наиболее неблагоприятной является  $\beta$ -фаза. В промышленных условиях используются сложнореги-

рованные заэвтектические силумины, в состав которых входят такие компоненты, как марганец, никель, хром, которые изменяют морфологию железистых фаз и тем самым нейтрализуют их негативное влияние на свойства сплавов.

Широкое применение в последнее время комплексных рафинирующе-модифицирующих препаратов для алюминиевых сплавов позволяет сократить длительность обработки расплавов без снижения их качества.

Решение этого вопроса представляет собой компромисс между необходимостью уменьшить цену сплава и получить требуемый уровень механических и эксплуатационных свойств готовых изделий посредством минимизации вредного влияния железа элементами-компенсаторами, в качестве которых рекомендуется вводить марганец в количестве 50–100 % от содержания в сплаве железа. Добавка марганца с получением особого соотношения Fe : Mn является широко распространенной практикой для улучшения свойств литейных сплавов системы Al–Si и помогает снизить пористость в отливках. Но значения, при которых это происходит, должны быть адаптированы к конкретным производственным условиям и требованиям, предъявляемым к отливкам [78].

Новизна представленных конструктивных и технологических решений подтверждена в работе [79, 80].

### **3.1. Анализ влияния технологии рафинирования на качество отливок**

Сложный профиль сечения отливок колес автомобильных колес предполагает наличие тепловых узлов, являющихся потенциальными зонами образования дефектов газо-усадочного характера (рисунок 3.1).

Основной причиной возникновения пористости в отливках является газонасыщение расплава, поэтому на этом этапе работы исследовали влияние параметров на насыщение расплава газами из окружающей среды. Такими параметрами являются влажность окружающей среды при производстве отливок и температура рафинирования расплава.



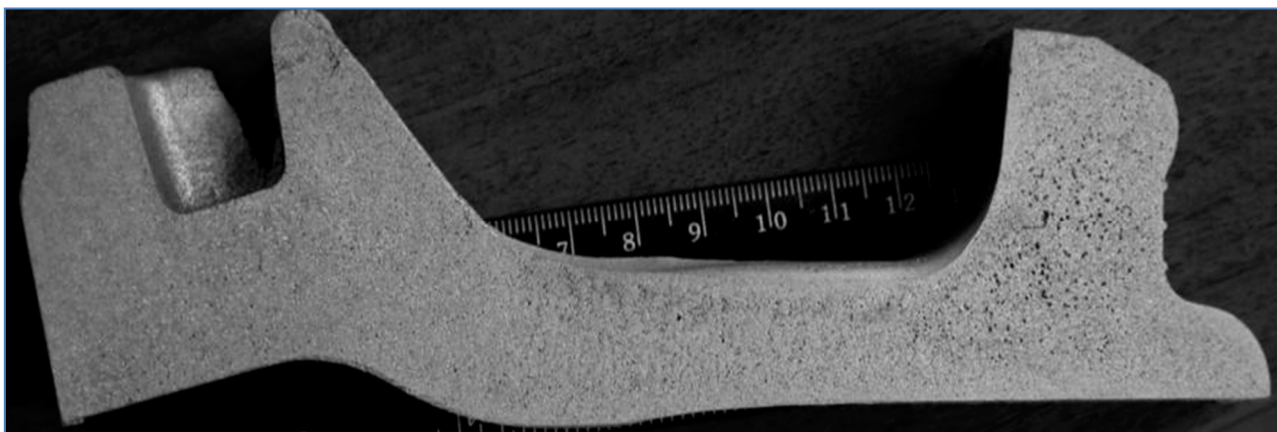


Рисунок 3.1 – Расположение тепловых узлов в отливке «Автомобильное колесо»

Для установления сопоставимости результатов содержания водорода в сплаве методами вакуум-нагрева ГОСТ 21132.1-98 и индекса плотности были отобраны пробы металла в кокиль Ренсли и пробы для замера индекса плотности (рисунок 3.2).

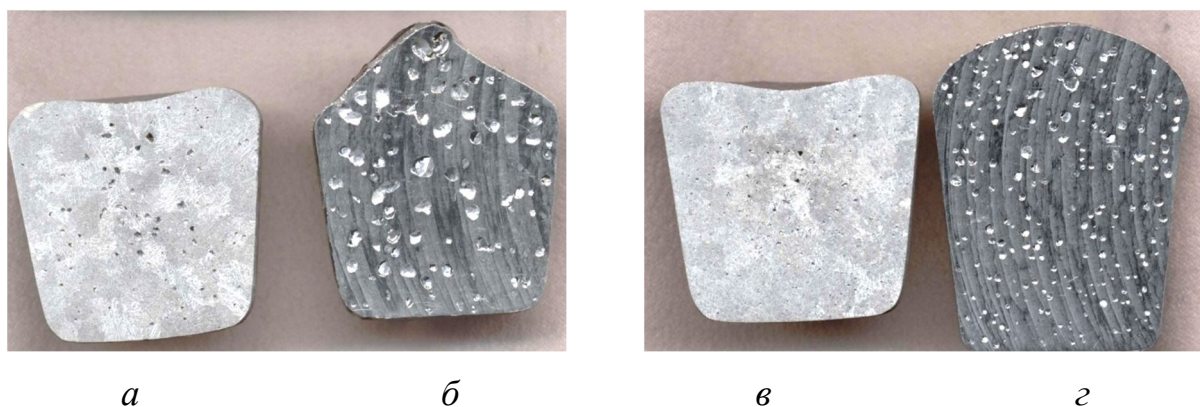


Рисунок 3.2 – Контрольные пробы индекса плотности с результатами плотности, индекса плотности и содержания водорода по ГОСТ 21132.1-98: *а, б* – индекс плотности 14,7 %, содержание водорода по твердой пробе 0,38 см<sup>3</sup>/100 г; *в, г* – индекс плотности 12,4 %, содержание водорода по твердой пробе 0,30 см<sup>3</sup>/100 г. Плотность, г/см<sup>3</sup>: *а* – 2,601; *б* – 2,213; *в* – 2,579; *г* – 2,26

Результат работы представлен на рисунке 3.3.

Разница значений плотности пробы металла, закристаллизованной на

воздухе и под давлением 80 мбар, – ориентировочный показатель содержания водорода в металле.

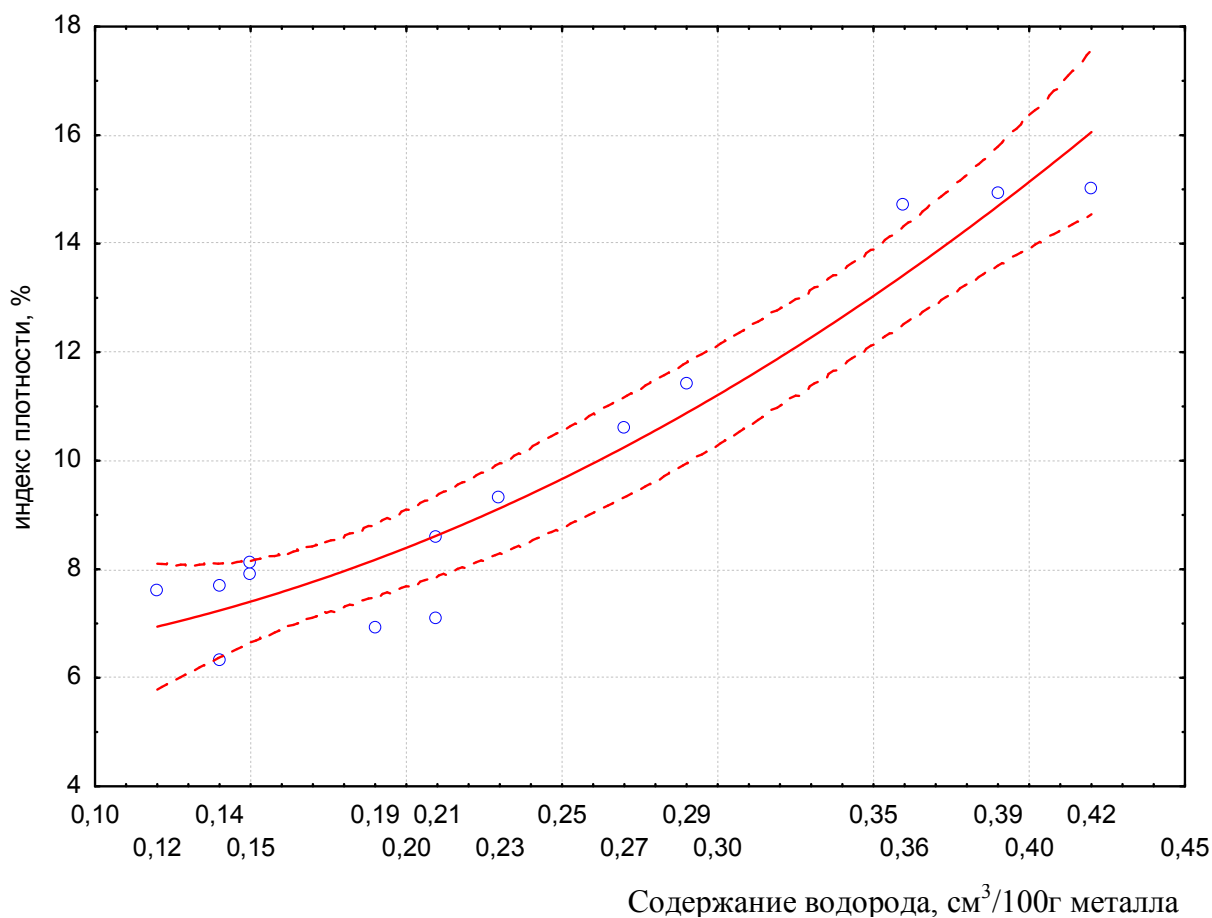


Рисунок 3.3 – Диаграмма рассеяния для значений индекса плотности и содержания водорода

Опытная работа по сходимости результатов анализа содержания водорода показала хорошую воспроизводимость результатов замеров тремя методами: методом индекса плотности, методом вакуум-нагрева ГОСТ 21132.1-98 и портативным прибором Alspek H mini (Foseco) (рисунок 3.4).

Расположение графика индекса плотности выше графиков по твердой пробе и прибором Alspek H mini объясняет, что метод индекса плотности оценивает чистоту металла, включая содержание водорода и оксидных плен.

Оценку загрязненности металла оксидными пленами проводили, используя известный метод зависимости величины зерна и чистоты металла [16]. Ме-

тод заключается в следующем: проба в виде цилиндра диаметром 60 мм и высотой 15 мм отливается в открытую изложницу.

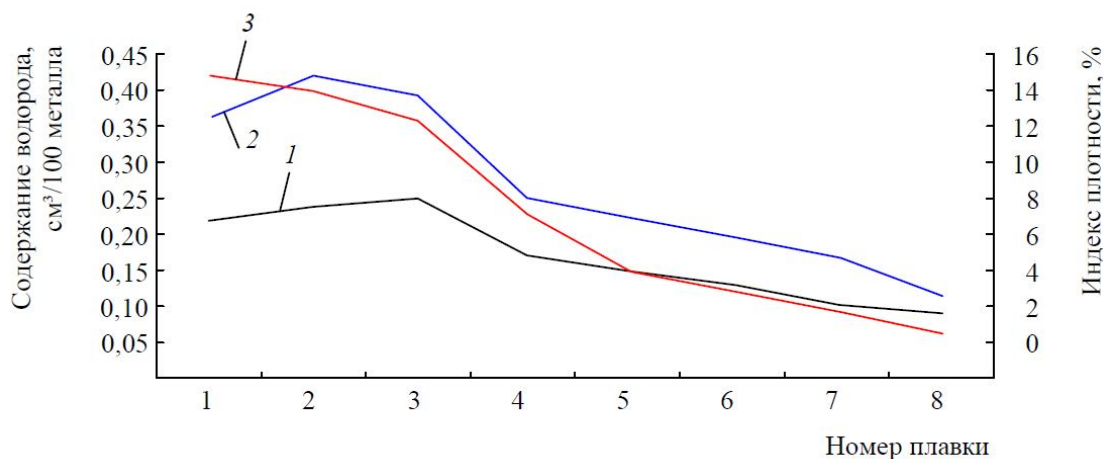


Рисунок 3.4 – Содержания водорода в металле и индекс плотности проб, методом вакуум-нагрева ГОСТ 21132.1-98 и электрохимическим сенсором прибора Alspek H mini

Поверхность пробы протравливают специальными реактивами для выявления макрозерна. Крупнозернистая структура получается на пробах металла, мало загрязненного оксидными включениями. Мелкозернистая структура свидетельствует о большем загрязнении металла оксидами. Эффект объясняется наличием в расплаве взвеси  $Al_2O_3$  различной концентрации, которая в свою очередь, является центрами начала кристаллизации сплава (рисунок 3.5). В настоящее время ведется работа по количественной оценке чистоты металла в отношении неметаллических включений.

Используя метод индекса плотности, было установлено, что при выплавке металла в индукционных тигельных печах превышение температуры расплава над температурой ликвидуса на каждые  $10\text{ }^\circ\text{C}$  приводит к насыщению водородом и изменению индекса плотности (рисунок 3.6).



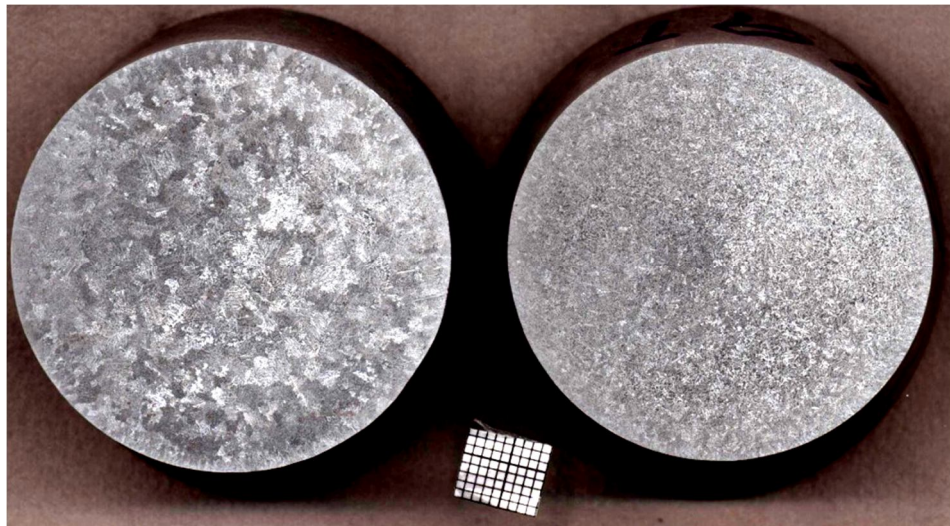
*a**б*

Рисунок 3.5 – Макроструктура проб металла с разными значениями индекса плотности – содержанием водорода и оксидными пленами, %: *a* – 9,1; *б* – 14

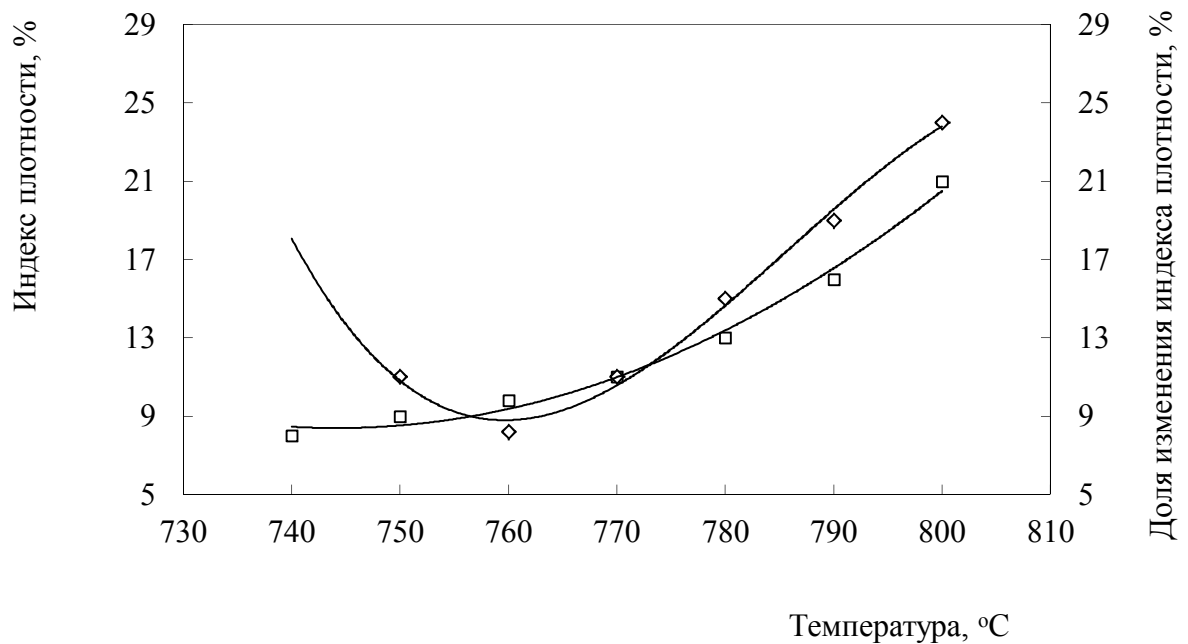


Рисунок 3.6 – Изменение индекса плотности сплава АК12 в зависимости от температуры расплава: 1 (□) – индекс плотности; 2 (◇) – доля изменения индекса плотности

Проведен ряд работ по оценке влияния шихтовых материалов на содержание водорода. Установлено, что изменение доли отходов механической обработки литья от 0 до 100 % приводит к повышению показателя индекса плотности металла в 5 раз – с 3 до 15 % (рисунок 3.7).

Таким образом, представленный опыт компании ООО «КиК» показывает возможность использования метода индекса плотности, как достоверный и эффективный экспресс-метод контроля чистоты расплава в производственных условиях, контроля соблюдения технологических параметров приготовления сплава и стабильности его физического состава.

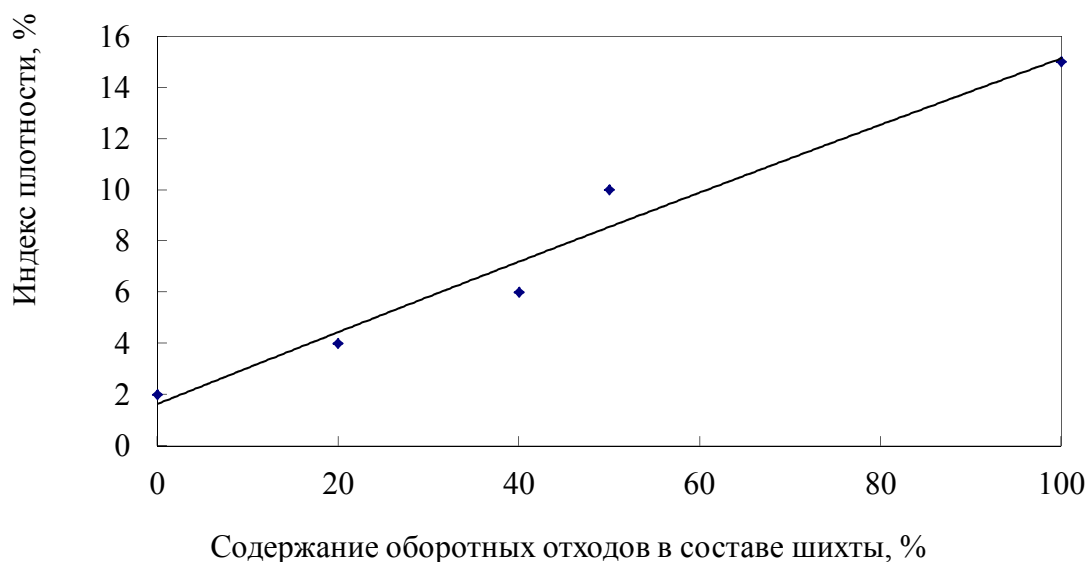


Рисунок 3.7 – Изменение индекса плотности сплава АК12 в зависимости от содержания оборотных отходов и «освежения» в составе шихты (содержания первичных шихтовых материалов – остальное)

Был проведен статистический анализ полученных результатов по влиянию температуры расплава и относительной влажности на индекс плотности (рисунки 3.8, 3.9).

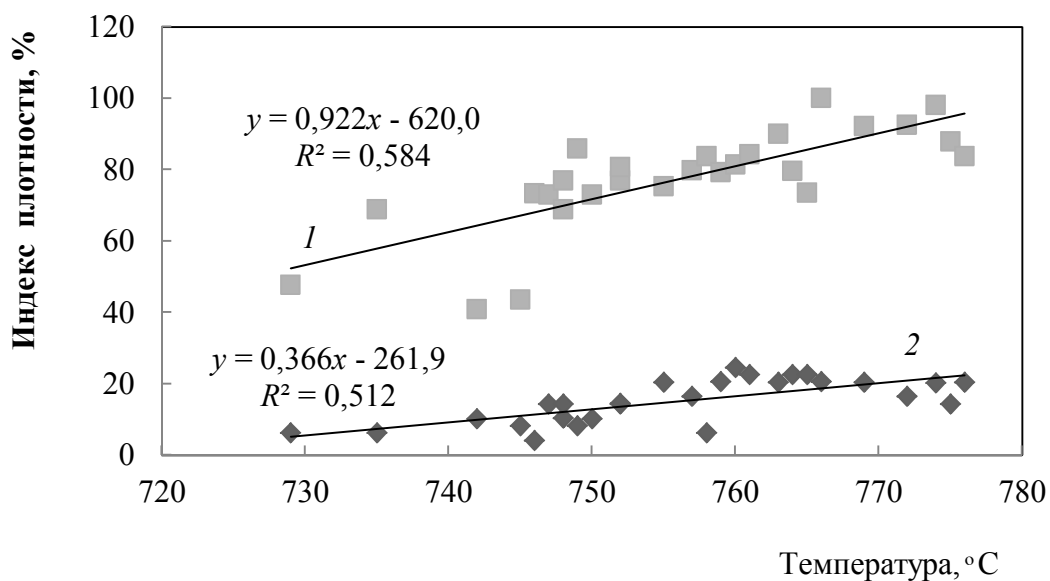


Рисунок 3.8 – Зависимость индекса плотности от температуры расплава:

1 – до рафинирования; 2 – после рафинирования

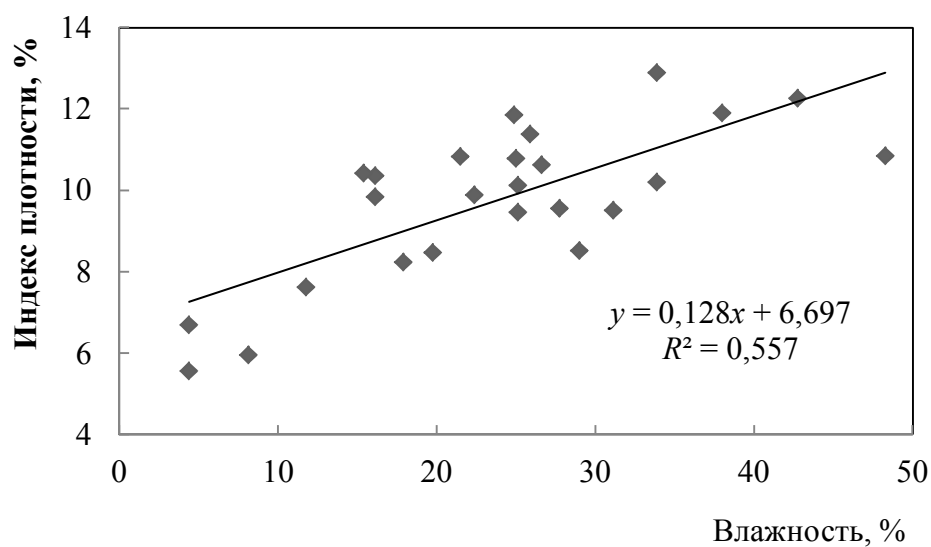
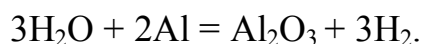


Рисунок 3.9 – Зависимость индекса плотности от влажности окружающей среды

Показания индекса плотности возрастают с повышением температуры расплава и относительной влажности окружающей среды. Увеличение индекса плотности с увеличением температуры объясняется тем, что процесс растворе-

ния газа сопровождается эндотермической реакцией и может описываться для алюминия уравнением растворимости [81].

Рост показаний индекса плотности при повышении влажности окружающей среды связано с тем, что алюминиевый расплав взаимодействует с влагой атмосферы, и протекает реакция



Таким образом, рафинирование расплава АК12 позволяет снизить индекс плотности на 90 %. В исследованном интервале происходит снижение индекса плотности с понижением температур.

Параллельно с отбором проб на индекс плотности осуществляли замеры содержания водорода в расплаве АК12 прямым методом прибором ALSPEK H MINI до и после рафинирования, и проводили статистический анализ полученных данных.

По результатам измерений индекса плотности и содержания водорода в расплаве марки АК12 построена графическая зависимость, представленная на рисунке 3.10.

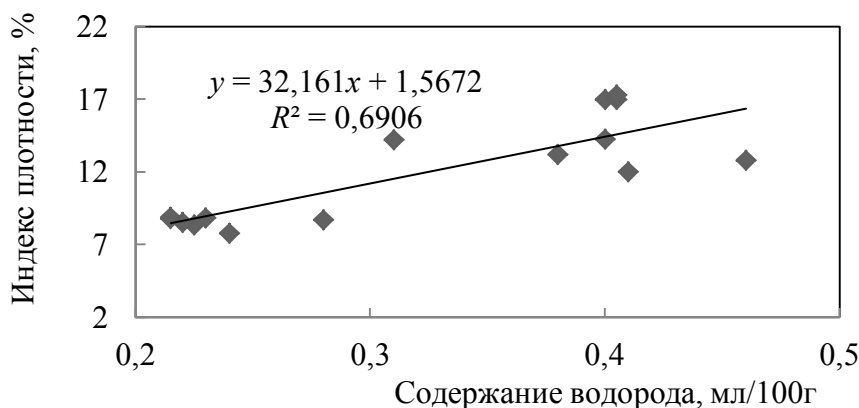


Рисунок 3.10 – Зависимость индекса плотности от содержания водорода

Теоретически корреляционная зависимость индекса плотности и содержания водорода должна стремиться к единице, если они изменяются пропорционально друг другу. Экспериментальные результаты показывают, что коэффи-

коэффициент детерминации  $R^2$  определяет среднюю зависимость между значениями индекса плотности и содержанием водорода. Следовательно, индекс плотности показывает не только изменение содержания водорода, но и загрязненность расплава неметаллическими включениями.

При приготовлении расплава происходит интенсивное газонасыщение водородом, азотом, кислородом, и алюминиевый расплав взаимодействует с кислородом, образуя оксиды  $Al_2O_3$  в виде плен и взвесей, которые являются сильным адсорбентом водорода. Являясь рыхлой, поверхность оксидных плен в значительной степени адсорбирует водород и создает условия для формирования пор при затвердевании образца под низким давлением. Показатель плотности образца, при этом, зависит от количества поглощенного водорода и количества взвесей оксидных плен, попавших в расплав при его приготовлении. Результаты проведенного исследования согласуются с данными, представленными в работе [69], где показана разница фактического содержания водорода и относительного его содержания по индексу плотности. Поэтому индекс плотности является качественным методом оценки загрязненности неметаллическими включениями и водородом.

Таким образом, показания индекса плотности неоднозначно связаны с фактическим содержанием водорода из-за присутствия в расплаве оксидных плен и влияния их количества на его значения.

Анализ результатов стендовых испытаний показал, что основной причиной разрушений колес при динамических нагрузках является присутствие в микроструктуре оксидных плен, на которых происходит зарождение и развитие усталостных трещин. При испытаниях на определение сопротивления усталости колес при изгибе с вращением выявилась тенденция к развитию таких трещин в зоне ступицы (рисунок 3.11).

Вскрытие трещины методом «долота по дефекту» установило наличие усталостной трещины. Фрактографическое изучение структуры излома выявило многоочаговый характер зарождения трещины, причиной появления которых

являются оксидные пленки. Присутствие оксидных плен в зоне очага подтверждено исследованиями микроструктуры (рисунок 3.12).



Рисунок 3.11 – Зона зарождения трещины



Рисунок 3.12 – Микроструктура отливки вблизи зоны разрушения

Наличие оксидных плен ослабляет конструкцию колеса и может служить причиной его разрушения в процессе эксплуатации. Возможными последствиями такого разрушения может стать создание аварийной ситуации, повреждение имущества и угроза жизни пассажиров и участников движения. Поэтому необходимо количественно оценить присутствие оксидных плен в сплаве.

Используя метода технологической пробы провели сравнительный анализ проб, отлитых при одинаковых условиях, до и после рафинирования с обязательным контролем содержания водорода экспресс-методом и контролем индекса плотности расплава.

Вследствие неравномерной деформации схема напряженного состояния меняется, вызывая появление растягивающих напряжений в радиальном и тангенциальном направлениях значительной величины, что вызывает на поверхности заготовки при малой пластичности продольные трещины [82, 83]. При этом для качественной оценки осаженной заготовки недопустимо сближение зон затрудненной деформации и их взаимодействия, то есть недопустимо отношение осаженной заготовки  $H / D < 0,25$ . В ходе эксперимента для соблюдения данных условий была выбрана степень деформации для осадки  $\varepsilon = 40 \%$ . Полученные изломы представлены на рисунках 3.13–3.16.



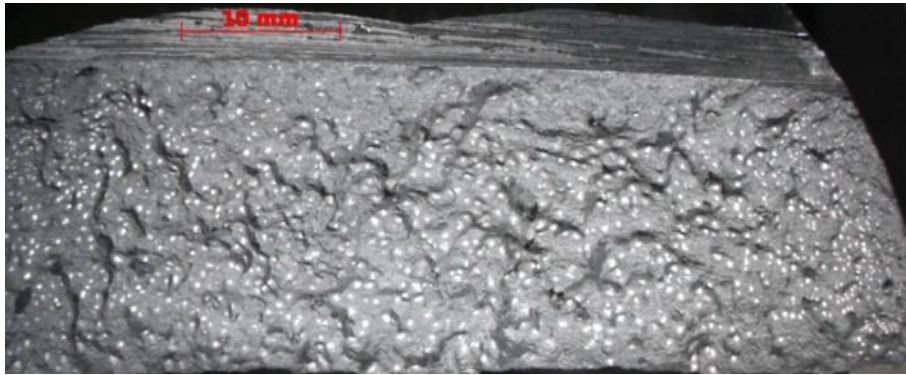
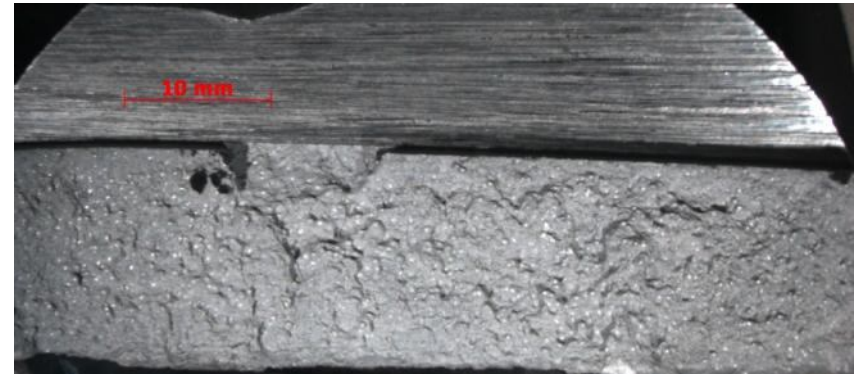
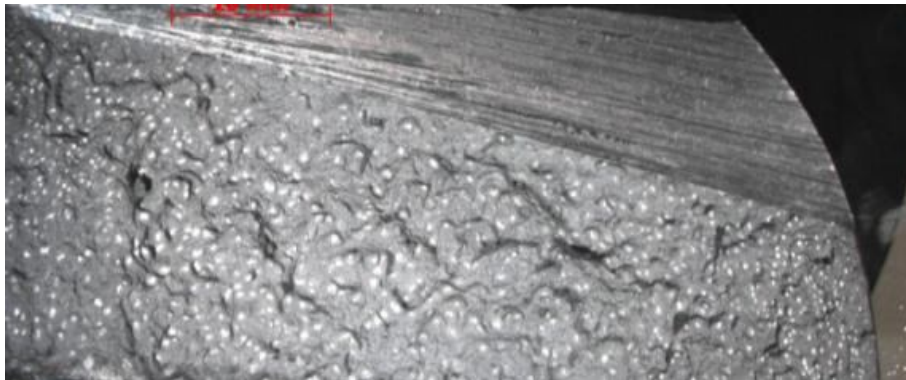
*a**б**в**г*

Рисунок 3.13 – Изломы технологических проб до и после рафинирования расплава АК12 (расплав приготовлен в печи ИАТ № 2): *a, в* – до дегазации; *б, г* – после дегазации.  $K_d$ , % (номер пробы):  
*a* – 3,32 (1); *б* – 1,94 (2); *в* – 3,55 (3); *г* – 1,36 (6)

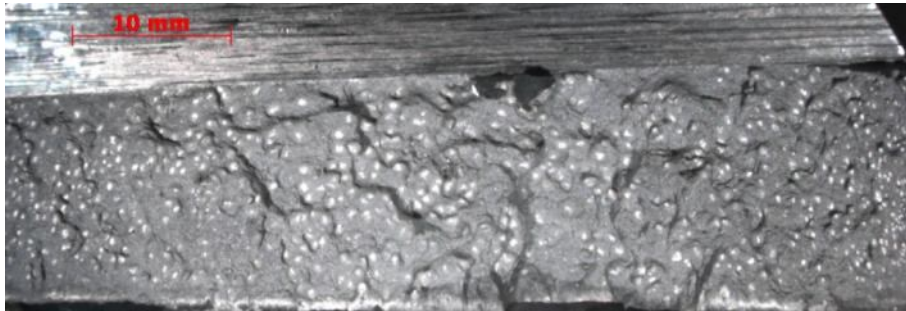
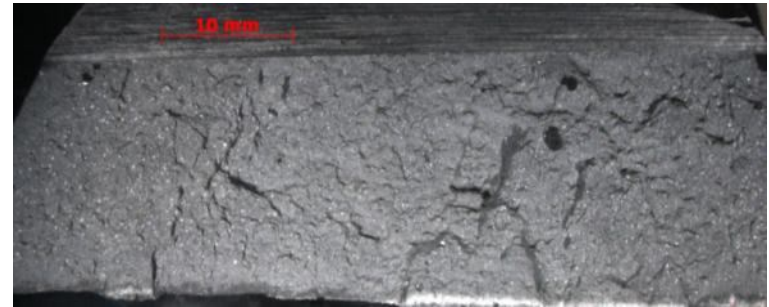
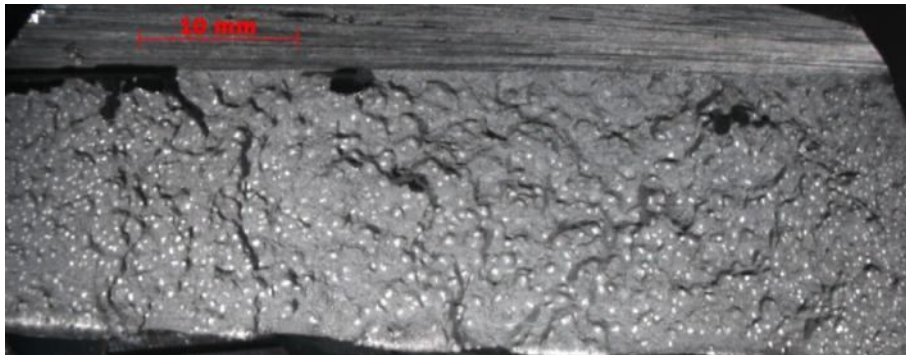
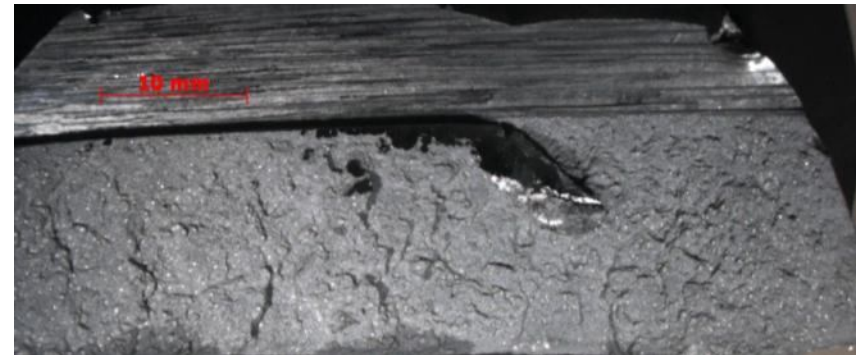
*a**б**в**г*

Рисунок 3.14 – Изломы технологических проб до и после рафинирования расплава АК12:  
*a, в* – до дегазации; *б, г* – после дегазации.  $K_d$ , % (номер пробы, номер плавки в печи ИАТ):  
*a* – 3,48 (5, № 5); *б* – 0,77 (6; № 5); *в* – 3,08 (7; № 1); *г* – 0,6 (8; № 1)



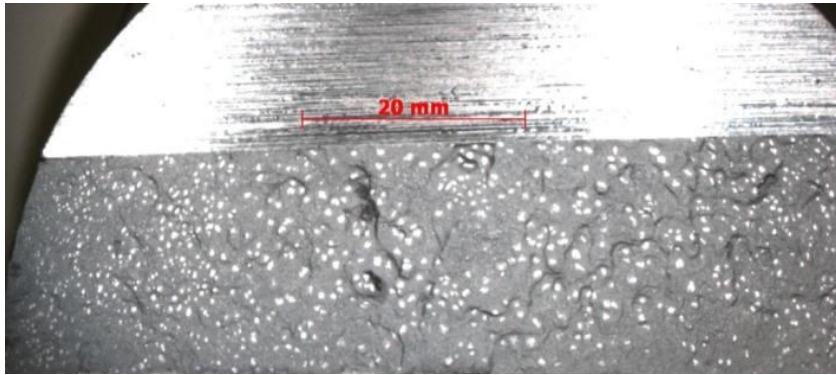
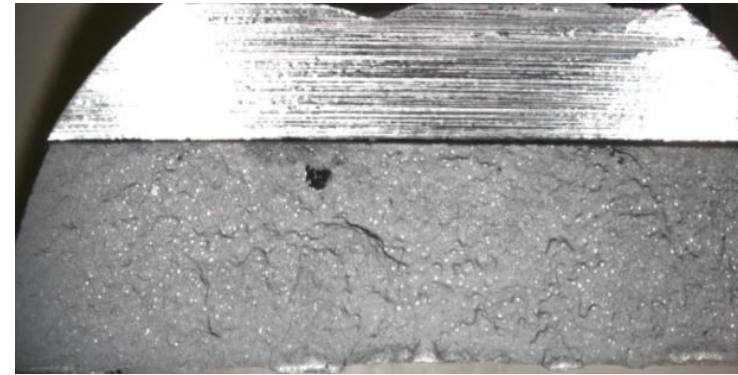
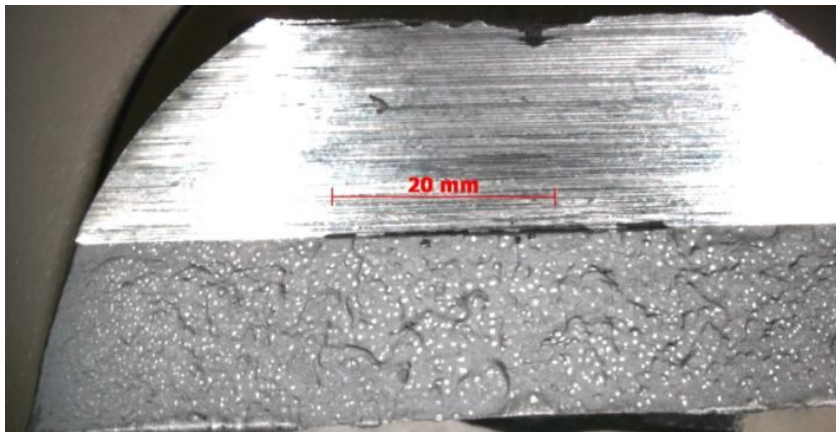
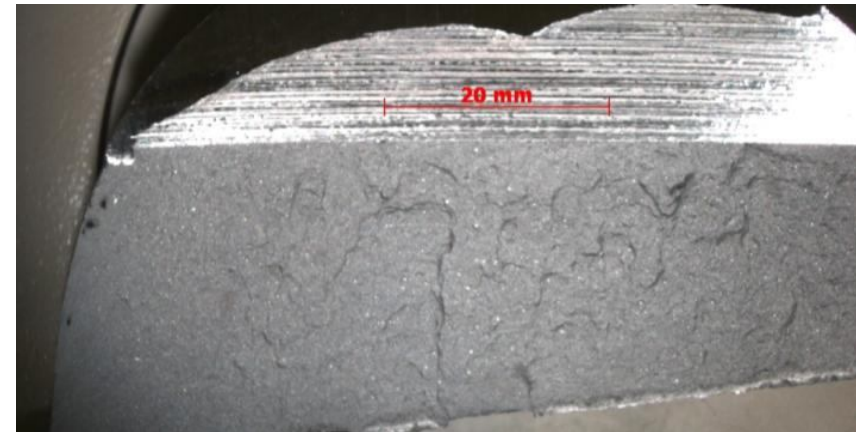
*a**б**в**г*

Рисунок 3.15 – Изломы технологических проб до и после рафинирования расплава АК12: *a, в* – до дегазации; *б, г* – после дегазации.  $K_d$ , % (номер пробы; номер плавки в печи ИАТ): *a* – 6,87 (10; № 5); *б* – 1,76 (11; № 5); *в* – 5,6 (12; № 2; И.П. = 14,21 %); *г* – 0,48 (13; № 2)

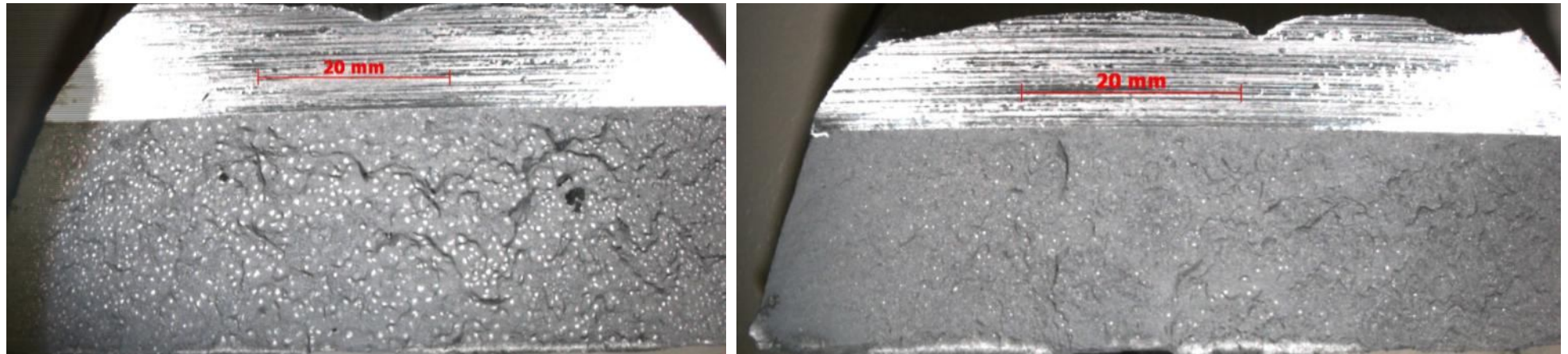
*A**Б*

Рисунок 3.16 – Изломы технологических проб до и после рафинирования расплава АК12 (номер плавки в печи ИАТ № 1):

*a* – до дегазации; *б* – после дегазации.  $K_{дв}$ , % (номер пробы): *a* – 6,3 (14); *б* – 1,08 (15)

Выяснено, что после рафинирования меняется объемная доля площадок/расслоений на поверхности излома. Причем их количество и размеры могут изменяться в разной степени в зависимости от содержания водорода и показаний индекса плотности (рисунки 3.17, 3.18).

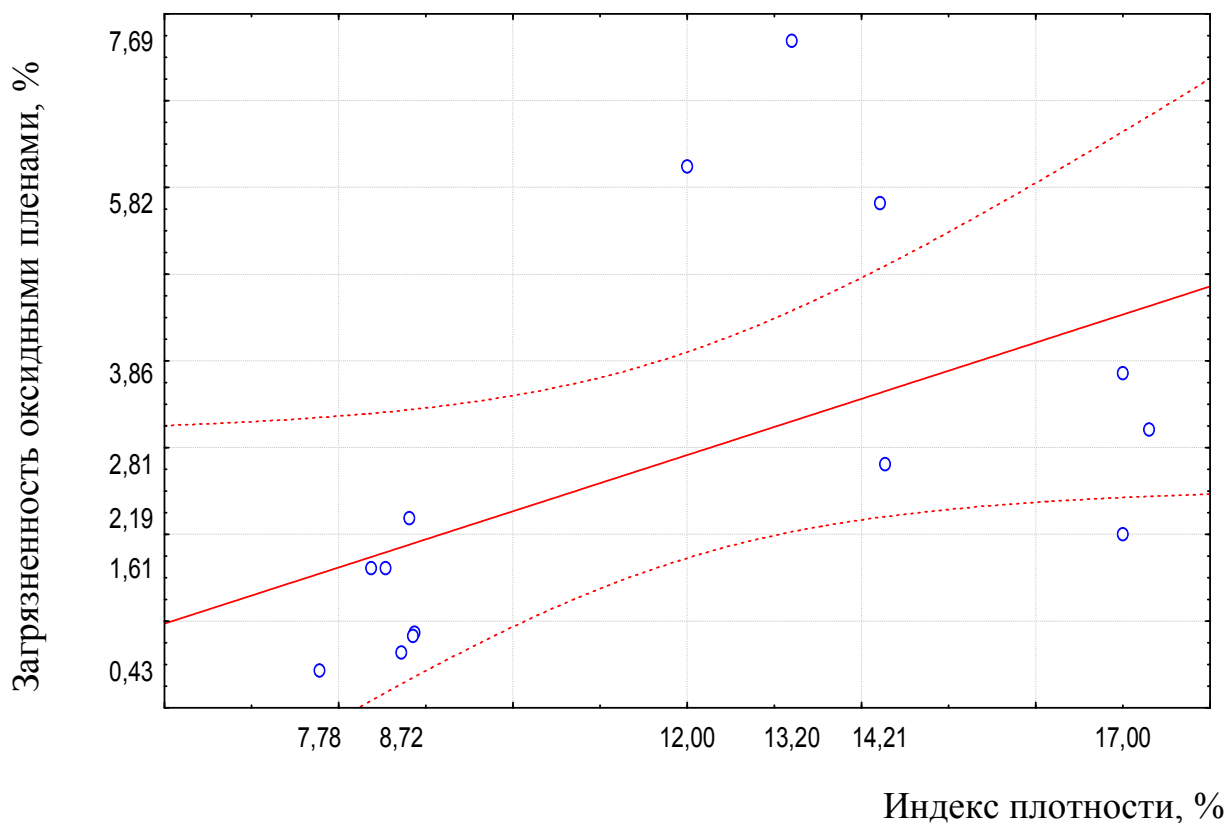


Рисунок 3.17 – Диаграмма рассеяния индекса плотности сплава и загрязненности оксидными пленами

Значения коэффициента поражения оксидными пленами изменяются в зависимости от изменения содержания водорода и показаний индекса плотности. В дальнейшем исследовали полученные изломы при больших увеличениях с использованием светового и растрового электронного микроскопов, с целью анализа характера и причины их разрушения (рисунок 3.19). Анализ показал, что разрушение заготовок происходит по оксидным пленам, расположенным по границам зерен и развитых в процессе деформации в виде площадок различного цвета.

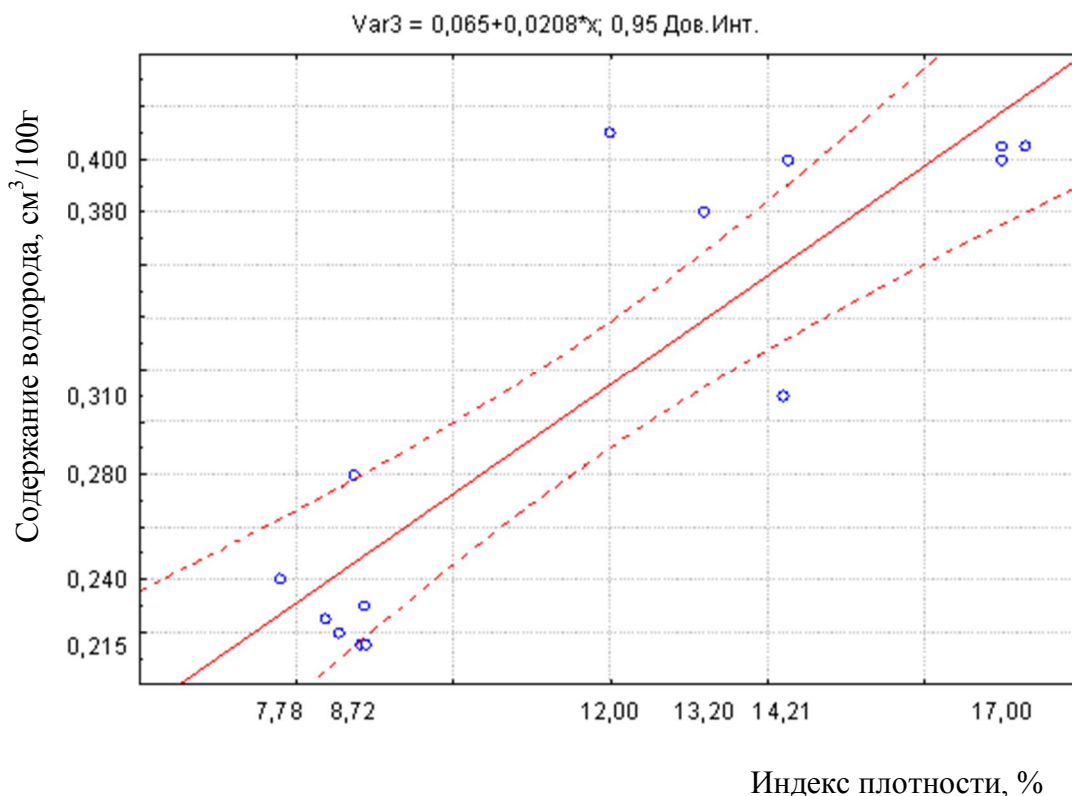


Рисунок 3.18 – Диаграмма рассеяния индекса плотности сплава и содержания водорода в расплаве

Микроструктура излома характеризуется значительным количеством дисперсных ямок, что говорит о значительной пластической деформации. Причем значительная деформация наблюдается на границах площадок, которые, в свою очередь, являются бесструктурными. Бесструктурные площадки являются результатом хрупкого разрушения по окидной плене. Было выявлено присутствие в изломах разрывных образцов мелких частиц, которые могут отрицательно повлиять на механизм разрушения металла. Состав этих частиц характеризуется флюсами, используемыми для комплексного рафинирования при внепечной технологии очистки расплава (рисунок 3.20).

После металлографического исследования изломов технологических проб были вырезаны в долевом направлении образцы для испытаний механических свойств металла с различным коэффициентом загрязненности. Результаты испытаний приведены в таблице 3.1.



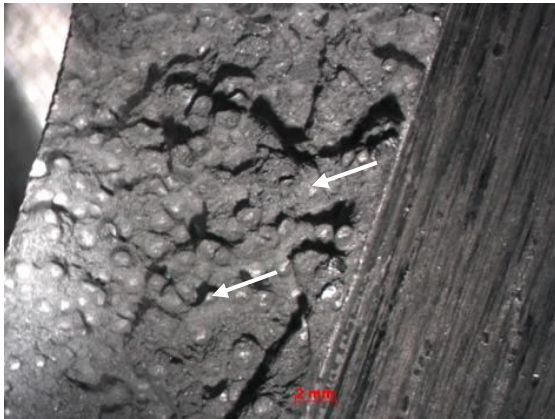
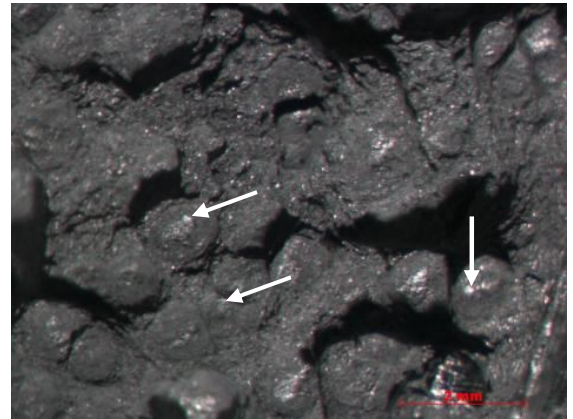
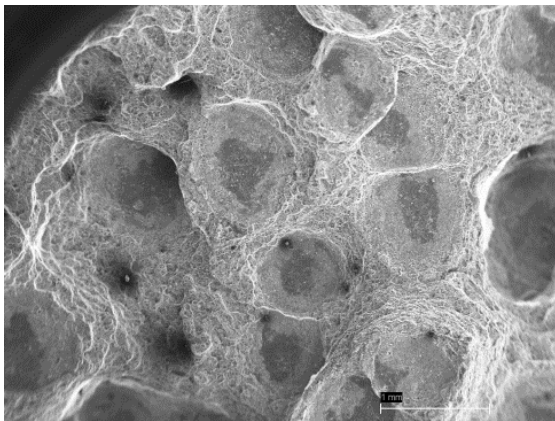
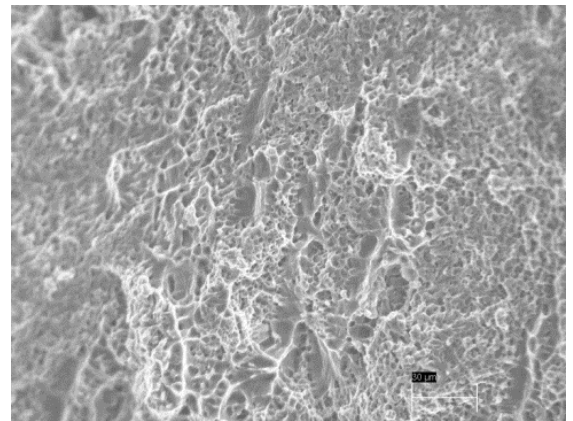
*a**б**в**г*

Рисунок 3.19 – Изломы технологических проб до дегазации: *a*, *б* – световая микроскопия; *в*, *г* – растровая микроскопия.

Увеличение, крат: *a* – x1,6; *б* – x5; *в* – x50, *г* – x1 000

Анализ полученных результатов показал, что рафинирование расплава привело к повышению уровня механических свойств сплава. Наибольший прирост (~45 %) показало относительное удлинение образцов. Известно, что присутствие в расплаве алюминиевого сплава оксидных плен снижает относительное удлинение деформированных изделий [33, 84]. Рафинирование расплава привело и к повышению уровня временного сопротивления разрыву, изменение уровня предела текучести не зафиксировано.

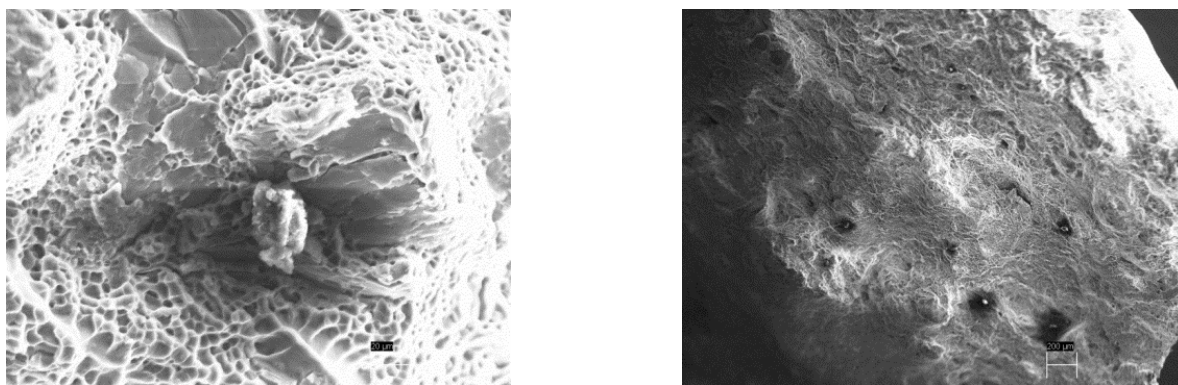


Рисунок 3.20 – Изломы после испытаний на растяжение (РЭМ)

Таблица 3.1 – Механические свойства технологических проб

Рафинирование	Механические свойства			Примечание	
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %		
До	197,5±3,93	104,5±11,37	19,2±1,7	С модификато-рами	После осадки
После	192,0±8,18	107±3,24	18,0±3,31		
До	164,5±36,0	105,5±0,7	6,2±4,24	Без модификаторов	Без осадки
После	184,5±10,6	100,5±4,94	11,3±1,0		
До	144,7±6,1	97,7±0,6	2,3±0,4		
После	156,3±0,6	98±2,0	2,8±0,3		

Результаты испытаний проб без деформации показали незначительное увеличение уровня механических свойств литых проб после рафинирования. Возможность провести достоверную количественную оценку загрязненности расплава неметаллическими включениями возможно только после деформации проб, провоцирующей развитие дефектов на присутствующих неметаллических включениях различной величины.

В ходе эксперимента было установлено влияние операции модифицирования на результаты испытаний уровня механических свойств образцов, отобран-

ных из осаженных технологических проб по той же схеме: до и после рафинирования расплава. В присутствии модификаторов зафиксировано снижение прочностных и пластических характеристик, что искажает результаты экспериментов. Это объясняется тем, что пересыщение твердого раствора модификаторами, а именно титаном, приводит к упрочнению объема зерна, и легированные границы становятся в литом сплаве относительно более слабым структурным элементом [85].

Результаты испытаний механических свойств подтверждают результаты металлографических исследований изломов и полученных значений коэффициентов загрязненности технологических проб до и после рафинирования. Метод технологической пробы позволит проводить оценку эффективности выбранной технологии приготовления расплава: влияние шихтовых материалов, оценку стабильности работы роторной установки дегазации, оценку технологии приготовления сплава и отклонений технологического процесса. Поэтому важно установить зависимость коэффициентов загрязненности металла неметаллическими включениями, контрольными значениями индекса плотности и содержанием водорода в расплаве, с целью прогнозирования загрязненности расплава неметаллическими включениями и исключению условий, приводящих к этому. Подтверждающим примером является оценка эффективности технологии внепечного рафинирования, используемой на ООО «КиК», проведенной в процессе многократных экспериментов, описанных в данной работе. Механические свойства деформированных образцов технологических проб показали существенную разницу до и после дегазации, что говорит об эффективности рафинирования расплава. Изломы, вырезанные в доленом направлении из технологических проб, после испытаний на разрыв приведены на рисунках 3.21.

Образцы до дегазации характеризуются наличием расслоений, развитых в процессе деформации. Микроструктура деформированных образцов до рафинирования также характеризуется наличием оксидных плен (рисунок 3.22, 3.23).

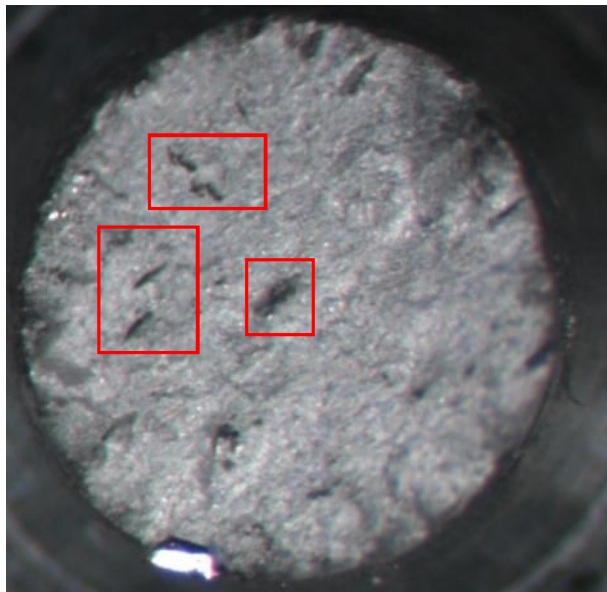
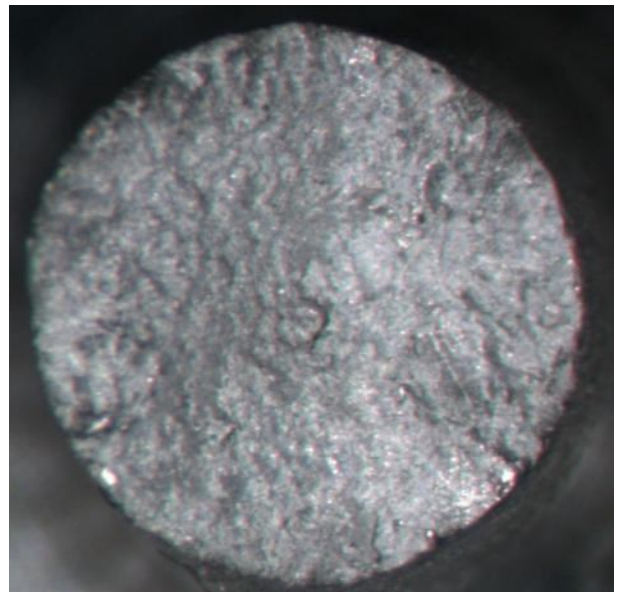
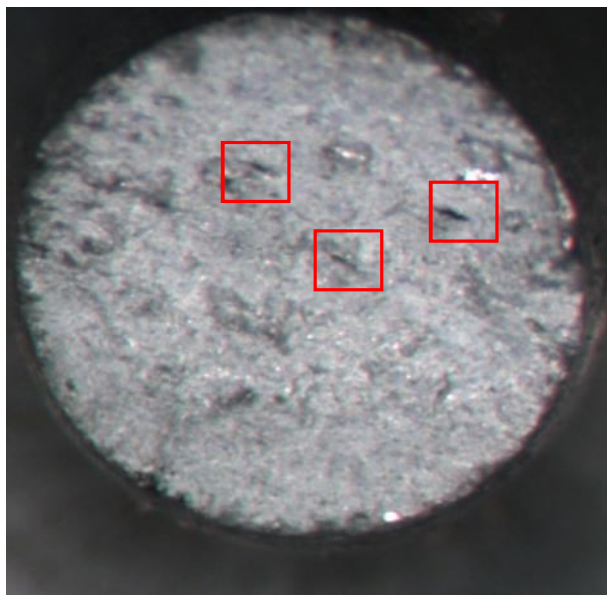
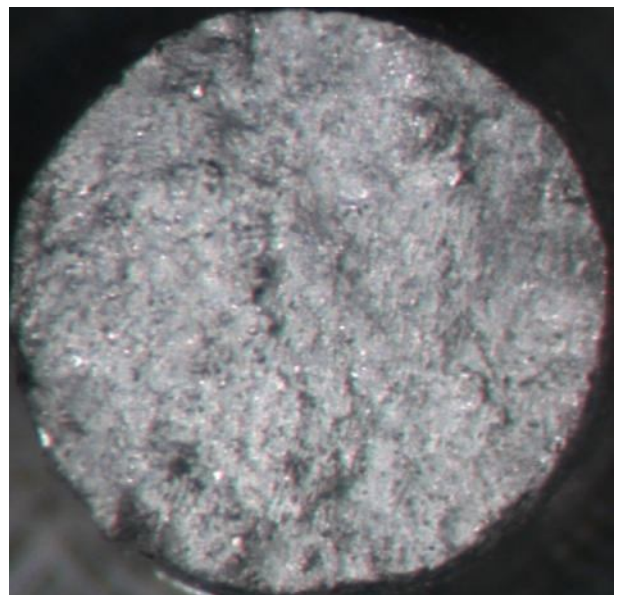
*a**б**в**г*

Рисунок 3.21 – Изломы образцов, испытанных на разрыв: *a, в* – до рафинирования (в рамках расслоения от оксидной пленки); *б, г* – после рафинирования



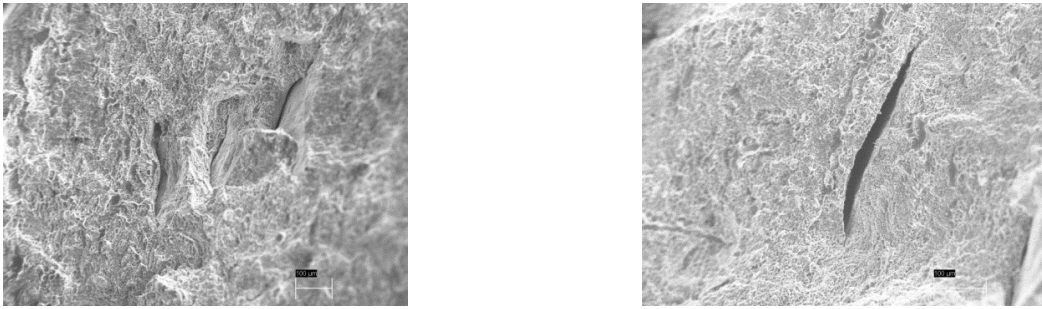


Рисунок 3.22 – Микроструктура изломов образцов, испытанных на разрыв

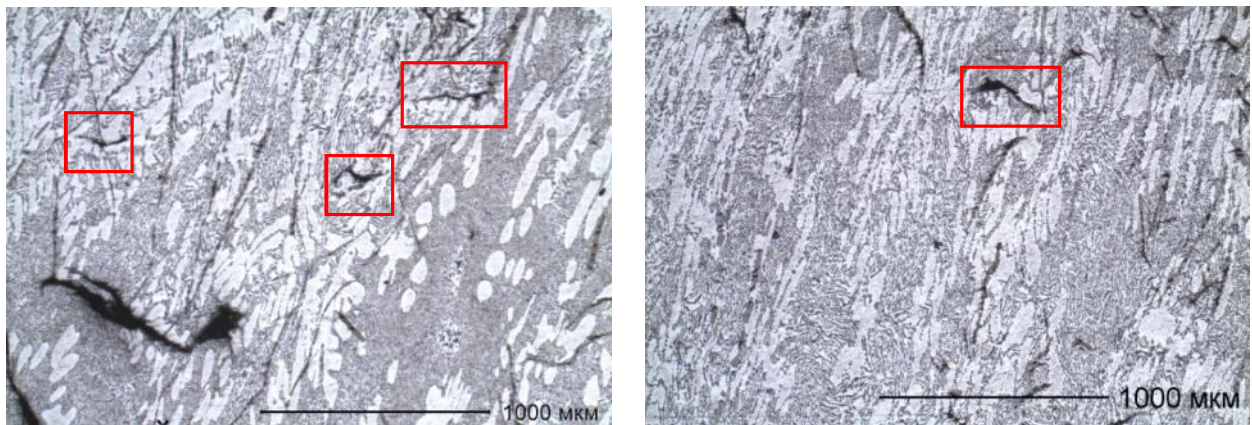


Рисунок 3.23 – Микроструктура литейного сплава АК12 после деформации ( $\epsilon = 40\%$ )

Микрорентгеноспектральный анализ изломов (рисунок 3.24, таблица 3.2), выявил присутствие кислорода на площадках изломов технологических проб, что подтверждает зарождения очагов разру

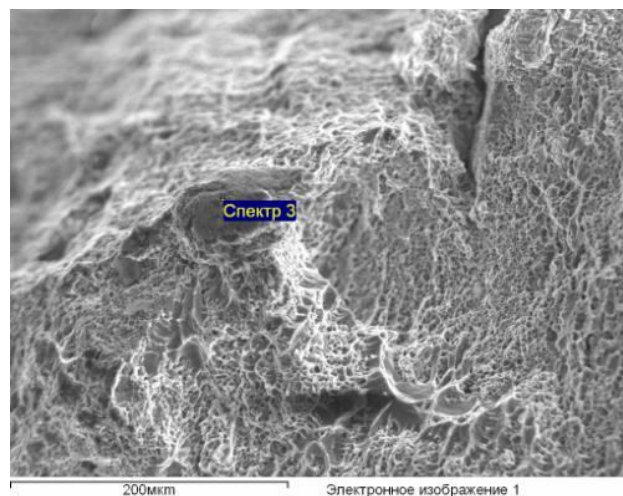


Рисунок 3.24 – Микроструктура и состав фаз в изломе сплава АК12, вес. %

Таблица 3.2 – Элементный состав (см. рис. 3.24)

Спектр	Содержание элемента, %				
	O	Na	Al	Si	Ca
Спектр 3	39,11	0,99	29,55	19,60	10,75

При выполнении осадки заготовок было проведено исследование влияния горячей деформации ( $\varepsilon = 40\%$ ) на структуру и прочностные свойства сплава АК12. После анализа технологической пробы из излома был приготовлен макрошлиф в долевом направлении (рисунок 3.25).

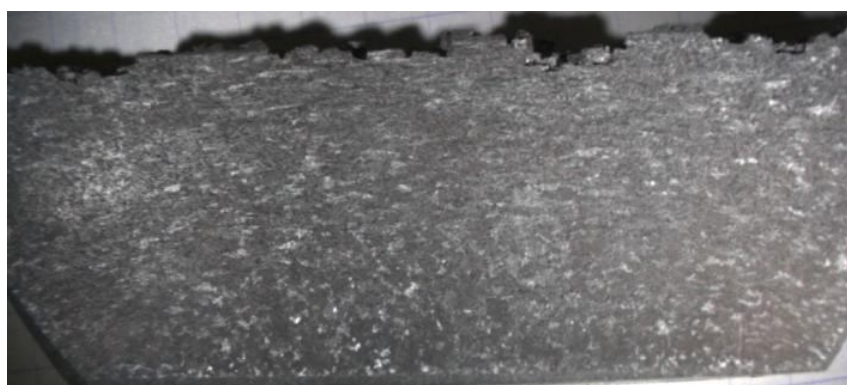
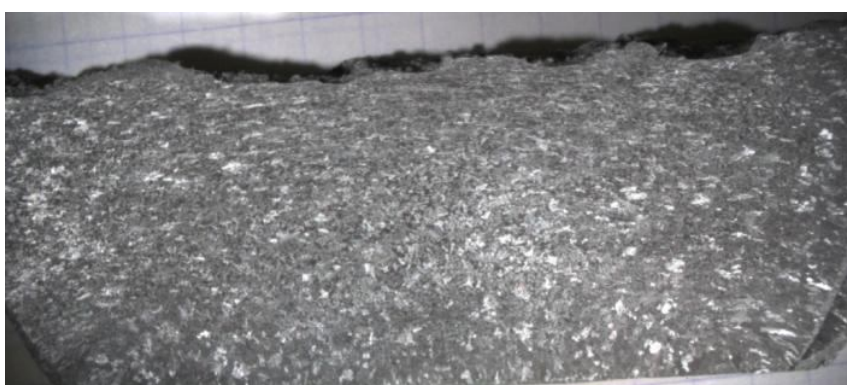
*a**б*

Рисунок 3.25 – Макроструктура технологической пробы после осадки в долевом направлении,  $\times 0,65$ :

*a* – до дегазации; *б* – после дегазации

На макрошлифах видно, что максимальное течение металла протекает в центре заготовки. Испытания на разрыв образцов, вырезанных из центральной деформированной зоны, подтверждают, что деформация способствует увеличению прочностных свойств сплава АК12 (таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Механические свойства модифицированного сплава АК12, не прошедшего рафинирование, после горячей деформации

Временное сопротивление разрыву, МПа	Условный предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
198,75±4,85	116,5±12,15	16,5±1,23

Отклонения показаний механических свойств в осажённых слитках объясняются небольшими линейными размерами центральной деформированной зоны и возможностью смещения образца при его вырезке. Отклонение отбора образцов от наиболее деформированного сечения и привело к разбросу значений механических свойств. То есть чем меньше деформация, тем меньше прочностные свойства. Увеличение прочности происходит за счёт изменения формы структурных составляющих, появления текстуры деформации (рисунок 3.26).

В процессе горячей осадки, вследствие характерного течения металла структура становится ориентированной; дендриты  $\alpha$ -твёрдого раствора вытягиваются в направлении деформации, изменяя свои поперечные размеры. Заметно и дробление наиболее хрупких составляющих сплава – железистых  $\beta$ -фаз. Это приводит к увеличению механических свойств проб. Полученные данные хорошо согласуются с данными работы [86].

Заключительным этапом исследования являлось установление зависимости между содержанием водорода в сплаве, поражённостью расплава оксидными плёнами и значениями индекса плотности. Необходимо было выяснить влияние этих показателей на механические свойства сплава.

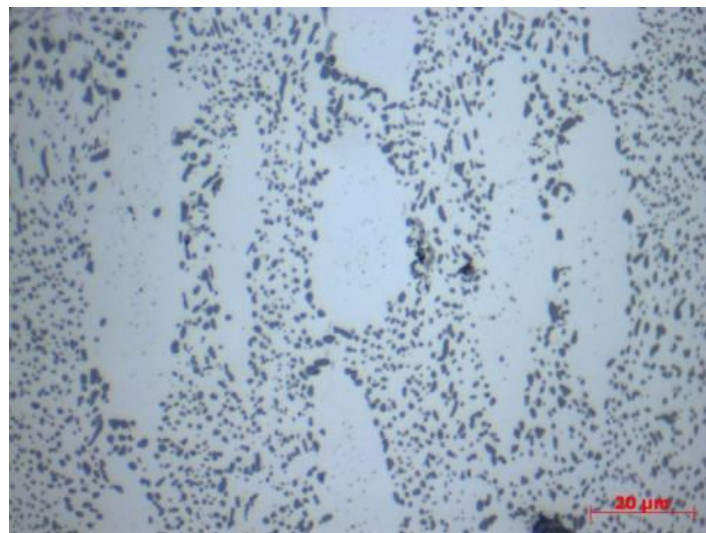
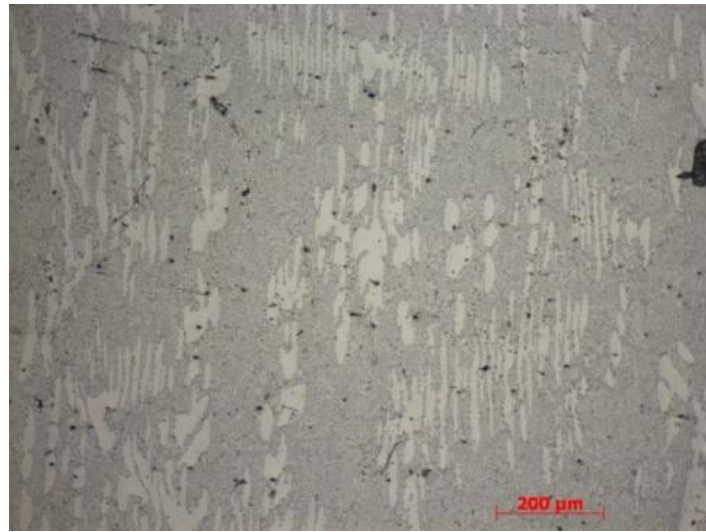


Рисунок 3.26 – Микроструктура сплава АК12 после осадки

Как отмечено ранее, условия насыщения водородом приводят и к загрязненности расплава оксидными пленками. Адсорбируя водород, оксидные пленки способствуют возникновению пористости в отливках.

Условия кристаллизации расплава под низким давлением 80 мбар способствуют переходу растворенного водорода в молекулярный с образованием газовых пор в пробе индекса плотности. Присутствие в расплаве взвесей оксидных плен, в свою очередь, так же создает условия образования пористости в пробах. При этом происходит значительное снижение плотности металла пробы, закри-

сталлизованной под низким давлением. Плотность металла, закристаллизованного в условиях атмосферного давления, изменяется не существенно. Метод индекса плотности основан на оценке разности плотности проб, закристаллизованных под атмосферным и под разряженным давлением. Чем больше разница, тем выше значения индекса плотности, тем выше загрязненность расплава. Разделить содержание растворенного и поверхностного водорода, образованного на оксидных пленках, позволяет метод вакуумной экстракции твердой пробы.

Поэтому, значения коэффициента пораженности оксидными пленками и показания содержания водорода растворенного водорода, замеренного прибором ALSPEK H mini, являются в той или иной мере независимыми параметрами. Индекс плотности характеризует качество сплава по совокупности этих параметров.

На основании полученных данных в ходе эксперимента были построены зависимости индекса плотности от коэффициента пораженности оксидными пленками и содержанием водорода в расплаве (рисунок 3.27, 3.28).

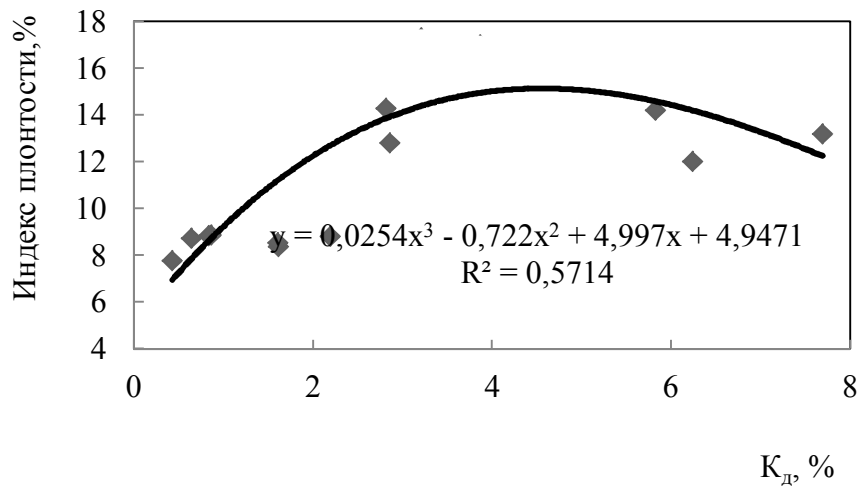


Рисунок 3.27 – Зависимость значений коэффициента пораженности оксидными пленками от индекса плотности расплава



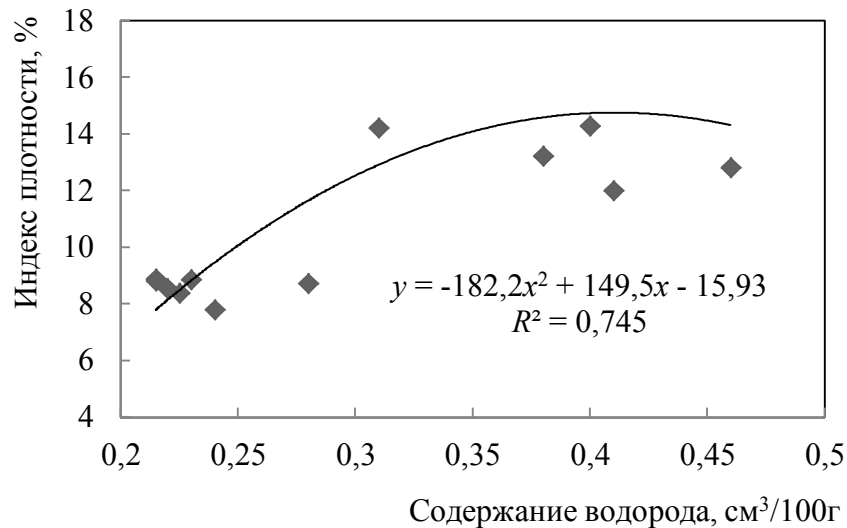


Рисунок 3.28 – Зависимость индекса плотности от содержания водорода в расплаве

Повышение уровня  $K_d$  больше 2 % и содержания водорода в расплаве больше 0,25 мл/100 г сопровождается резким увеличением индекса плотности, а следовательно и снижением качества расплава.

Таким образом, на основании полученных данных был выполнен множественный регрессионный анализ и построена математическая модель прогнозирования качества расплава по индексу плотности.

Определив зависимость между зависимой переменной ( $y_{и.п}$  – индекс плотности) и независимыми переменными ( $x_1$  – коэффициент пораженности оксидными пленками,  $x_2$  – содержание водорода) методом регрессионного анализа была получена математическая модель:

$$y_{и.п} = 1,72 + 0,1 \cdot x_1 + 30,764 \cdot x_2.$$

Пользуясь данными знаниями с помощью аналогичных математических моделей можно оценивать стабильность установленной технологии приготовления сплава. Ранжировать изменения технологии приготовления сплава по значимости, приводящих к загрязнению расплава оксидными пленками или водородом в большей или меньшей степени. К изменениям технологии можно отнести: изменения

влажности шихтовых материалов; смену поставщиков; изменение доли «освежения»; нарушения технологических параметров исполнителями; стабильность работы оборудования и т.д.

### **3.2. Анализ влияния содержания железа на уровень механических свойств отливок колес**

Статический анализ проводили по результатам испытаний уровня механических свойств отливок за период с декабря 2012 г по январь 2013 г. с учетом зон отбора образцов: спица, обод и ступица. Объем выборки составил около 560 образцов. Расчетный средний дендритный параметр исследуемых зон (спица, обод, ступица) составляет, соответственно, мкм: 35, 25 и 40; зависимость уровня механических свойств отливок от содержания железа в сплаве представлена на рисунках 3.29–3.31.

На основании статистического анализа экспериментальных данных видно, что в анализируемых сплавах наблюдается разброс значений механических свойств, связанный с его ликвацией по сечению отливки. Повышение содержания железа в сплаве с 0,12 до 0,186 % приводит к повышению временного сопротивления разрыву и снижению относительного удлинения отливок.

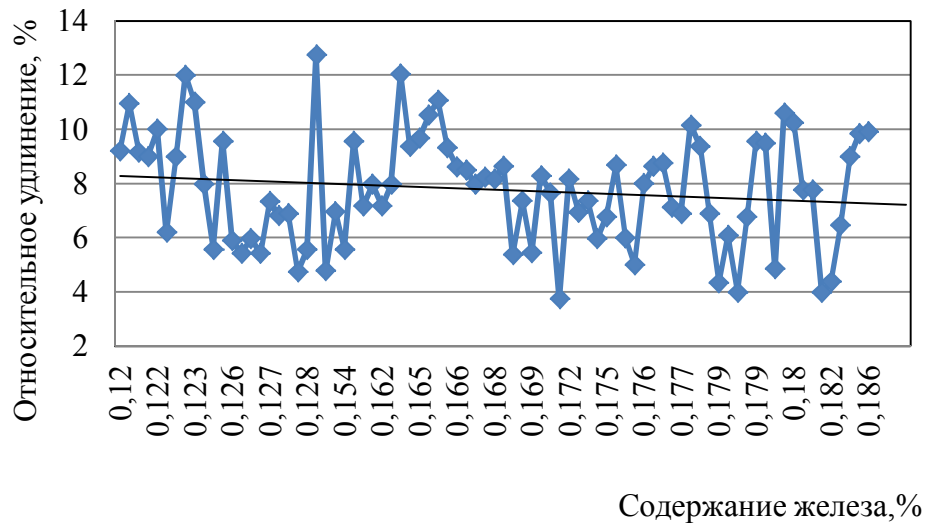
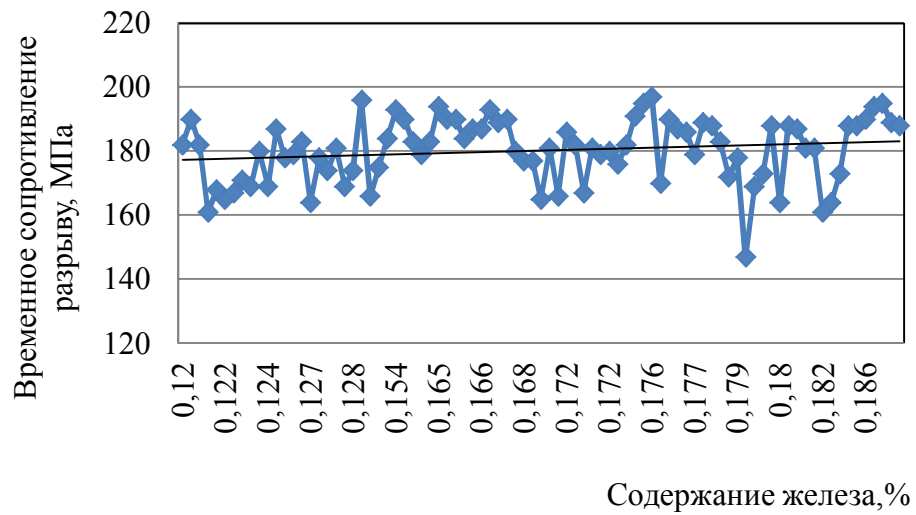
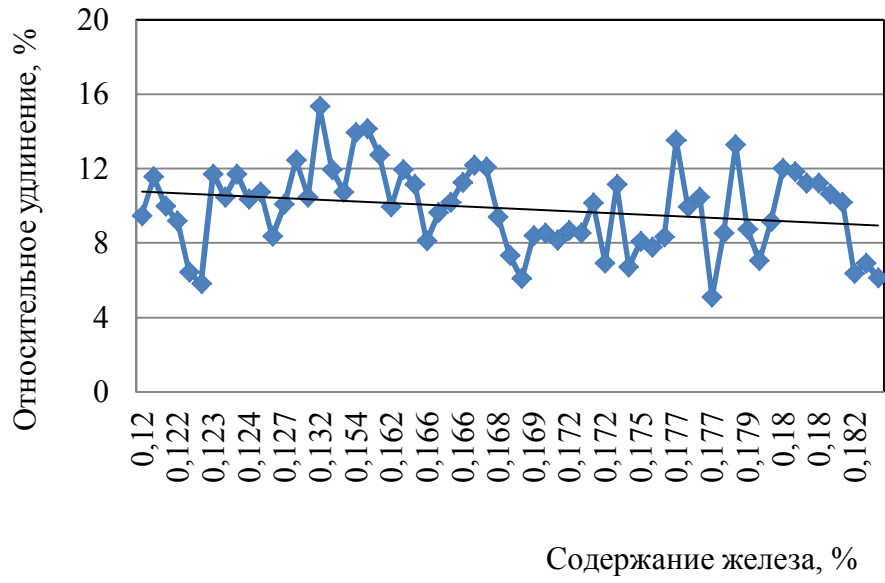
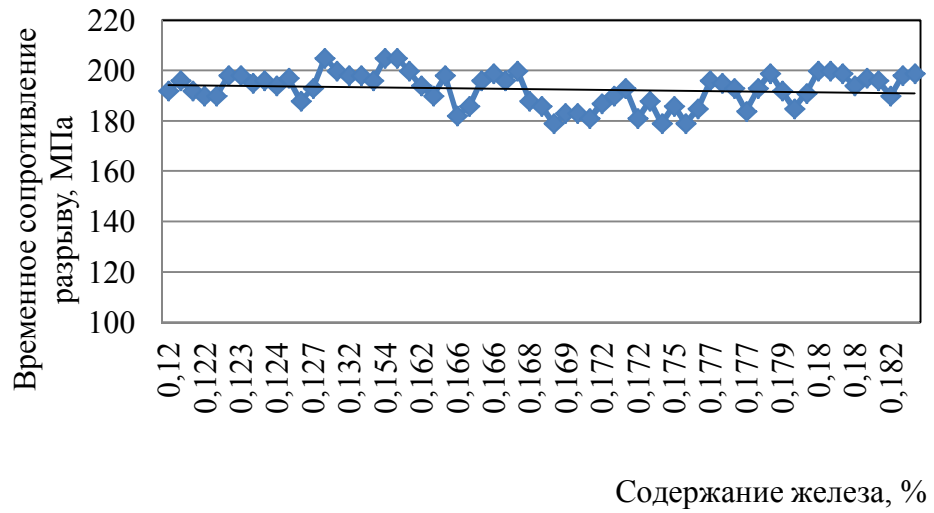
*a**б*

Рисунок 3.29 – Относительное удлинение (*a*) и временное сопротивление разрыву (*б*) в зоне спицы





а



б

Рисунок 3.30 – Относительное удлинение (а) и временное сопротивление разрыву (б) в зоне обода

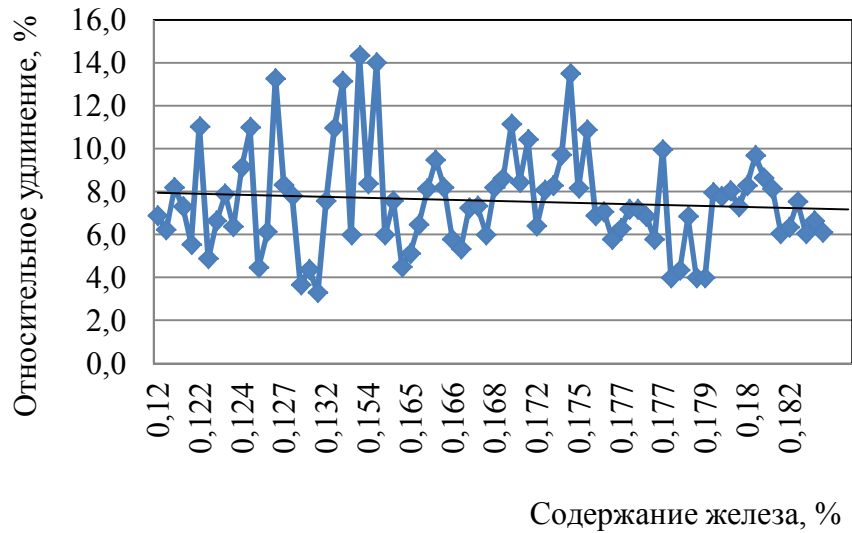
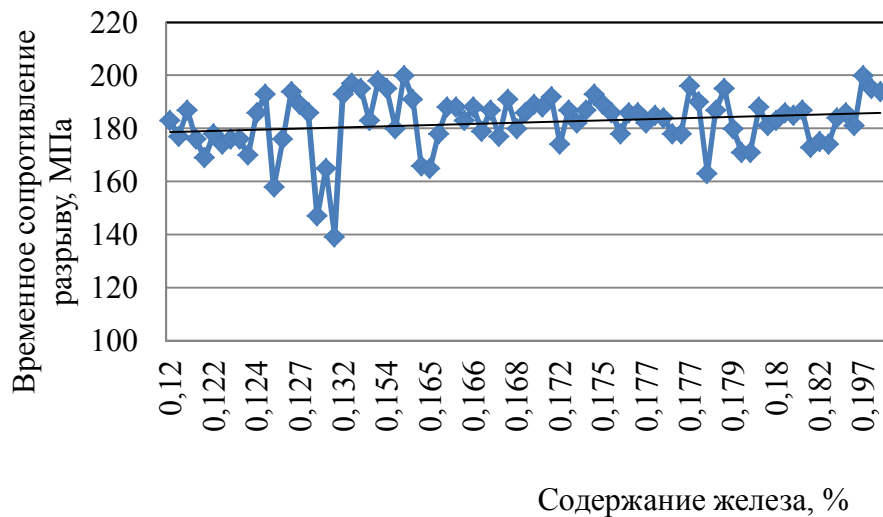
*а**б*

Рисунок 3.31 – Относительное удлинение (*а*) и временное сопротивление разрыву (*б*) в зоне ступицы

Сравнение гистограмм распределения уровня механических свойств для алюминиевого сплава АК12 с различным содержанием железа показано на рисунках 3.32, 3.33 и в таблице 3.4.

Анализ гистограмм показал, что при содержании железа 0,15 % форма гистограммы для относительного удлинения – отрицательно скошенная; для временного сопротивления разрыву – положительно скошенная.

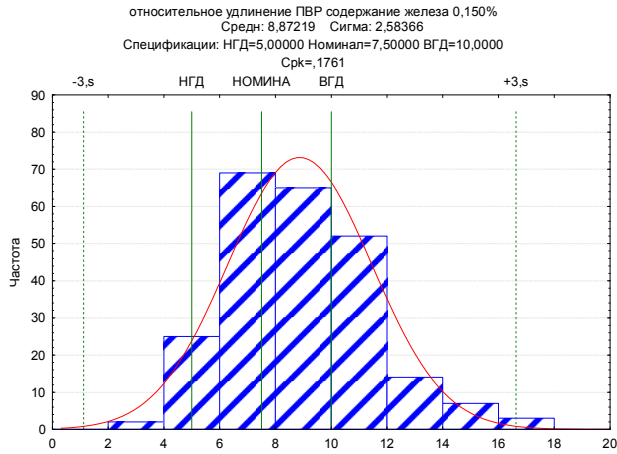
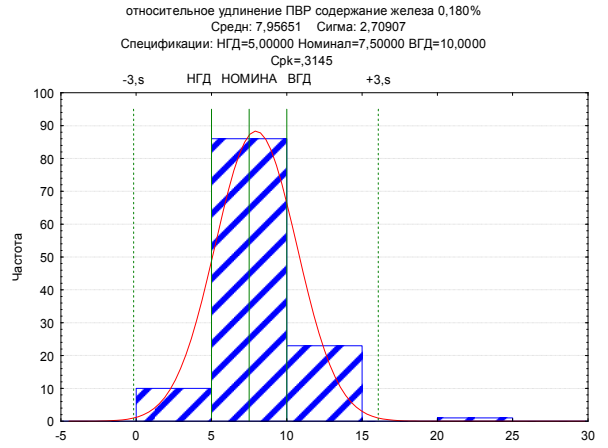
*a**б*

Рисунок 3.32 – Относительное удлинение сплава АК12  
с содержанием железа 0,15 (*a*) и 0,18 (*б*) %

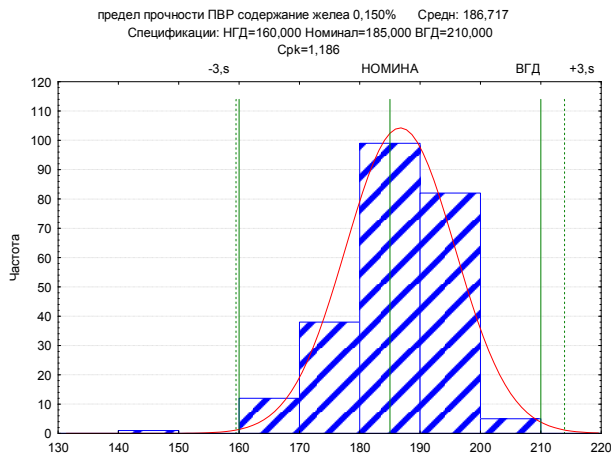
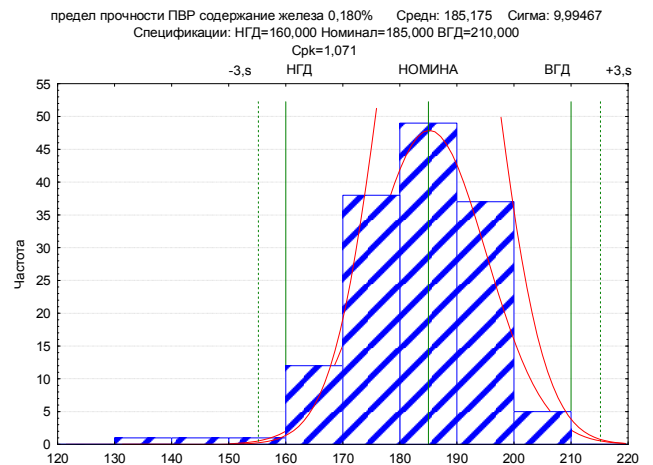
*a**б*

Рисунок 3.33 – Временное сопротивление разрыву сплава АК12  
с содержанием железа 0,15 (*a*) и 0,18 (*б*)

Это можно объяснить тем, что при содержании железа 0,15 % часть железа образует игольчатую  $\beta$ -фазу, присутствие которой охрупчивает сплав. При этом на разброс механических свойств значительное влияние оказывает размер  $\beta$ -фазы, первично кристаллизующейся из расплава (т.е. размер  $\beta$ -фазы является значимым фактором). Выделение  $\beta$ -фазы происходит по границам зерен (неравномерное).

Содержание  $\beta$ -фазы будет зависеть от скорости кристаллизации расплава и степени его перегрева. Чем выше скорость кристаллизации и ниже степень перегрева, тем меньше вероятность образования  $\beta$ -фазы. При этом микрообъемы, свободные от выделения  $\beta$ -фазы, дают более высокие механические свойства.

Таблица 3.4 – Значения уровня механических свойств сплава АК12 с различным содержанием железа

Содержание железа, %	Среднее значение	
	относительного удлине- ния, %	временного сопротивления разрыву, МПа
0,15	8,9	187
0,18	8,0	185

При содержании железа 0,18 % характерна обычная форма гистограммы. Это объясняется упрочнением  $\alpha$ -твердого раствора за счет растворения железа в нем. При этом повышается стабильность распределения значений уровня механических свойств при несущественном снижении их абсолютных значений.

### 3.3. Исследование изменения свойств колеса по отдельным его зонам

Для исследований выбрано представительное колесо размером 16 дюймов. Образцы вырезались из трех зон: обод, спица, ступица, количество образцов – не менее трех от каждой части колеса. Механические свойства таких образцов показаны на рисунке 3.34.

Из приведенных результатов видно, что для образцов, вырезанных из зоны обода, характерны максимальные механические свойства. Это можно объяснить различными скоростями кристаллизации расплава в трех зонах автомобильного колеса, связанными с формой автомобильного колеса.

В работах [28, 87, 88 и т.д.] указано, что скорость кристаллизации можно оценить по размеру дендритных ячеек (рисунок 3.35). С увеличением скорости кристаллизации происходит уменьшение размеров дендритных ячеек  $\alpha$ -твердого раствора и эвтектического кремния, тем самым обеспечивая увеличение уровня механических свойств отливок.

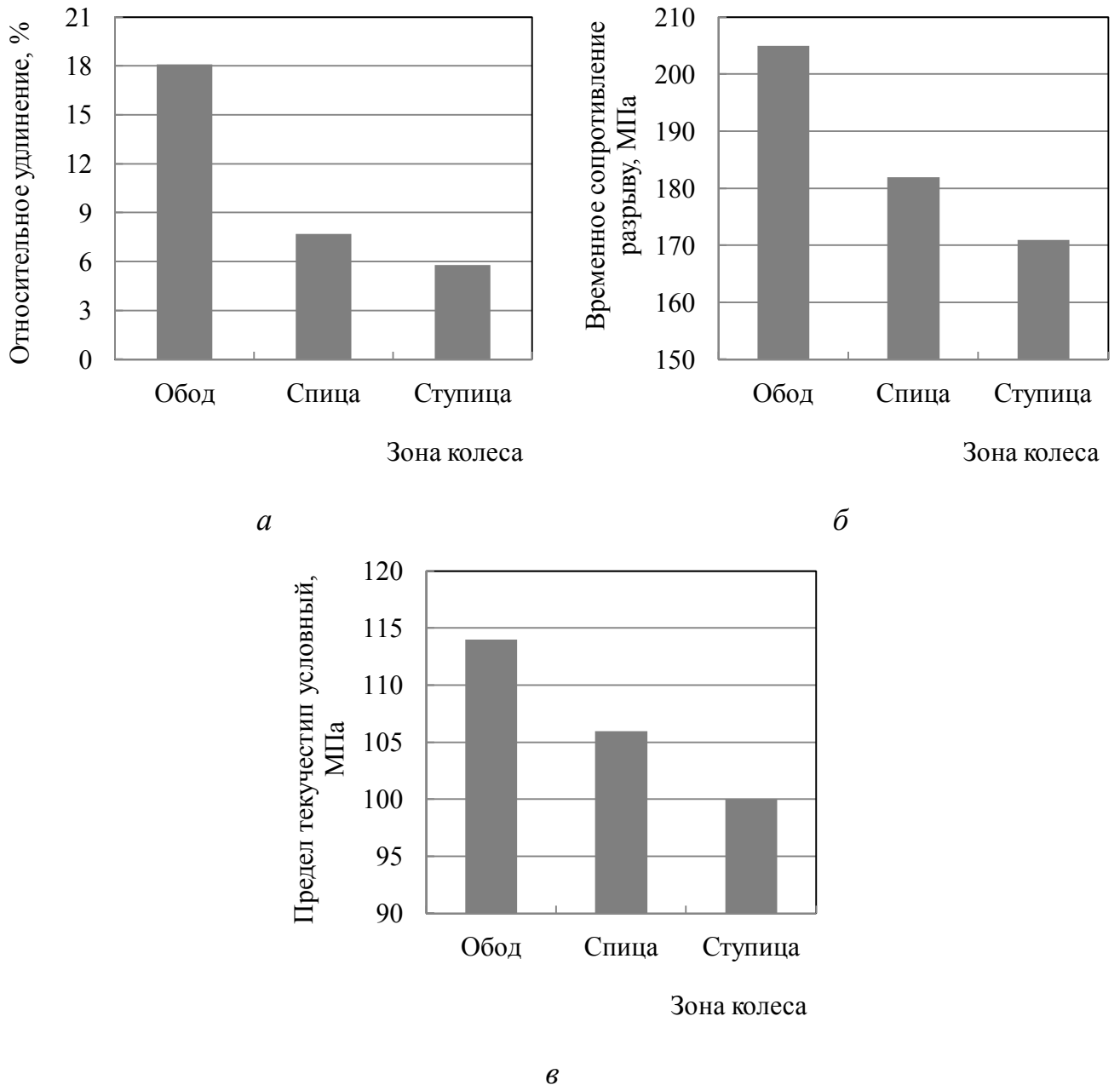


Рисунок 3.34 – Механические свойства образцов, вырезанных из различных зон колеса: *а* – относительное удлинение, *б* – временное сопротивление разрыву, *в* – предел текучести условный

При анализе структурных составляющих, а именно размеров дендритных ячеек с использованием номограммы «зависимость дендритных ячеек от скорости охлаждения при кристаллизации», можно устанавливать скорости охлаждения [89], гарантирующие формирование структуры, обеспечивающей требуемый уровень механических свойств.

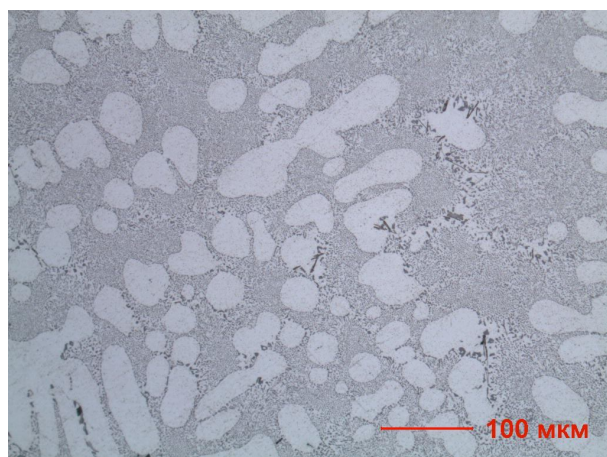
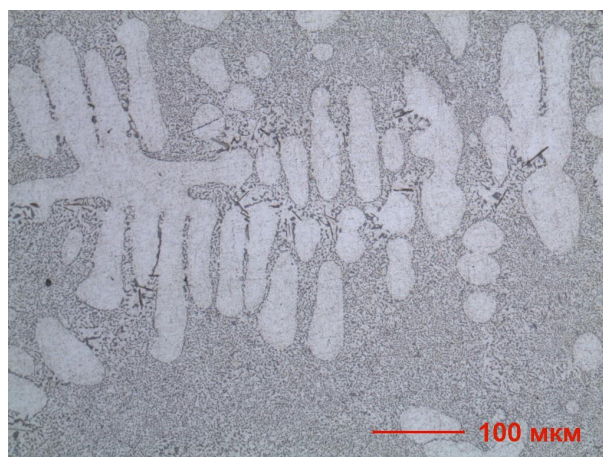
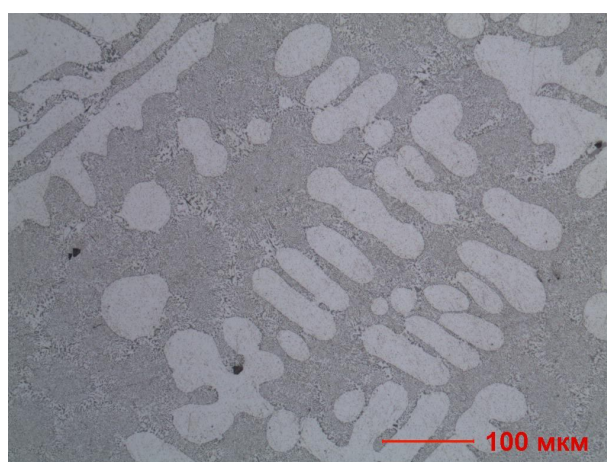
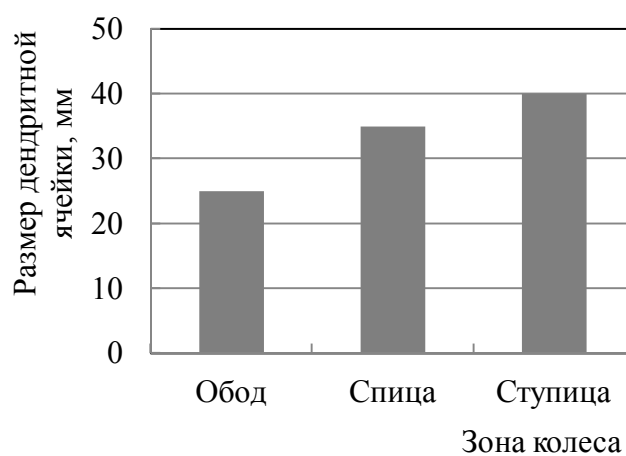
*a**б**в**г*

Рисунок 3.35 – Микроструктура образцов, вырезанных из различных зон колеса:

*a* – обод, *б* – спица, *в* – ступица; *г* – размер дендритной ячейки

Таким образом, условия кристаллизации являются важнейшими параметрами при производстве фасонных отливок.

Неравновесные условия кристаллизации способствуют ликвации. При кристаллизации в ступице формируется более грубая структура в сравнении со спи-

цей и ободом. При этом отличие дендритного параметра составляет порядка 20 мкм. Это приводит к формированию грубой структуры и более грубых включений  $\beta$ -фазы, за счет этого проявляется эффект ликвации железа, т.е. часть железа уходит на образование  $\beta$ -фазы. Чем грубее структура, тем больше протекает ликвация в сплаве.

Таким образом, при дальнейших исследованиях изменения структуры и свойств будут фиксироваться по различным сечениям автомобильного колеса.

### **3.4. Исследование свойств сплава АК12 при различном соотношении Fe : Mn**

Критическое содержание железа в сплаве, как было предложено в работе [90–92], можно рассчитывать по формуле:

$$Fe_{crit} \approx 0,075 \cdot [\%Si] - 0,05,$$

где  $[\%Si]$  – содержание кремния, %.

Тогда, при содержании кремния 11 % предельное количество железа не должно превышать 0,7–0,8 %.

Таким образом, для адаптации алюминиевого сплава, приготовленного на алюминии А7, к условиям получения литых колес и требованиям, предъявляемым к ним ГОСТ Р 50511, необходимы всесторонние исследования структуры и свойств последних.

Приготовление расплава проводили в индукционной печи ИАТ-2,5 на плавильном участке ООО «КиК» по заводской технологии. Для модифицирования сплава использовали лигатуры AlTi5B1 и AlSr10, очистку расплава выполнили методом внепечного рафинирования с использованием установки FDU фирмы Fosco. Температура литья составляла 700–720 °С.

Изучение микроструктуры проводили на микрошлифах с помощью оптического микроскопа OLIMPUSGX51 при увеличении до 1000 крат.

Для определения оптимальных концентраций железа и марганца в литейных сплавах системы Al–Si, предназначенных для литья колес автомобильных колес под низким давлением, был выбран сплав АК12, серийно используемый на ООО «КиК».

Установление влияния соотношения железа к марганцу на структуру и свойства сплава проводили на опытных образцах, химический состав которых, определенный спектральным методом, приведен в таблице 3.5.

Таблица 3.5 – Химический состав экспериментальных сплавов

Номер сплава	Соотношение Fe : Mn	Содержание элемента, мас.% (алюминий – остальное)				
		Si	Fe	Mn	Mg	Sr
1	1 : 0	11,4	0,15	0,01	0,08	0,003
2	1 : 0,5	11,2	0,19	0,09	0,06	
3	1 : 1	11,3	0,21	0,20		

Результаты исследований микроструктуры, жидкотекучести, механических свойств проб алюминиевых сплавов системы Al–Si с различным соотношением железа и марганца приведены на рисунки 3.36–3.38.

Исследования микроструктуры показали, что структура сплава без дополнительного легирования марганцем состоит из модифицированной эвтектики и грубых игл  $\beta$ -фазы стехиометрического состава  $Al_5FeSi$  (рисунок 3.36, *а*).

При соотношении Fe : Mn, равном 1 : 0,5 в структуре наблюдаются микрообъемы с грубыми включениями  $\beta$ -фазы, а также обнаруживается присутствие  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$  в виде китайского иероглифа –  $\alpha$ -фаза (рисунок 3.36, *б*).

Дальнейшее увеличение содержания марганца в сплаве и доведение соотношения Fe : Mn до 1 : 1 приводит к полному исчезновению игольчатой модификации железистой фазы и образованию более компактной  $\alpha$ -фазы по всему сечению шлифа (рисунок 3.36, *б*).



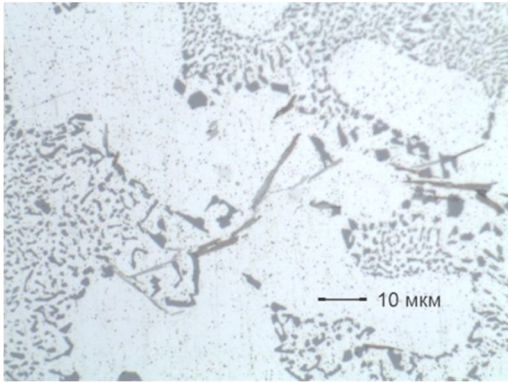
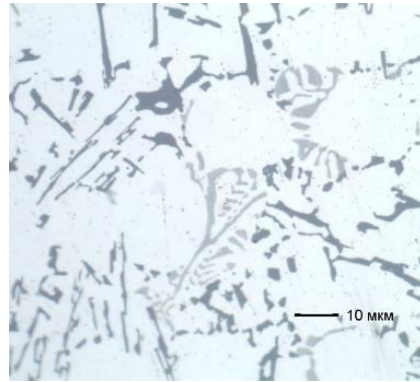
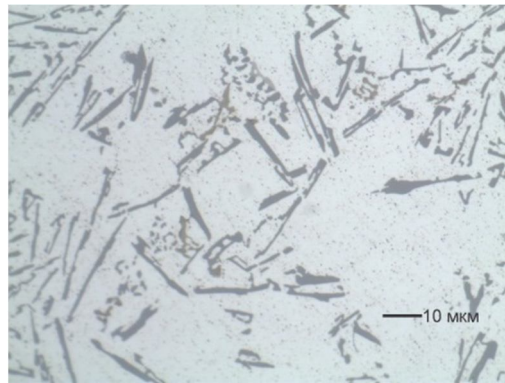
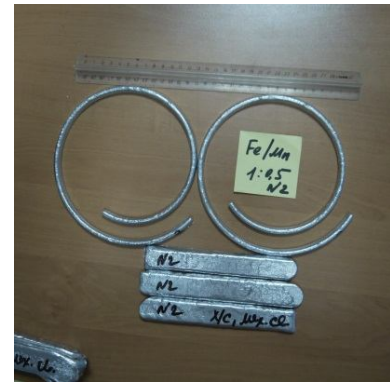
*a**б**в*

Рисунок 3.36 – Микроструктура алюминиевого сплава,  
полученного при различном соотношении Fe : Mn:

*a* – 1 : 0, *б* – 1 : 0,5, *в* – 1 : 1



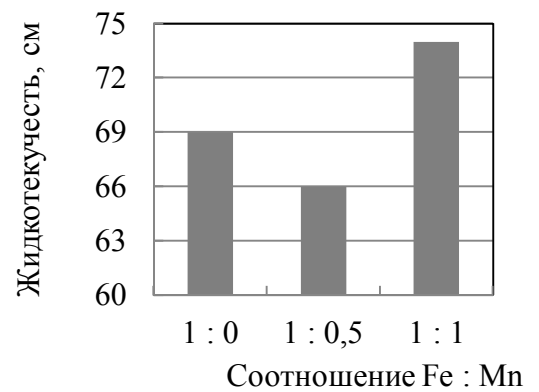
а



б



в



г

Рисунок 3.37 – Зависимость жидкотекучести от соотношения Fe : Mn:

а – 1 : 0, б – 1 : 0,5, в – 1 : 1; г – значения жидкотекучести

Структура, получившая название «китайский шрифт» [89], свидетельствует о том, что введение элемента-компенсатора в необходимом количестве подавляет образование иглообразной  $\beta$ -фазы, в результате чего увеличивается жидкотекучесть сплава (рисунок 3.37, в).

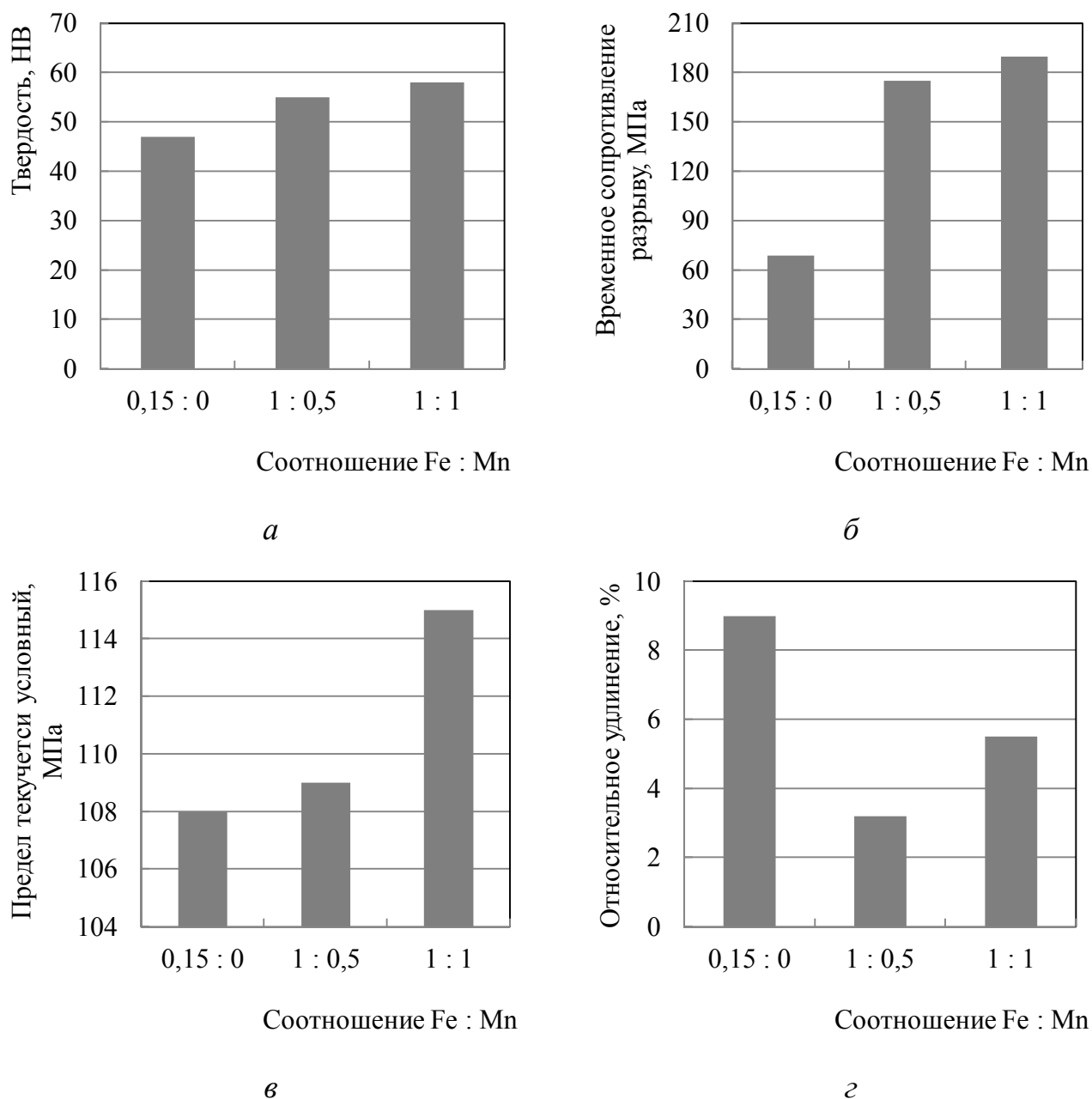


Рисунок 3.38 – Зависимость механических свойств алюминиевого сплава от соотношения в его составе Fe : Mn: *а* – твердость по Бринеллю, *б* – временное сопротивление разрыву, *в* – предел текучести условный, *г* – относительное удлинение

Выше описанные соотношения железа к марганцу были опробованы в заводских условиях ООО «КиК» при изготовлении автомобильных колес литьем под низким давлением. В ходе исследований было изучено 30 колес, объем выборки составил 300 образцов. Средние значения механических свойств образцов из колес показаны на рисунке 3.39.

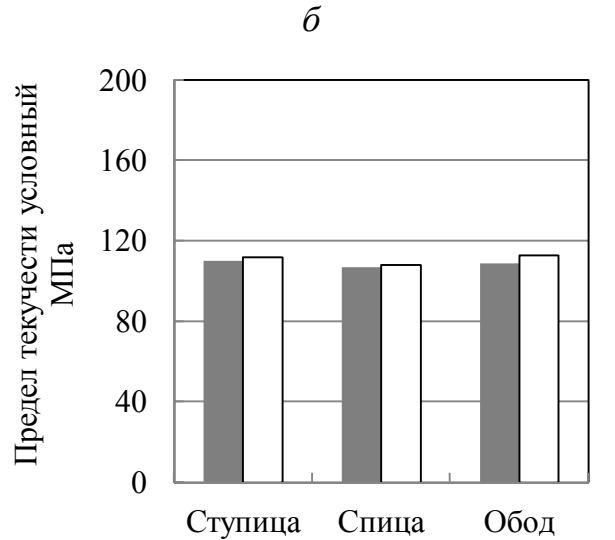
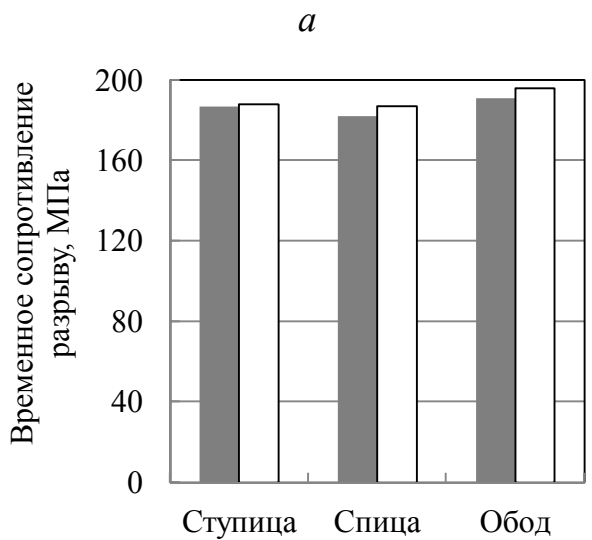
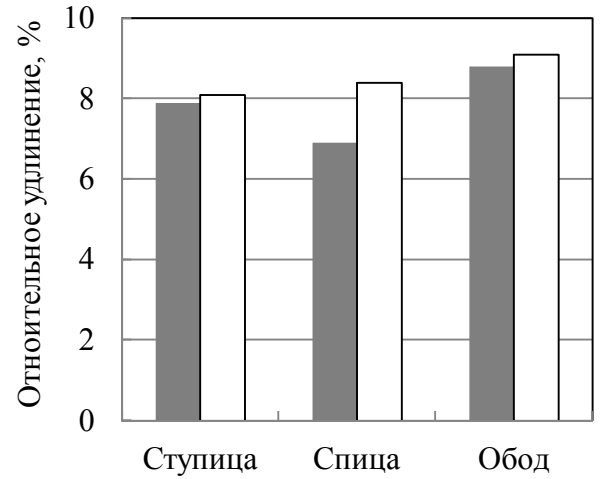
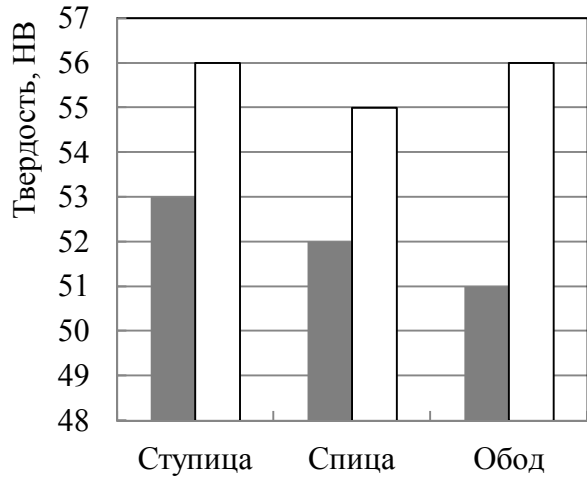


Рисунок 3.39 – Зависимость механических свойств алюминиевого сплава от соотношения

в его составе Fe : Mn: *а* – твердость по Бринеллю, *б* – относительное удлинение; *в* – временное сопротивление разрыву; *г* – предел текучести условный.

Соотношение Fe : Mn: □ – 1 : 1,0; ■ – 1 : 0,5

Увеличение твердости и прочности объясняется дополнительным упрочнением  $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия марганцем. Значительный прирост

твердости в зоне обода (внешней бортовой закраины) связан с тем, что в этой зоне наблюдается наибольшая объемная доля алюминиевой фазы.

Как показали металлографические исследования (рисунок 3.40), изменение относительного удлинения объясняется условиями литья и кристаллизации фаз. Влияние грубой структуры на уровень механических свойств спицы и ступицы нивелируется только в сплаве с соотношением  $Fe : Mn = 1 : 1$ . При этом происходит стойкое изменение морфологии  $\beta$ -фазы, что и дает повышение пластичности сплава.

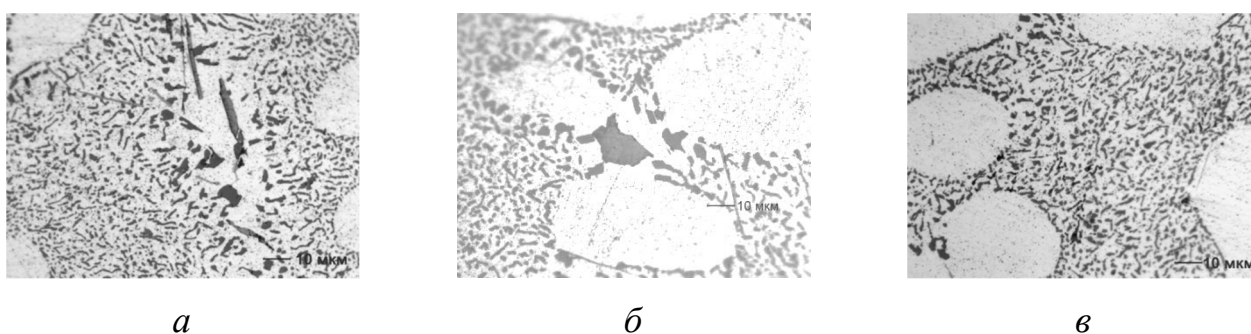


Рисунок 3.40 – Микроструктура образцов колес, отлитых из сплава с различным соотношением  $Fe : Mn$ : *a* – 1 : 0; *б* – 1 : 0,5; *в* – 1 : 1.  $\times 1000$

При этом, как показал статистический анализ, для образцов отливок из сплава с содержанием  $Fe : Mn = 1 : 1$  разброс значений механических свойств в два раза ниже, чем для образцов для сплава с содержанием  $Fe : Mn = 1 : 0,5$ . Это объясняется отсутствием грубых включений немодифицированной  $\beta$ -фазы, формированием более дисперсной гомогенной структуры. Кроме этого, 23 % образцов отливок из сплава с содержанием  $Fe : Mn = 1 : 0,5$  не соответствуют требованиям ГОСТ Р 50511 по удлинению, а 3,5 % – по временному сопротивлению разрыву. Отклонений по механическим свойствам для образцов из сплава с соотношением  $Fe : Mn = 1 : 1$  не наблюдалось.

Отрицательного влияния повышения содержания железа в сплаве на результаты стендовых испытаний по ГОСТ Р 50511 колес не установлено. Повышение

прочности и твердости дало положительный результат при испытаниях стойкости колес удару 13°, изготовленных из сплава с соотношением Fe : Mn = 1 : 1.

Таким образом, при использовании сплава с повышенным содержанием железа при производстве колес литьем под низким давлением приоритетным является сохранение соотношения Fe : Mn = 1 : 1. Проведённые исследования показывают, что одним из путей получения продукции с повышенными эксплуатационными свойствами, а именно легкосплавных колес, при сохранении конкурентоспособной себестоимости, является изменение состава широко применяемого силумина марки АК12.

### **3.5. Разработка технологии литья легкосплавных колес из сплава АК12 с повышенным содержанием железа**

Для изготовления литых колес методом литья под низким давлением применяют силумины, сырьем для которых служат первичные шихтовые материалы: алюминий марок А85 и А8, кремний кристаллический, модифицирующие компоненты и т.д.

Использование первичного алюминия марки А7 позволит уменьшить себестоимость литых колес, при этом снижает их механические свойства из-за образования включения фазы Al–Fe–Si игольчатой формы.

Проведенные исследования показали, что одним из путей получения легкосплавных колес с повышенными эксплуатационными свойствами при сохранении конкурентоспособной себестоимости, является изменение состава применяемого силумина марки АК12 при использовании сплава с повышенным содержанием железа при сохранении соотношения Fe : Mn = 1 : 1.

Поэтому для оценки влияния повышенного содержания железа на качество колес в системе ProCast было выполнено моделирование процессов формирования легкосплавных колес по технологии литья под низким давлением при содержании в сплаве железа 0,18; 0,25; 0,5; 1,0 и 1,5 %. Результаты моделирования показаны на рисунке 3.41, 3.42.

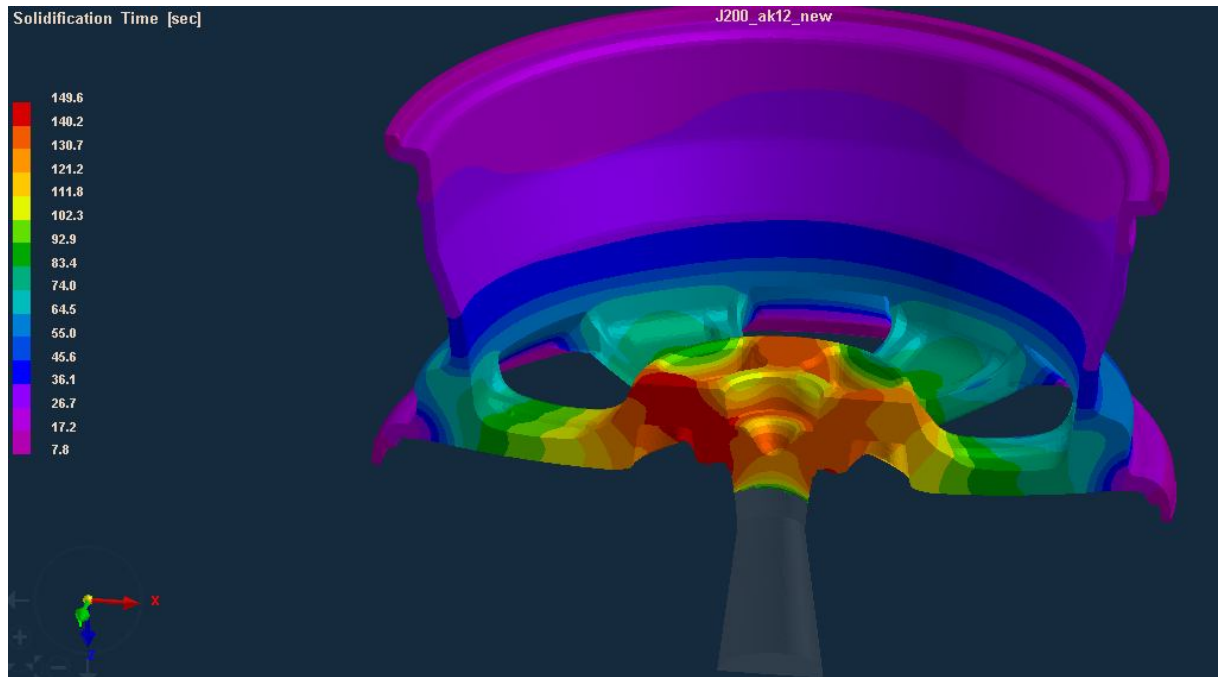
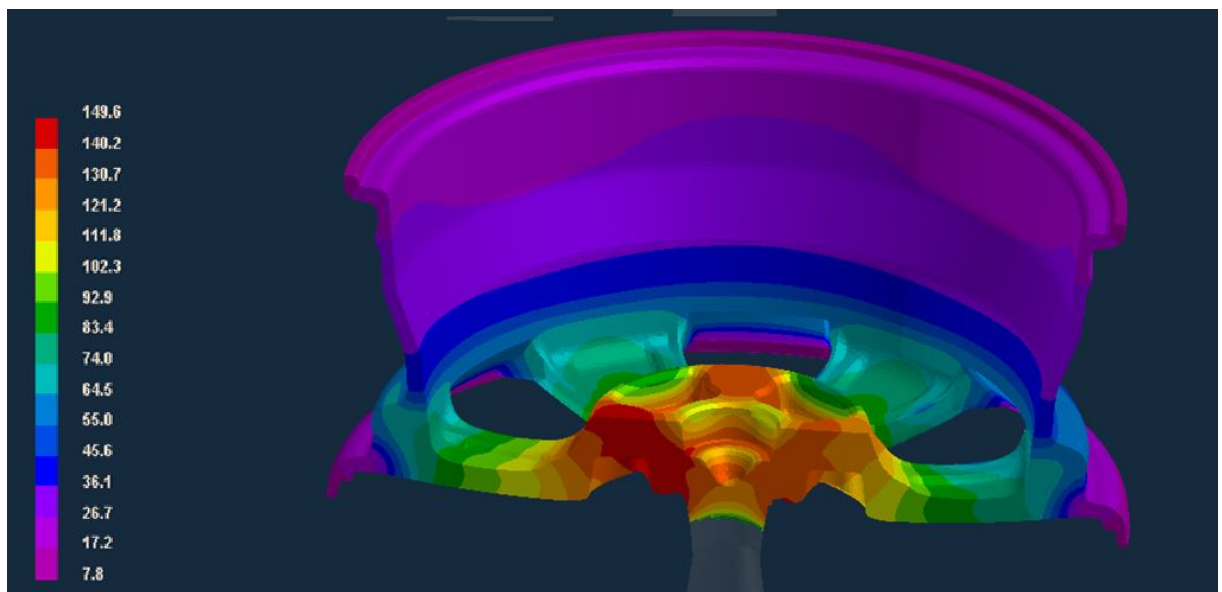
*a**б*

Рисунок 3.41 – Время затвердевания колес из сплава АК12 с различным содержанием железа, %: *a* – 0,18; *б* – 0,25

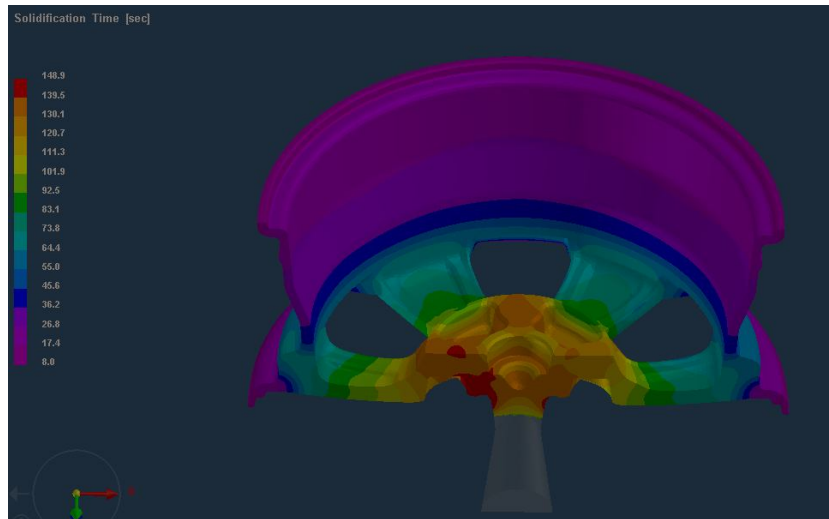
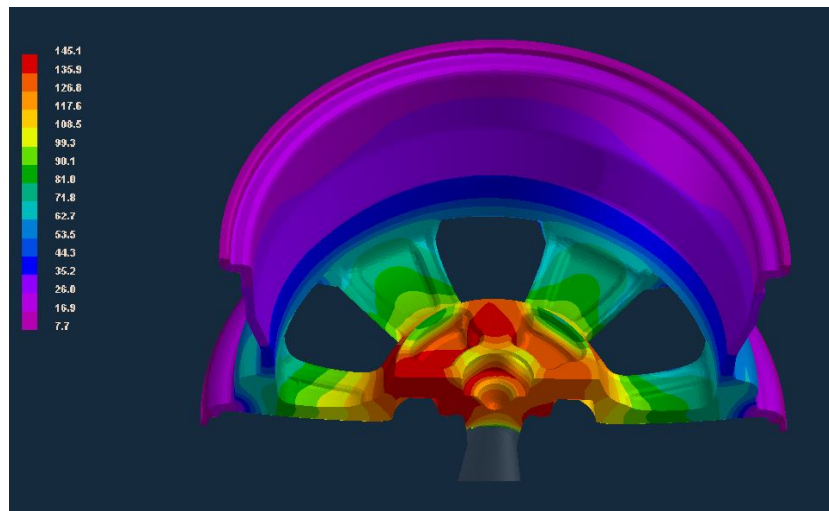
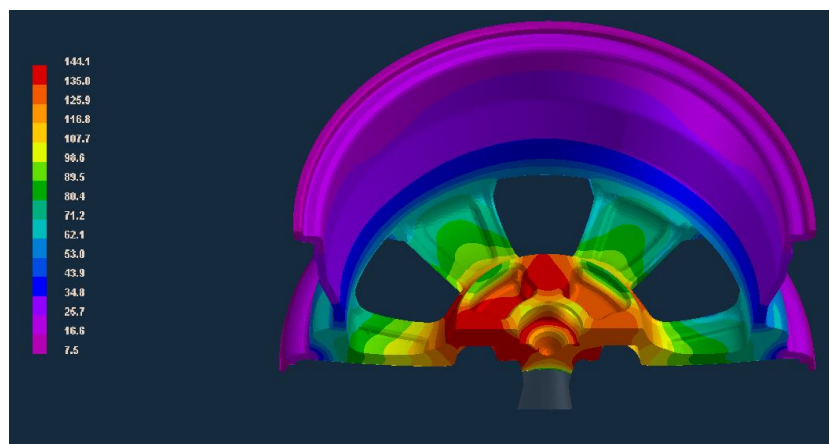
*a**б**в*

Рисунок 3.42 – Время затвердевания колес из сплава АК12

с различным содержанием железа, %:

*a* – 0,5; *б* – 1,0; *в* – 1,5



Из полученных результатов можно сделать вывод, что с повышением концентрации железа время затвердевания отливки уменьшается (рисунок 3.43).

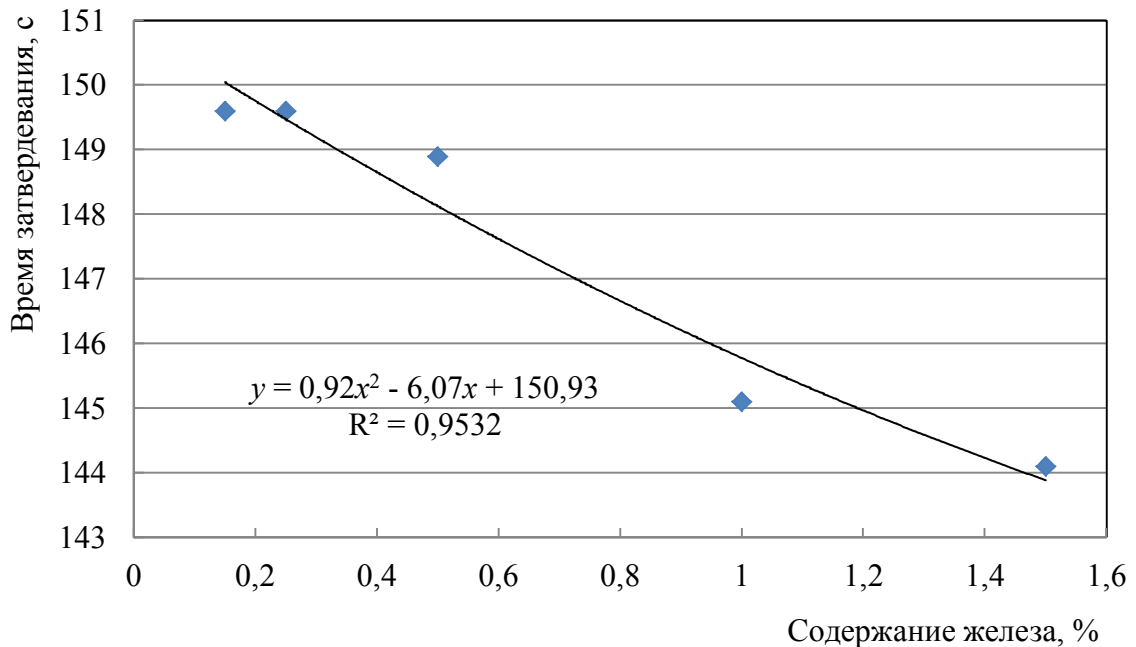


Рисунок 3.43 – Влияние содержания железа на время затвердевания колес из сплава АК12

Следовательно, зная расчетное время затвердевания отливки можно максимально экономно отрегулировать и настроить режимы литья на литейных машинах, что позволяет сэкономить электроэнергию и трудовые ресурсы.

Влияние содержания железа на пористость колес показано на рисунке 3.44.

Для колес с содержанием железа до 0,25 % характерна сосредоточенная пористость в зонах внутренней закраины, хампа и спиц. Данная пористость является незначительной и некритичной для готового изделия.

Повышение содержания железа до 1,5 % приводит к росту пористости усадочного характера. Это связано с образованием крупной игольчатой  $\beta$ -фазы, которая препятствует свободному течению эвтектической жидкости в междендритном пространстве.

Оценка полученного результата моделирования дает возможность определить максимально допустимое содержание железа, при котором сохраняются серийные параметры литья колес под низким давлением.

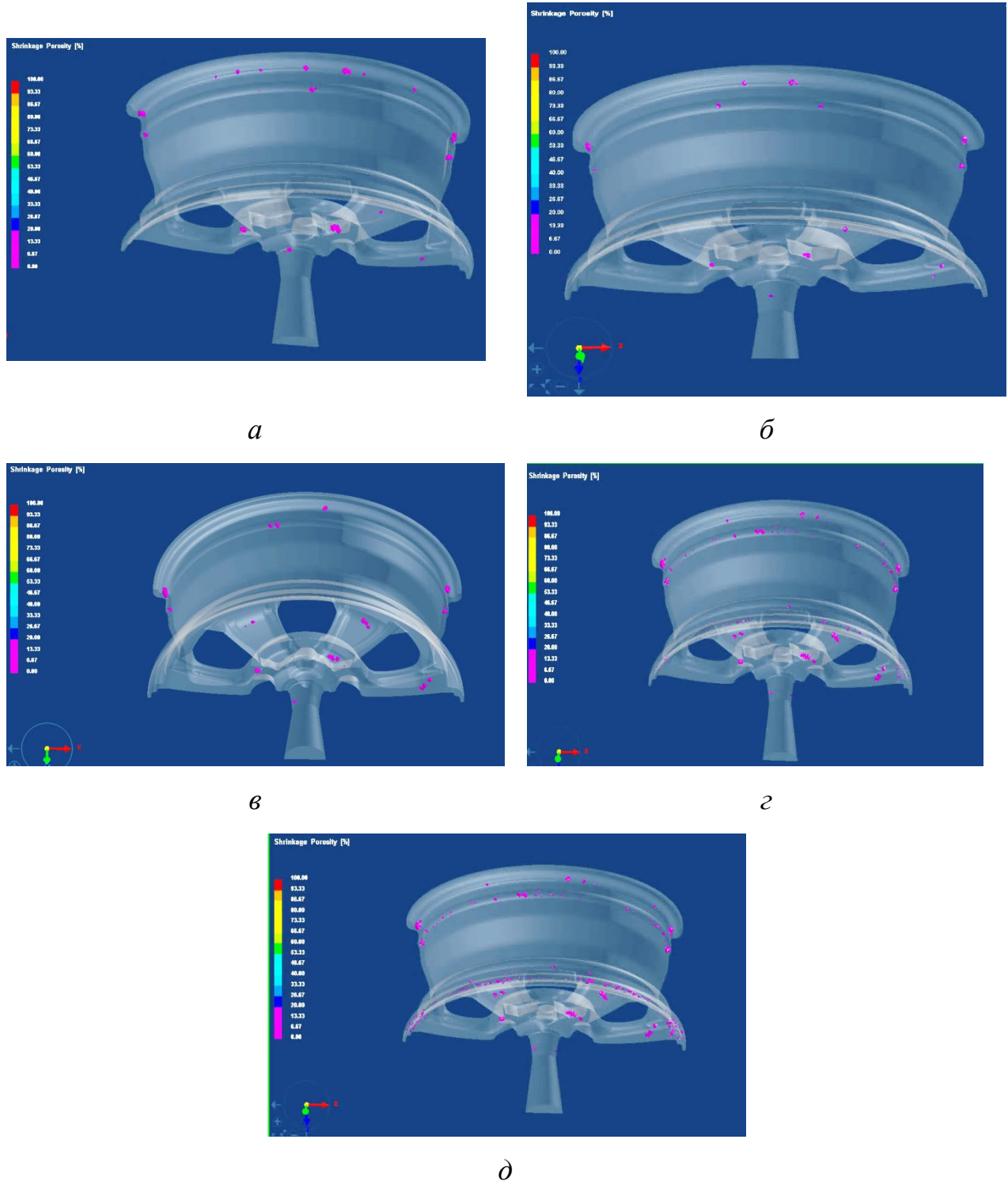


Рисунок 3.44 – Зоны образования пористости в автомобильном колесе из сплава АК12 с различным содержанием железа, %:

*a* – 0,18; *б* – 0,25; *в* – 0,5; *г* – 1,0; *д* – 1,5

С другой стороны, требования к химическому составу сплава EN 1706:1998 ограничивают содержание марганца (не более 0,35 %), максимальное содержание железа по результатам ранее проведенных работ также не должно превышать 0,35 %.

Поэтому в данной работе было изучено влияние содержания железа (до 0,35 %) и марганца (до 0,30 %) на жидкотекучесть, механические свойства и структуру проб сплава АК12.

Приготовление расплава проводили в печи на опытном участке литья ООО «КиК» на основе шихтовых материалов: первичный алюминий А7, железо-содержащая лигатура собственного производства, кремний кристаллический. Температура литья 670–690 °С. В ходе экспериментов было приготовлено три плавки, химический состав которых приведен в таблице 3.6.

Таблица 3.6 – Химический состав опытных плавков

Номер сплава	Содержание элемента, мас. %			
	Si	Fe	Mn	Ti
1	11,20	0,25	0,18	0,098
2		0,30	0,17	0,890
3		0,35	0,31	0,082

Результаты исследования жидкотекучести, измеренной по спиральной пробе (ГОСТ 16438-70) сплава АК12 с различным содержанием железа приведены на рисунке 3.45.

Уменьшение жидкотекучести можно объяснить тем, что с увеличением содержания железа происходит укрупнение игольчатой  $\beta$ -фазы, которая препятствует свободному течению эвтектической жидкости в междендритном пространстве. Введение марганца в соотношении меньшем, чем 1 : 1, не приводит к изменению морфологии  $\beta$ -фазы во всех микрообъемах. Увеличение содержания желе-

за более 0,25 % влечет за собой изменение температуры ликвидуса сплава (таблица 3.6), что было подтверждено результатами дифференциально-термического анализа, полученными на приборе STA 449CUPITER фирмы Netzsch (скорость нагрева 5°/мин, скорость охлаждения 20 °/мин).

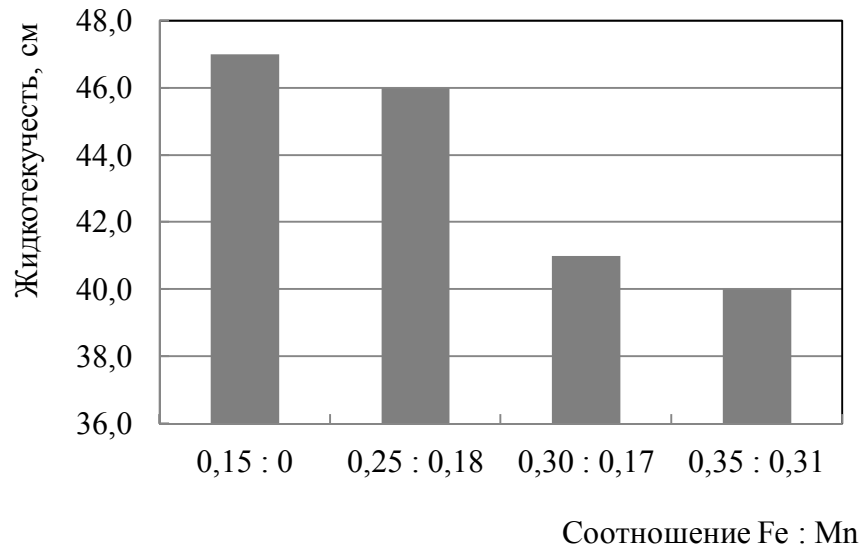


Рисунок 3.45 – Жидкотекучесть сплава АК12 с различным содержанием железа

Таблица 3.6 – Температура ликвидуса и солидуса сплава АК12 с различным содержанием железа

Номер сплава	Соотношение Fe : Mn	Температура, °С					
		нагрева			охлаждения		
		ликвидуса	солидуса	$\Delta t$	ликвидуса	солидуса	$\Delta t$
-	0,15 : 0,00	589,4	575,0	14,4	585,4	578,0	7,4
1	0,25 : 0,18	581,5	575,5	6,0	576,0	572,8	3,2
2	0,30 : 0,17	581,3	575,4	5,9	576,5	572,3	4,2
3	0,35 : 0,31	579,8	574,4	5,4	582,0	574,1	7,9

Полученные результаты показали, что для всех исследуемых сплавов кривые ДТА имеют одинаковый характер (рисунок 3.46).

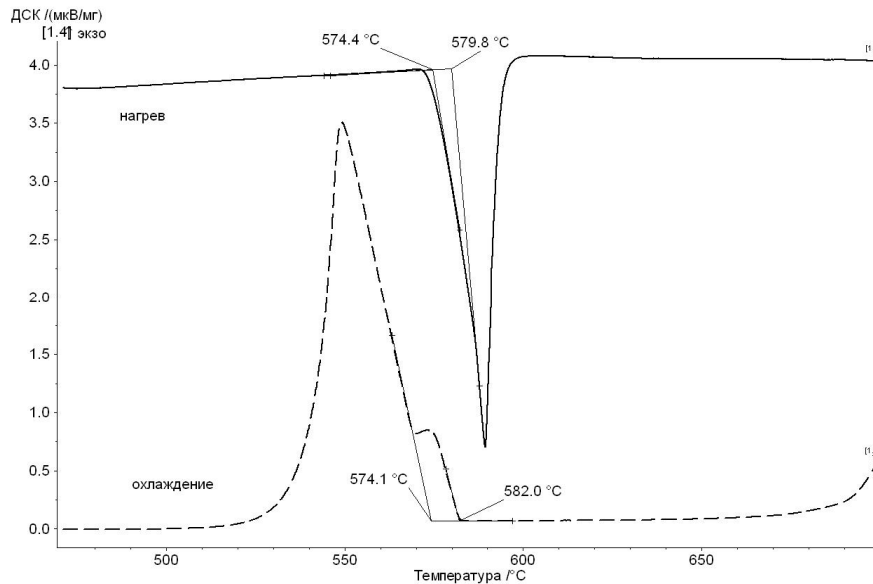


Рисунок 3.46 – Кривая ДТА для сплава АК12, содержащего 0,35 % железа и 0,31 % марганца

Изменение температур ликвидуса и солидуса при нагреве и охлаждении образцов можно объяснить конкуренцией выпадающих фаз, а также изменением кинетических характеристик процессов.

Результаты исследования микроструктуры и механических свойств приведены на рисунках 3.47, 3.48.

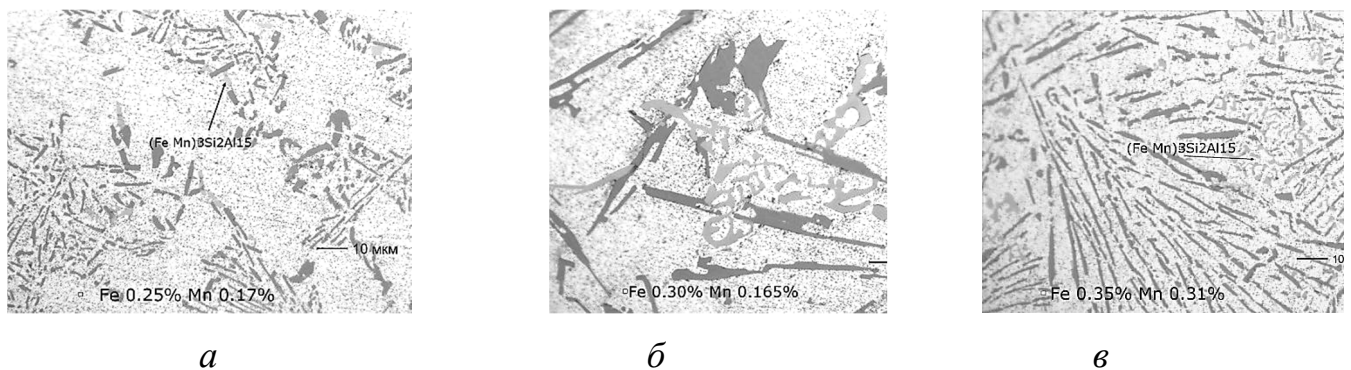


Рисунок 3.47 – Микроструктура алюминиевого сплава АК12, полученного при различном соотношении Fe : Mn. Номер плавки: *a* – 1, *б* – 2, *в* – 3

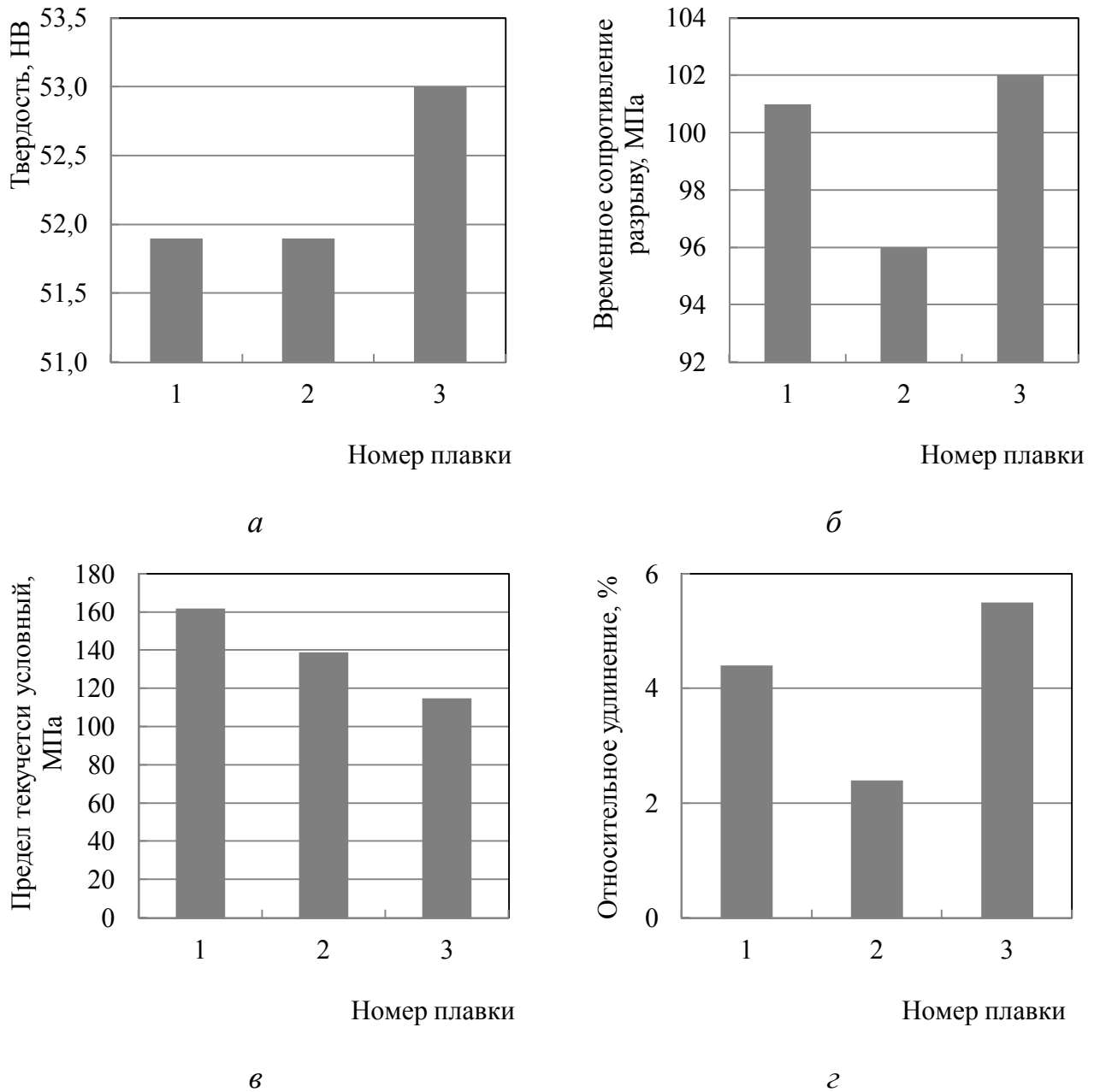


Рисунок 3.48 – Зависимость механических свойств алюминиевого сплава от соотношения в его составе Fe : Mn: *а* – твердость по Бринеллю, *б* – временное сопротивление разрыву, *в* – предел текучести условный, *г* – относительное удлинение

Исследования показали, что дендритный параметр образцов составил 20 мкм, что предполагает высокие скорости кристаллизации сплава, которые являются соизмеримыми со скоростями кристаллизации отдельных зон автомобильного колеса, в частности, тонких сечений колеса.

Соотношение железо : марганец 1 : 1 обеспечивает изменение морфологии железосодержащей  $\beta$ -фазы из игольчатой в скелетообразную форму, что приводит

к увеличению механических свойств колес при литье под низким давлением. Увеличение или уменьшение количества марганца в данном соотношении (например, сплав № 2) не приводит к образованию скелетообразной фазы во всем объеме отливки при ее кристаллизации.

Изменение прочности и твердости закономерно повышается при увеличении содержания железа в сплавах № 1 и № 3.

Таким образом, оценка полученных результатов моделирования дает возможность определить максимально допустимое содержание железа (0,5 %), при котором сохраняются серийные параметры литья колес под низким давлением. Исследования параметров структуры и уровня механических свойств образцов из сплава АК12 показали, что максимальное содержание железа в сплаве не должно превышать 0,25 %, при этом приоритетным остается соотношение железо : марганец, равное 1:1.

Механические свойства колес могут быть дополнительно повышены за счет дополнительной термической подготовки при покраске. Ранее проведенные исследования на АК7 показали, что после покраски временное сопротивление на разрыв и пластичность [88]. Аналогичные результаты были получены при покраске колес из сплава АК12 (рисунок 3.49).

### **3.6. Выводы**

По результатам проделанной работы можно сделать следующие выводы:

1. Предложен метод индекса плотности для экспресс-контроля водорода в литейных алюминиевых сплавах. Определены контрольные границы значений индекса плотности, обеспечивающие получение качественных отливок колес методом литья под низким давлением из алюминиевых сплавов. При индексе плотности 8 % пораженность оксидными пленками на макрошлифе составляет от 0,5 до 1,5 %, содержание водорода в сплаве – 0,2–0,25 см<sup>3</sup>/100г.

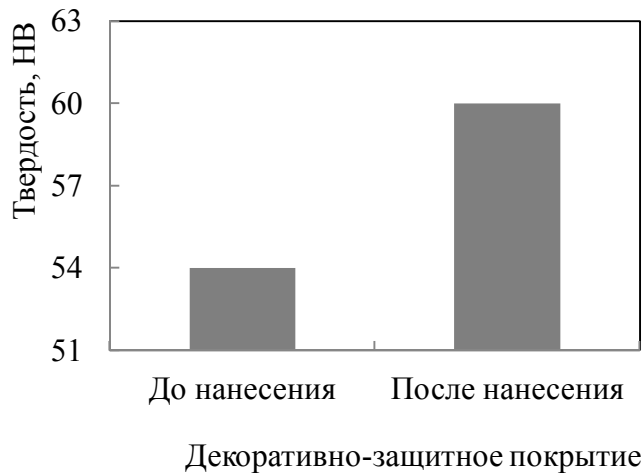
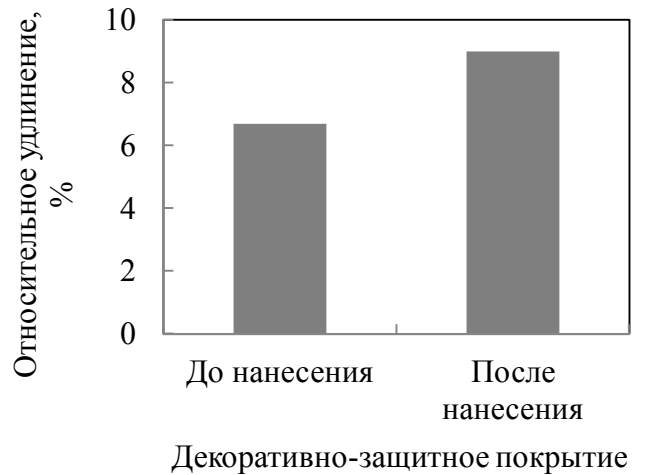
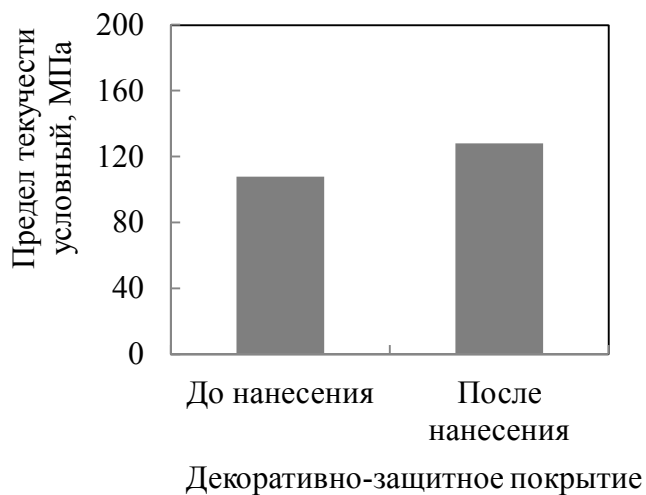
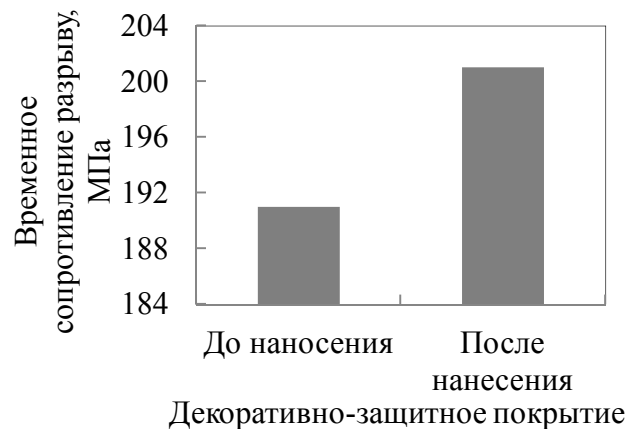
*a**б**в**г*

Рисунок 3.49 – Механические свойства колес автомобильных колес до и после покраски: *a* – твердость, *б* – относительное удлинение; *в* – предел прочности условный; *г* – временное сопротивление разрыву

2. Установлены зависимости содержания водорода и неметаллических включений по методу технологической пробы.

3. При литье автомобильных колес под низким давлением содержание марганца в силумине не должно превышать 0,20–0,25 % при содержании железа 0,20–0,25 %. Уровень механических свойств автомобильных колес, изготовленных ме-



тодом литья под низким давлением из опытного сплава, на 25 % по пределу текучести условному, на 15 % по временному сопротивлению на разрыв и на 40 % по относительному удлинению выше уровня свойств колес, полученных по серийной технологии. По результатам исследований подана заявка на изобретение «Литейный сплав на основе алюминия» № 2014123014 от 05.06.2014.

#### 4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СПЛАВА АК12 НА ОСНОВЕ ПЕРВИЧНОГО АЛЮМИНИЯ А7 ДЛЯ ЛИТЬЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС

В последнее время в литейном производстве особое внимание уделяется внепечным методам обработки расплавов для повышения их качества. Особое значение внепечная обработка имеет для алюминиевых сплавов, так как благодаря проведению операций рафинирования и модифицирования можно достигнуть необходимого уровня показателей качества и гарантировать эксплуатационную надежность изделий. В настоящее время нет такого универсального способа внепечной обработки, который позволял бы осуществить дегазацию расплава, очистить его от крупных и дисперсных неметаллических включений, равномерно распределить модификатор по объему расплава [89].

Решение поставленной задачи может быть достигнуто за счет применения внепечной технологии рафинирования и модифицирования, позволяющей качественно очистить расплав и снизить эффект выгорания модификатора с сохранением его жизнеспособности в условиях литья под низким давлением в течение 2–3 ч.

Наиболее эффективными модификаторами в современной производственной практике изготовления отливок из силуминов являются стронций и титан. Однако при их использовании возникает ряд проблем:

- высокая стоимость, т.к. наиболее эффективные модификаторы поставляются зарубежными фирмами;
- большой расход модификаторов, что предполагает наличие складов и четко отлаженной логистики поставок;
- нетехнологичность при обработке больших масс расплавов, например, в ковше;
- необходимость четкого контроля за параметрами их введения (температура введения и время выдержки в расплаве) из-за низкой жизнеспособности модификаторов.

Поэтому появилась необходимость в разработке модификаторов отечественного производства и внедрения их в технологический процесс производства литых изделий.

Наиболее перспективным направлением является применение ультрадисперсных модификаторов, которые могут повысить качество сплава при минимальных затратах. Введению ультрадисперсных модификаторов в расплавы посвящен ряд работ [57–61]. Однако, эффективного и технологичного способа, который не приводит к увеличению затрат на производство продукции, не достигнуто.

Поэтому цель данного раздела заключалась в исследовании влияния таблетированного модификатора на основе ультрамелкодисперсного карбида кремния на структуру и свойства сплава АК12.

Результаты исследований опубликованы в работах [89–93].

#### **4.1. Исследование влияния способа введения таблетированного модификатора на свойства алюминиевого сплава АК12**

Цель данного раздела работы: оценить влияние способа введения таблетированного модификатора на основе карбида кремния на структуру и механические свойства сплава АК12.

Таблетированный модификатор был поставлен фирмой «Красноярский инструментальный центр» (г. Красноярск). Для введения в расплав из карбида кремния фракции до 0,1 мм и алюминиевой стружки готовили таблетки диаметром 30 мм (рисунок 4.1).



Рисунок 4.1 – Внешний вид таблетированного модификатора

Таблетированный модификатор вводили следующим образом:

1. «Под струю металла» без дополнительного перемешивания из расчета 0,4–0,6 % модификатора на 1 т расплава. Разлив сплава проводился в чугунные изложницы с температуры 780 °С и с последующим понижением до 720 °С. Для исследований были отобраны по 3 чушки с температурами литья 780, 750 и 720 °С.

2. На роторной установке в течение 6 мин из расчета 0,2–0,3 % модификатора на 1 т расплава. Разлив сплава проводился в чугунные изложницы с температуры 730 °С и с последующим понижением до 690 °С. Для исследований были отобраны по 3 чушки с температурами литья и маркировкой 730, 710 и 690 °С.

Исследование возможности введения модификатора и его усвоения при приготовлении расплава в печи ИАТ-2,5 изучалось в интервале от 720 до 780 °С. Интервал температур от 690 до 730 °С соответствует температурам литья под низким давлением колес в производственных условиях.

Экспериментальный сплав готовили на плавильном участке ООО «КиК» в печи ИАТ-2,5 из вторичных отходов собственного производства (стружки, взятой после механической обработки отливок колес).

Результаты оценивались исследованием макро- и микроструктуры, испытанием механических свойств чушки. Загрязненность расплава неметаллическими включениями и водородом оценивали по индексу плотности.

Химический состав экспериментального сплава приведен в таблице 4.1. Схема разметки контрольных образцов на макро- и микроструктуру и для испытаний механических свойств показана на рисунке 4.2.

Макроструктура контрольных образцов представлена на рисунке 4.3, микроструктура – на рисунках 4.4, 4.5, результаты испытаний механических свойств – на рисунке 4.6.

Металлографическими исследованиями определено уменьшение размера макрозерна в опытных чушках в 4 раза, в сравнении с контрольным сплавом, отсутствие пористости, увеличение плотности отливки с 2,59 до 2,66 г/см<sup>3</sup>.

Таблица 4.1 – Химический состав экспериментального сплава, мас. %

Элемент	Содержание элемента	Элемент	Содержание элемента
Si	11,34	Zn	0,01
Fe	0,56	Ti	0,13
Cu	0,01	Примесные элементы	В пределах ГОСТ 1583-93,



а



б

Рисунок 4.2 – Схема разметки контрольных образцов на макро- и микроструктуру (а) и механических свойств (б)

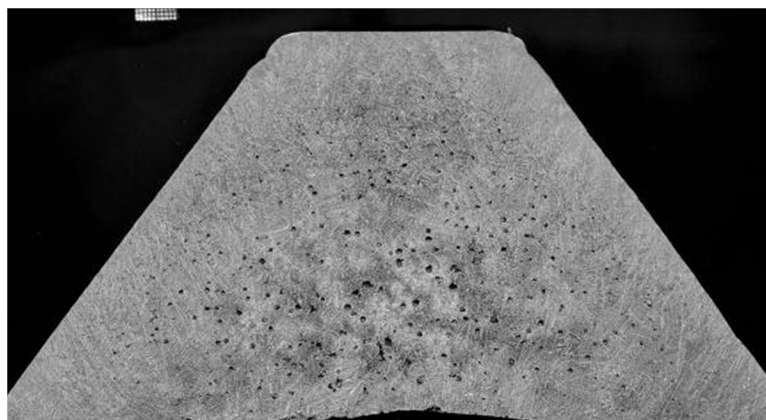
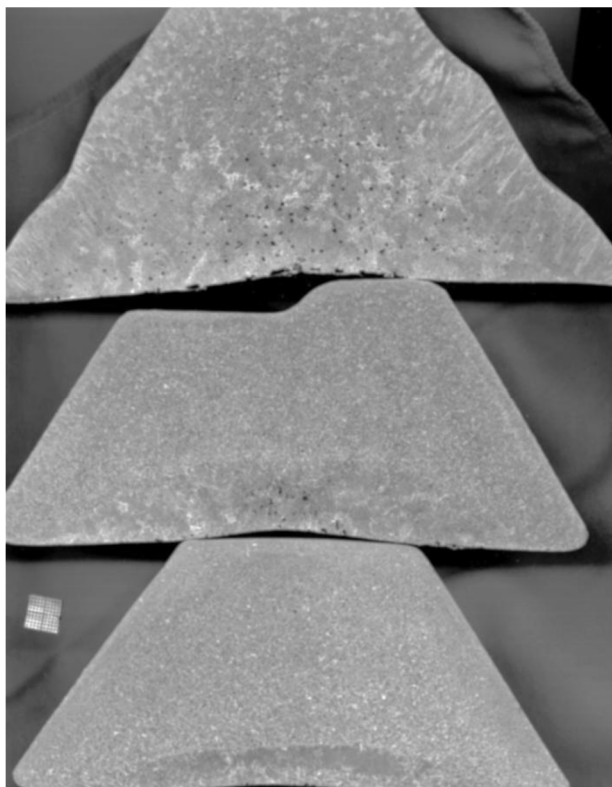
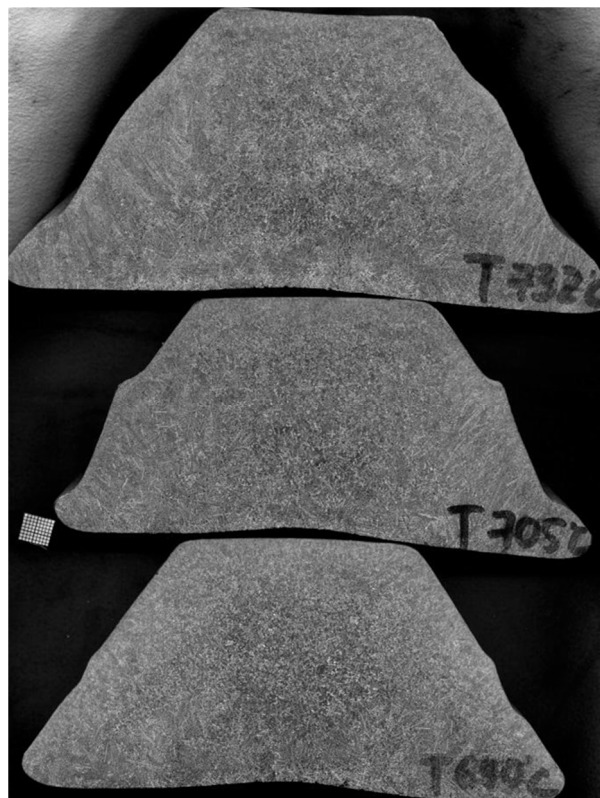
*a**б**в*

Рисунок 4.3 – Макроструктура чушки из сплава АК12:

*a* – немодифицированного; *б, в* – модифицированного (способ ввода модификатора (температура литья, °С): *б* – под струю металла (снизу вверх: 720, 750, 780); *в* – роторная установка с последующим перемешиванием (снизу вверх: 690, 710, 730))



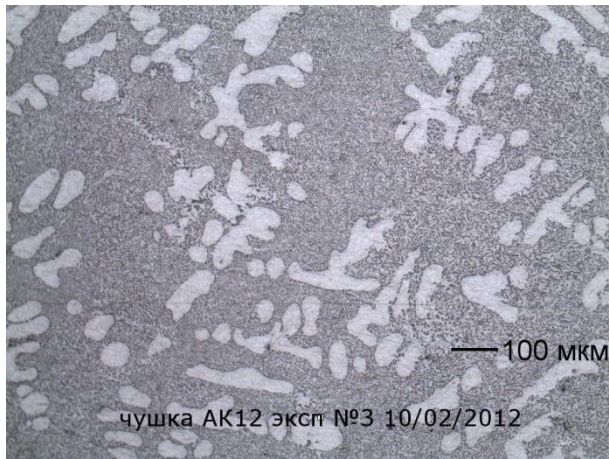
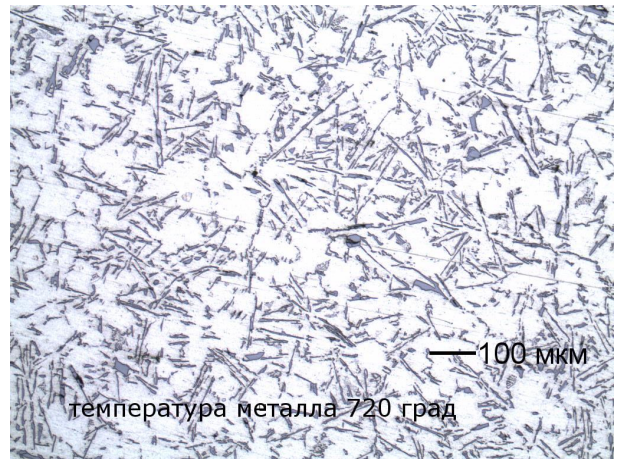
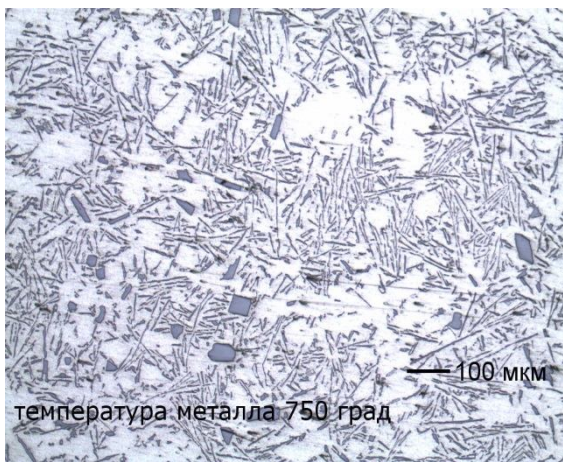
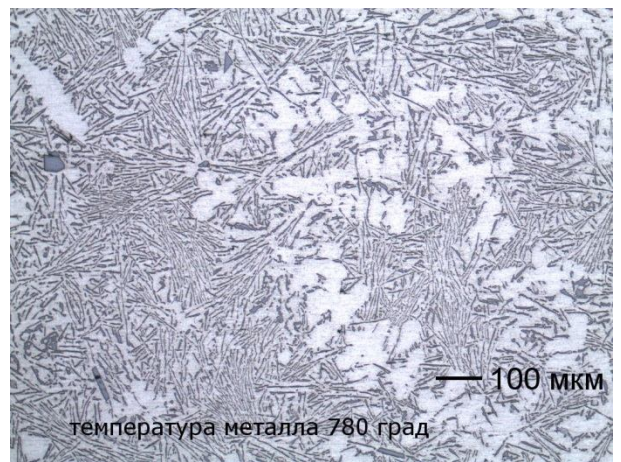
*a**б**в**г*

Рисунок 4.4 – Микроструктура образцов силумина эвтектического состава, отлитых с УДП и без него при разных температурах: *a* – без УДП при температуре литья 750 °С; *б–г* – с УДП при температуре литья 720 (*б*), 750 (*в*) и 780 (*г*) °С

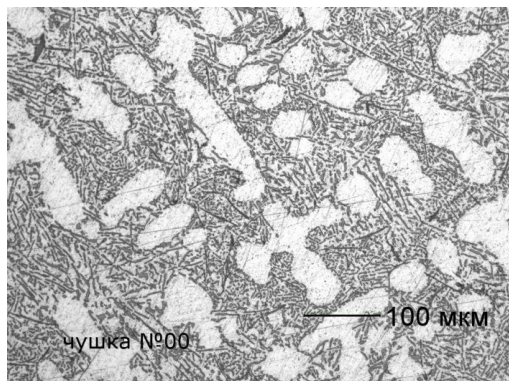
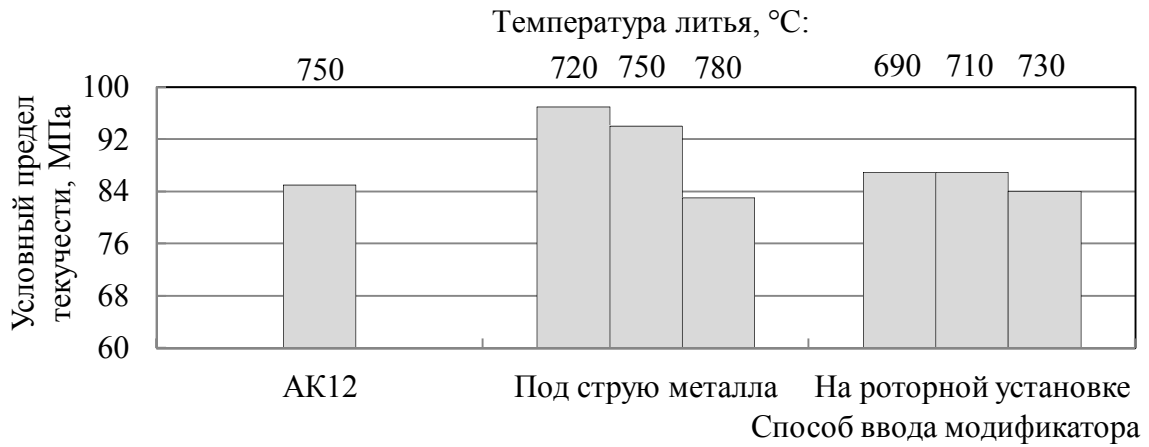
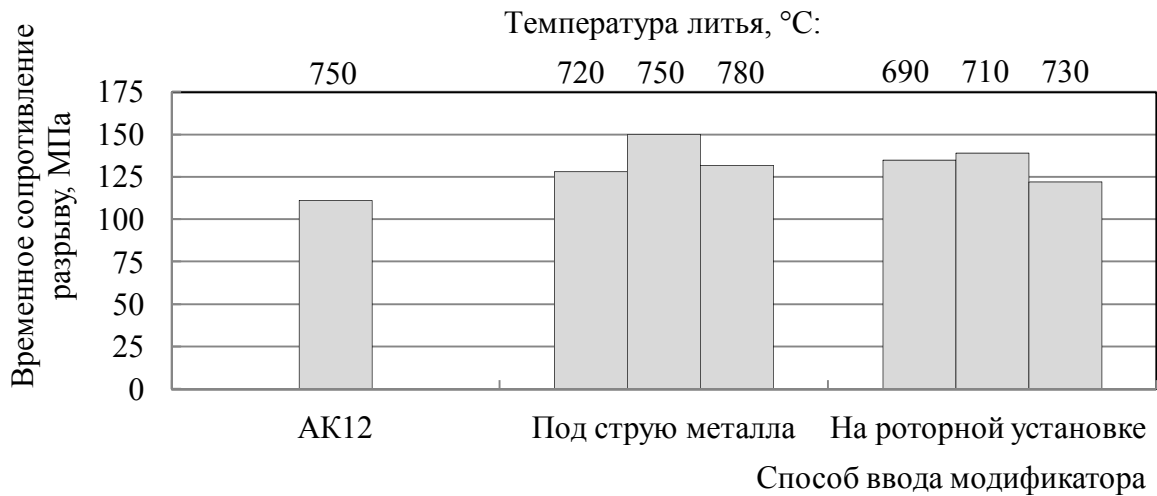
*a**б*

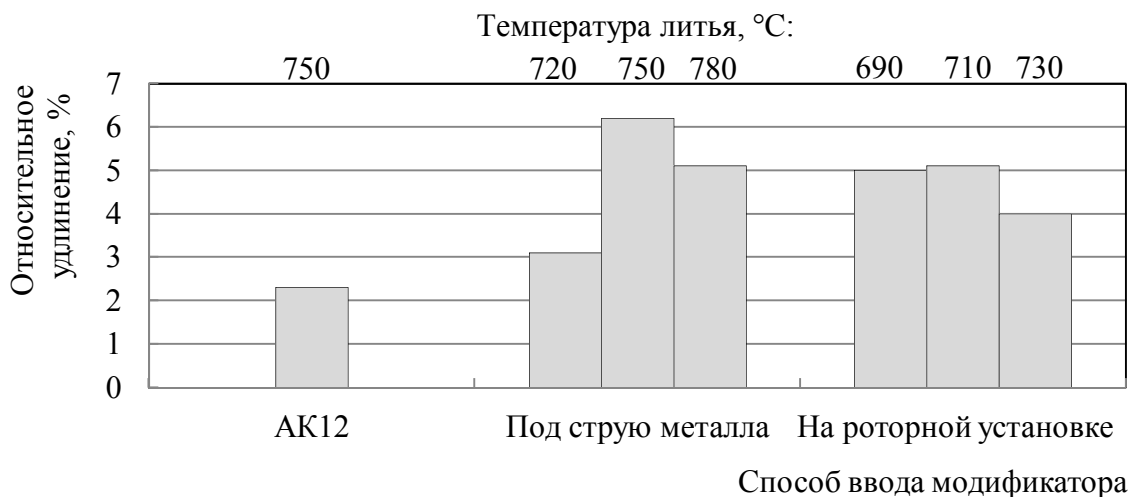
Рисунок 4.5 – Микроструктура чужки: *a* – без модифицирования; *б* – модификатор вводили на роторной установки при температуре литья 710 °С



а



б



в

Рисунок 4.6 – Зависимость уровня механических свойств сплава АК12 от способа ввода модификатора на основе карбида кремния и температуры литья



Из представленных графиков видно, что при введении модификатора в расплав на роторной установке отмечается незначительных разброс значений уровня механических свойств сплава АК12. При введении модификатора «под струю металла» для сплава характерна нестабильность показателей механических свойств (временное сопротивление разрыву, условный предел текучести и, особенно, относительное удлинение).

В работе [58] этот эффект объясняют следующим образом. При принудительном способе движения расплава, а именно, перемешивании, на границе алюминиевого расплава и твёрдых частиц карбида кремния вследствие различия в скоростях колебаний твердой и жидкой фаз возникают силы вязкого трения, которые уменьшают поверхностное натяжение на границе между твёрдой и жидкой фазами. Исходя из того, что в поле упругих колебаний интенсифицируются флуктуационные процессы, определяющие вероятность перехода металла из жидкой фазы в твёрдое состояние, предполагается, что упругие колебания изменяют энергию активации зародышеобразующих частиц SiC. В результате изменения поверхностного натяжения и энергии активации уменьшается работа образования зародыша и увеличивается вероятность зарождения твёрдой фазы, что в свою очередь, увеличивает скорость кристаллизации.

Перемешивание жидких модифицированных алюминиевых сплавов оказывает сильное каталитическое действие на систему «расплав – модификатор SiC», положительно воздействует на капиллярный микрорельеф поверхности дисперсных частиц карбида кремния, превращая их в активные центры кристаллизации.

Представленные данные микроструктуры подтверждаются результатами испытаний механических свойств: с увеличением температуры модификатора наблюдается огрубление включений эвтектического кремния, что приводит к снижению уровня механических свойств. При высоких температурах наблюдается увеличение объемной доли эвтектики, что свидетельствует о снижении усвоения модификатора расплавом.

Из литературы [86] известно, что модификаторы сдвигают эвтектическую точку по диаграмме состояния Al–Si. Модифицирующий эффект при этом приводит к увеличению доли  $\alpha$ -твердого раствора.

Полученные результаты согласуются с литературными данными. Так, авторы работы [58] в ходе исследований также не обнаружили измельчения эвтектики и железосодержащих фаз.

По методике, описанной в работе [60], было рассчитано количество дополнительных центров кристаллизации, искусственно введенных в тигель (таблица 4.2).

Таблица 4.2 – Расчет количества дополнительных центров кристаллизации

Параметр	Значение
Параметры частицы карбида кремния:	
размер частиц, мкм	0,1
плотность, г/см <sup>3</sup>	3,21
масса одной частицы, г	$1,68 \cdot 10^{-15}$
Содержание карбида кремния в таблетках, г	38,4
Количество частиц карбида кремния, шт.:	
в тигле	$2 \cdot 10^{14}$
в 1 кг отливке	$2 \cdot 10^{11}$

Проведенный расчет указывает, что введение ультрамелкодисперсного модификатора на основе карбида кремния повышает количество центров кристаллизации в 1 кг отливки до  $2 \cdot 10^{11}$  шт.

С целью изучения влияния повышенного содержания железа (до 0,5 %) в сплаве АК12 был изучен модифицирующий эффект таблетированного модификатора на основе карбида кремния. Разлив сплава в чушку проводили с температуры 780 °С, окончание разливки – при 690 °С (рисунок 4.7).

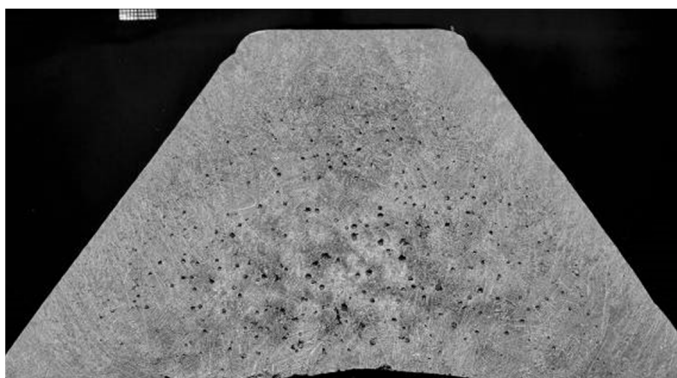
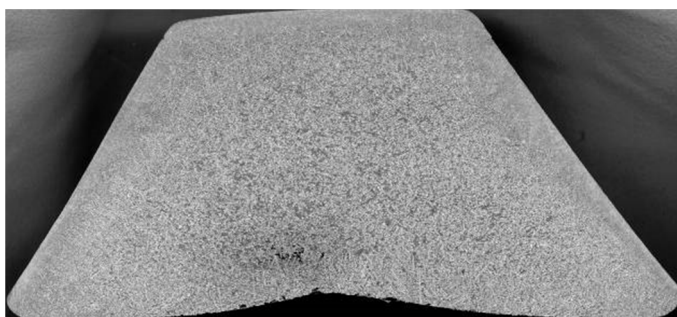
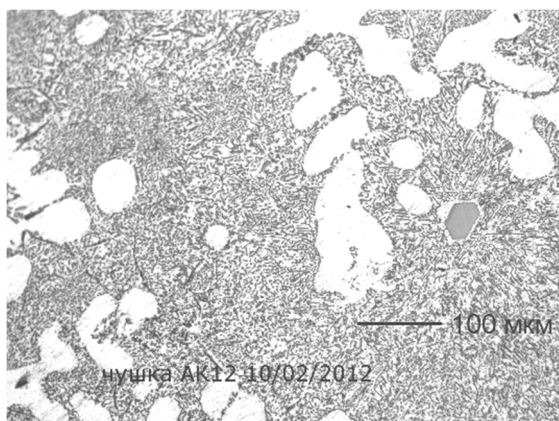
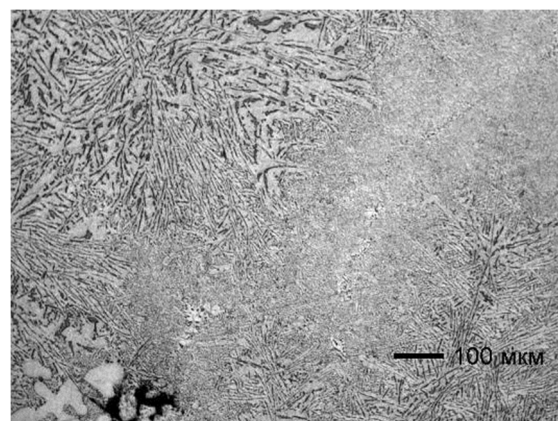
*a**б**в**г*

Рисунок 4.7 – Макро- (*a, б*) и микроструктура (*в, г*) чушки сплава АК12 до (*a, в*) и после (*б, г*) модифицирования

Микроструктурными исследованиями выявлена неравномерность модифицирования структуры, связанная с распределением модификатора в расплаве. Для более качественного воздействия модификатора на все микрообъемы необходимо обеспечить дополнительное механическое воздействие при его введении в расплав.

В процессе исследований с помощью оптической микроскопией установлено, что при повышенном содержании железа (0,5 %) происходит изменение морфологии железосодержащей  $\beta$ -фазы. Это можно объяснить следующим образом. Из литературы [99–101] известно, что карбид кремния плохо смачивается алюминием. Для того, чтобы частицы карбида кремния стали центрами кристаллизации необходимо формирование на их поверхности монокристаллического слоя из промежуточной фазы с параметрам решетки, близкими к алюминию, и обеспечивающей смачиваемость частиц расплавом (рисунок 4.8).

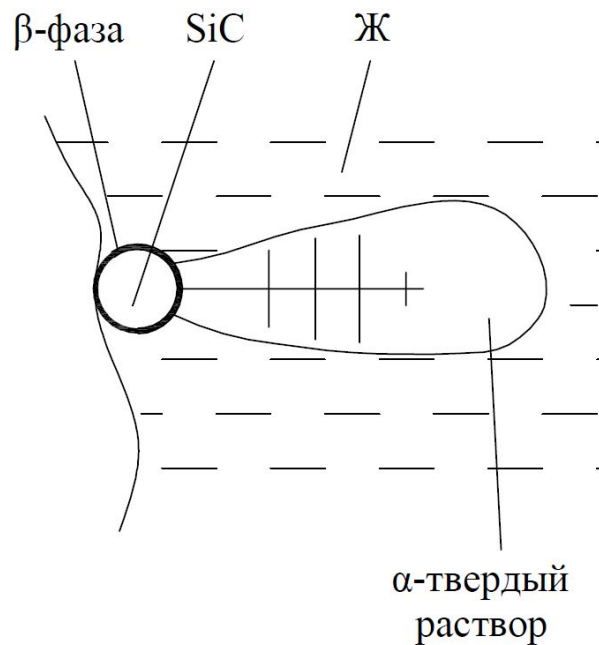


Рисунок 4.8 – Схема работы SiC, как модификатора

Согласно работе [102] при введении SiC в расплав алюминия вероятно прохождение реакции с образованием карбида алюминия ( $Al_4C_3$ ). Термодинамические расчеты в программе Chemistry показали, что протекание данной реакции в интервале температур от 0 до 1 000 °С маловероятно (рисунок 4.9).

Следовательно, наиболее возможной переходной фазой будет являться железосодержащая фаза, которая как было показано в работе [89] является фазой кристаллизационного происхождения. Для подтверждения механизма модифицирования алюминиевых сплавов ультрамелкодисперсным карбидом кремния изу-

чены образцы фольг методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (рисунок 4.10).

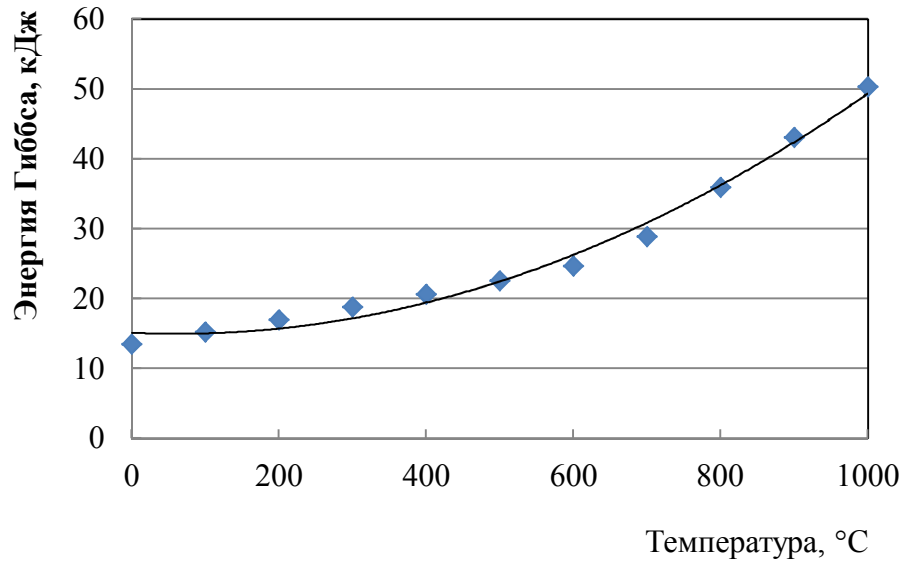
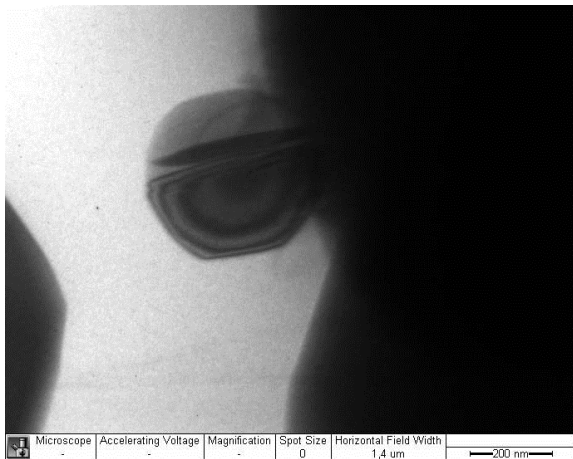
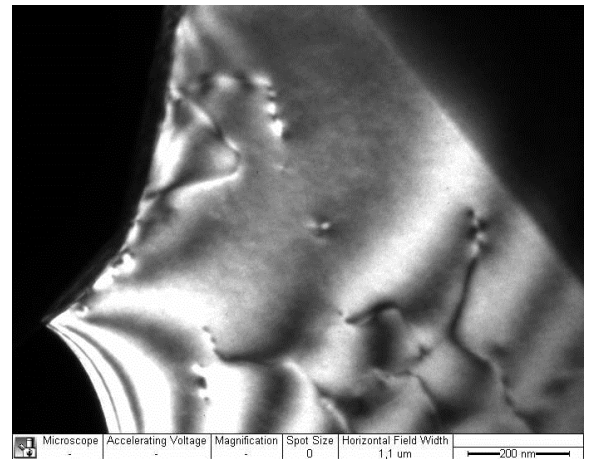


Рисунок 4.9 – Зависимость энергии Гиббса реакции  $4\text{Al} + 3\text{SiC} = \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{Si}$  от температуры



*a*



*б*

Рисунок 4.10 – Частица карбида кремния с поверхностным слоем переходной фазы (*a*) и картина дислокаций в переходном слое (*б*)

Результаты, полученные с помощью ПЭМ, показали, что на поверхности двойников частиц карбида кремния формируется монокристаллический поверхностный слой, характеризующийся наличием муаровой картины (рисунок 4.10, *a*).

На более высоком увеличении (рисунок 4.10, б) на частице модификатора карбида кремния отмечается эффект электронного муара и хорошо видны несовершенства в виде сетки дислокаций.

Анализ уровня механических свойств показал, что введение модификатора увеличивает относительное удлинение на 50 %, временное сопротивление разрыву на 20 % чушки в сравнении с контрольной чушкой (рисунок 4.11).

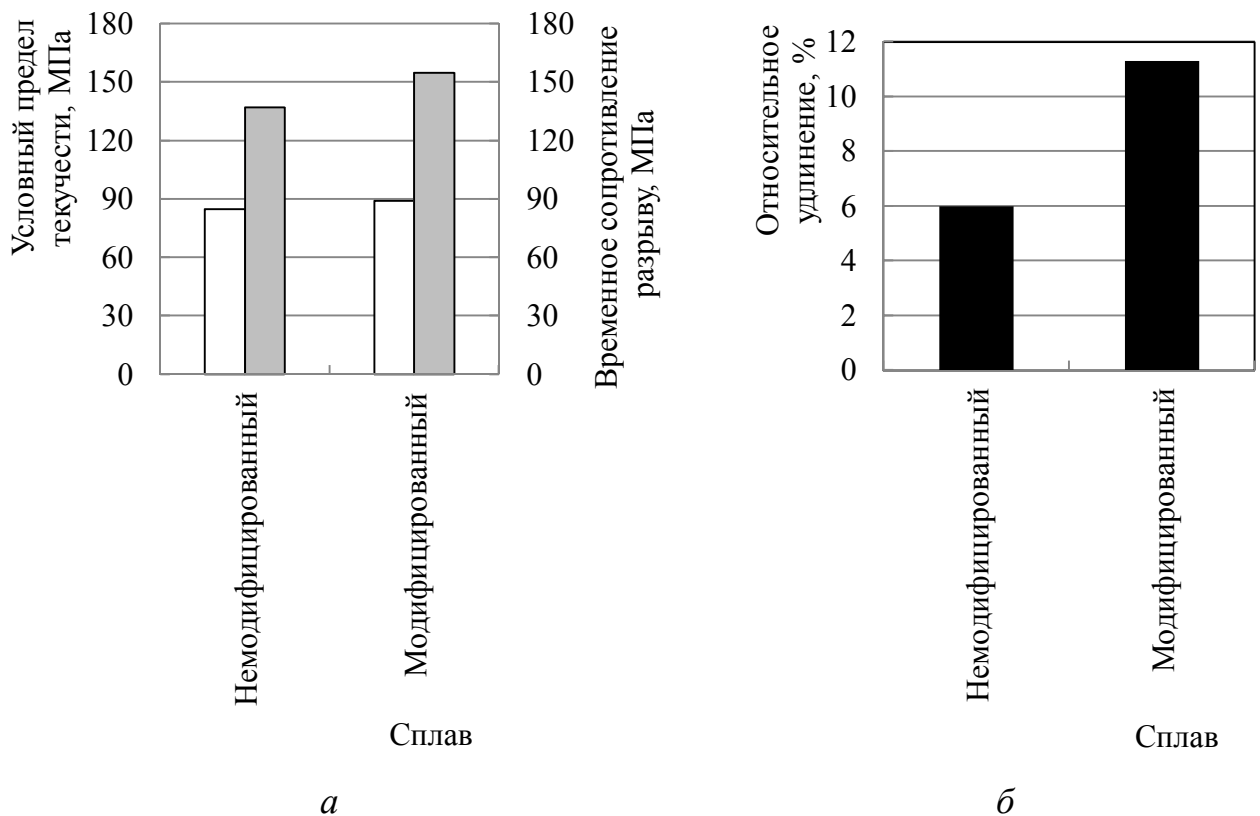


Рисунок 4.11 – Уровень механических свойств чушки из сплава АК12 до и после введения модификатора на основе карбида кремния: а – условный предел текучести (□) и временное сопротивление разрыву (■); б – относительное удлинение

Заметный прирост механических свойств наблюдается для сплава с повышенным содержанием  $Fe \leq 0,5$  %. Исследования микроструктуры образцов показали, что введение карбида кремния в сплав приводит к изменению морфологии грубых включений  $\beta$ -фазы, что и привело к увеличению относительного удлинения и прочности в сравнении с контрольной чушкой (рисунки 4.12, 4.13).

С целью оценки возможности технологии литья колес из сплава АК12, модифицированного таблетированным модификатором на основе карбида кремния, была отлита опытная партия колес в условиях ООО «КиК». Химический состав колес приведен в таблице 4.3.

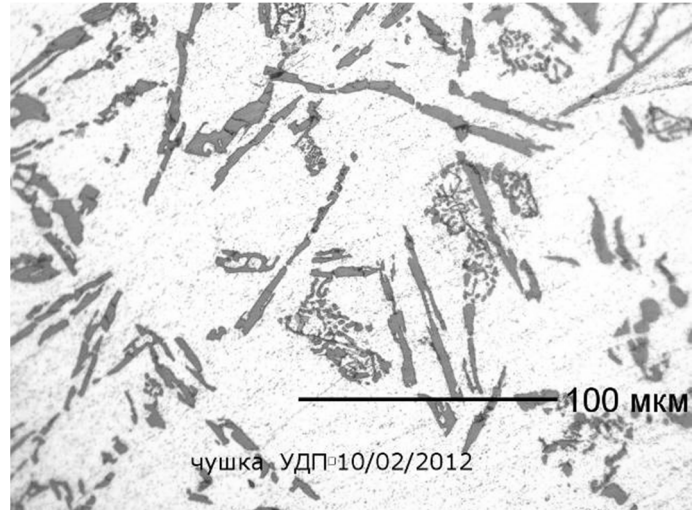


Рисунок 4.12 – Микроструктура модифицированного сплава АК12 с содержанием железа 0,5 %

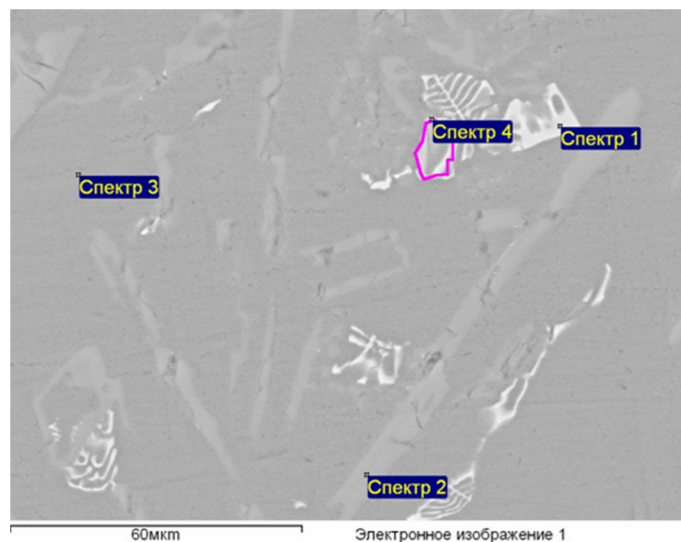


Рисунок 4.13 – Структура включений фаз Al–Fe–Si в сплаве, обработанном модификатором на основе карбида кремния (СЭМ)

Таблица 4.3 – Химический состав опытного сплава, мас. %

Элемент	Содержание элемента	Элемент	Содержание элемента
Si	11,4	Sr	0,025
Fe	0,12	Ti	0,1
Mg	0,07	Примесные элементы	В пределах ГОСТ 1583- 93

Уровень механических свойств колес, отлитых из сплава АК12, модифицированного по различным технологиям, приведен в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Уровень механических свойств колес, отлитых из сплава АК12, модифицированного по серийной технологии и модификатором на основе карбида кремния

Зона колеса	Свойство		
	Временное сопротивление разрыву, МПа	Условный предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
АК12, модифицированный по серийной технологии (модификатор – стронций)			
Спица	181	90	8,4
	184	98	9,5
	187	97	11,4
Обод	188	110	10,0
	188	108	10,2
	191	99	10,3
Ступица	183	94	7,6
	181	100	7,2
	183	106	7,6



Продолжение таблицы 4.4

Зона колеса	Свойство		
	Временное сопротивление разрыву, МПа	Условный предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
АК12, модифицированный таблетированным модификатором			
Спица	176	141	6,8
	185	104	9,5
	185	105	9,4
Обод	189	107	12,0
	194	150	16,5
	185	146	10,1
Ступица	187	105	9,6
	184	104	8,9
	184	145	8,0

Механические свойства колес, отлитых из сплава АК12, модифицированного различными способами, имеют одинаковый уровень. Однако, видно, что для колес, отлитых из сплава с таблетированным модификатором, характерен разброс значений механических свойств образцов, взятых из одной зоны. Это доказывает неравномерность распределения модификатора в объеме расплава. Стоит отметить улучшение внешнего вида отливок после введения модификатора: поверхность становится гладкой и блестящей.

#### **4.2. Исследование влияния комплексной обработки расплава на качество автомобильных колес**

Работы по введению в эксплуатацию установки FDU Mark 10 MTS 1500 были проведены на ООО «КиК» с 26.02.2014 по 28.02.2014 г. при поддержке специалистов компании FOSECO.

Для оценки эффективности модифицирующей способности гранулированного флюса на основе солей калия ( $KBF_4$ ,  $K_2TiF_6$  и  $K_2TiO_3$ ) были проведены исследования на образцах проб, для анализа которых использовали прибор Thermal-Analyse System TA 110. Для сравнения приведены результаты исследований модифицирующей способности прутковой лигатуры AlTi5B1. Результаты исследований приведены на рисунке 4.14 и в таблице 4.5.

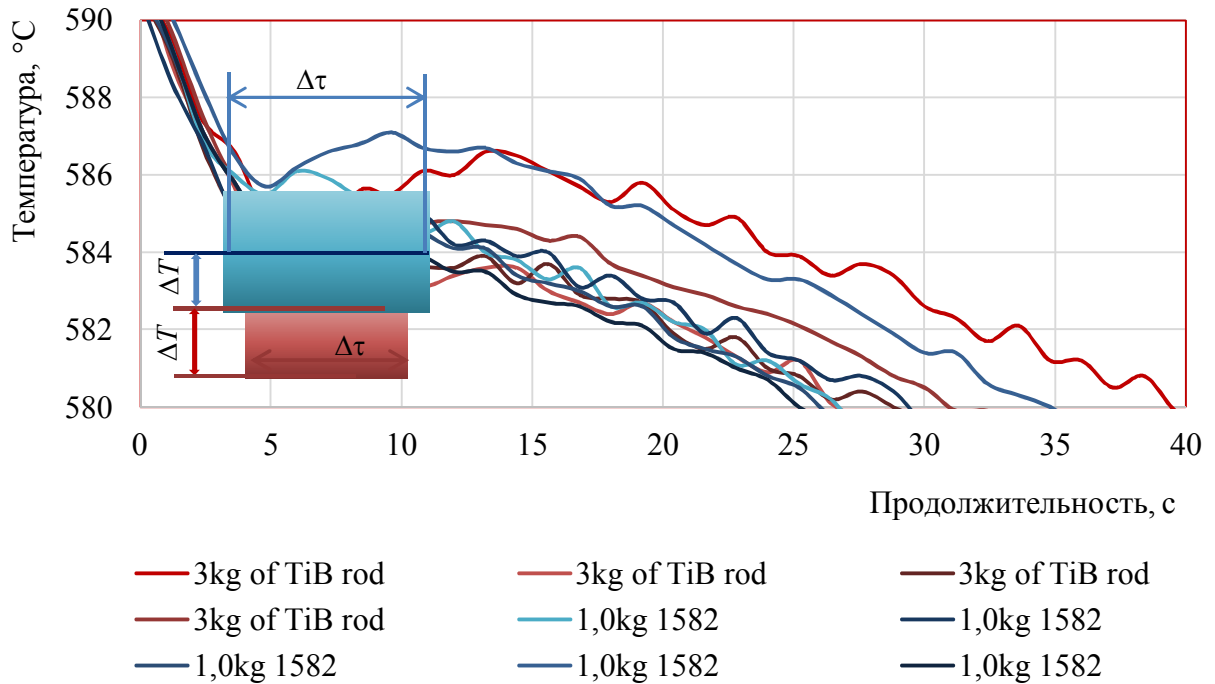


Рисунок 4.14 – Влияние модификатора на изменение параметров ликвидуса АК12

Таблица 4.5 – Влияние вида модификатора на изменение параметров ликвидуса сплава АК12

Вид модификатора	Площадь ликвидуса (см. рисунок 4.14)			
	Среднее минимальное значение температуры, °C	Среднее максимальное значение температуры, °C	$\Delta T$ , °C	$\Delta \tau$ , с
Пруток AlTi5B1	582,9	584,7	1,8	5,7
Гранулированный флюс 1582	584,5	585,2	0,7	2,6

Обработка расплава гранулированным флюсом позволяет более эффективно уменьшить размер зерна в сравнении с прутковой лигатурой AlTi5B1. Это подтверждается меньшим изменением ликвидуса (0,7 по сравнению с 1,8 °С) и меньшим временем реакции (2,6 по сравнению с 5,7 с). Нижний прогиб графика и меньшее время реакции означает, что для начала кристаллизации проб, обработанных гранулированным флюсом, а также для получения в них мелкозернистой структуры необходимо затратить меньше энергии.

Минимальное введение гранулированного флюса позволяет не только эффективно измельчать зерно в пробах, но и рафинировать расплав без дополнительной обработки другими флюсовыми препаратами (рисунок 4.15).

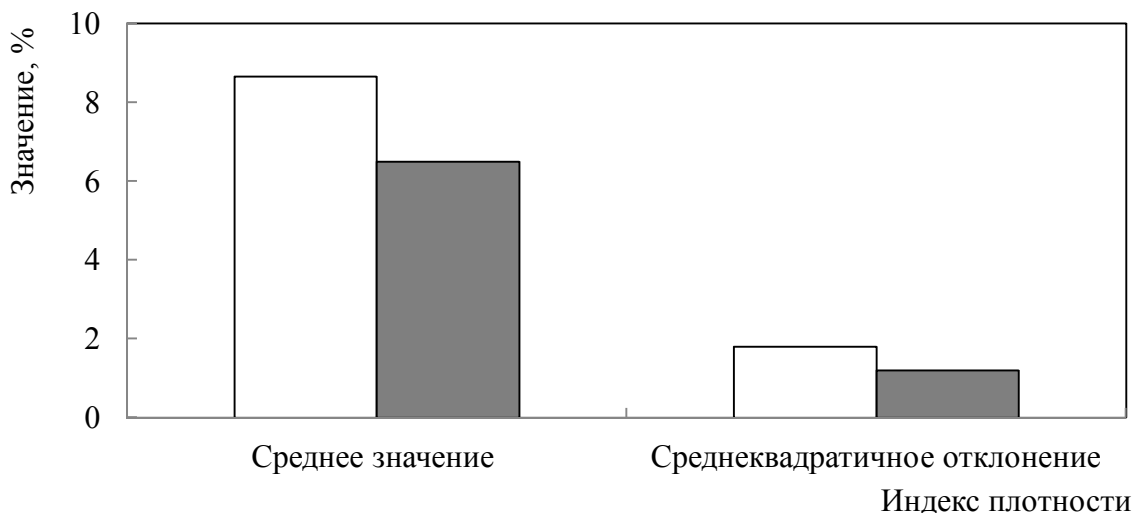


Рисунок 4.15 – Индекс плотности сплава АК12, рафинированного по серийной технологии (■) и гранулированным флюсом (□)

Полученные результаты подтверждены металлографическими исследованиями. Для этого были отобраны пробы на ALCAN-TEST (рисунки 4.16, 4.17, таблица 4.6). Средний размер зерна определяли после травления образцов в специальном реактиве при помощи программы SIAMS©. Среднее количество зерен на 1 мм<sup>2</sup> оценивали по ГОСТ 21073.1-75.

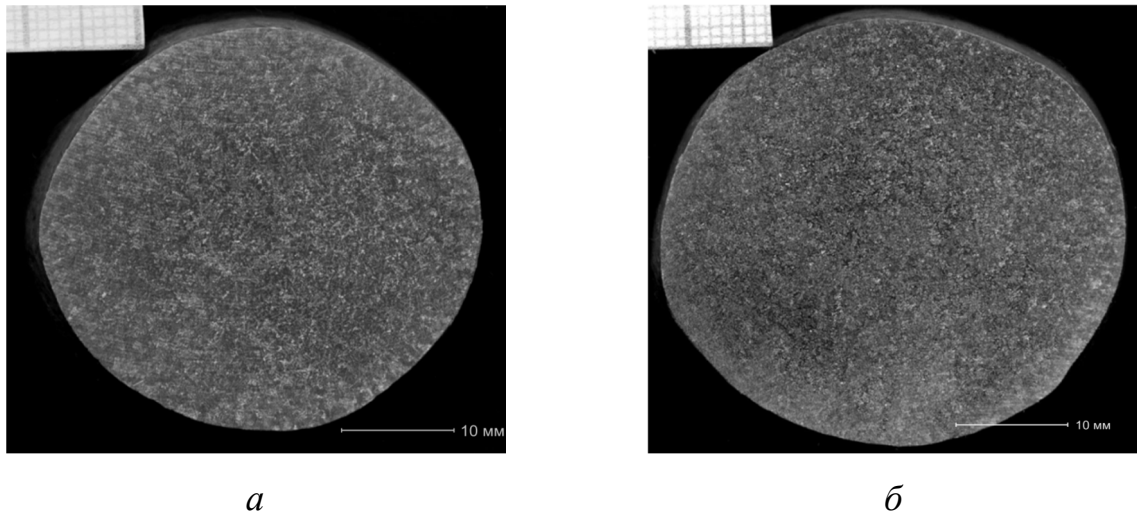


Рисунок 4.16 – Макроструктура проб ALCAN-TEST в поперечном направлении после модифицирования AlTi5B1 (*a*) и гранулированным флюсом (*б*)

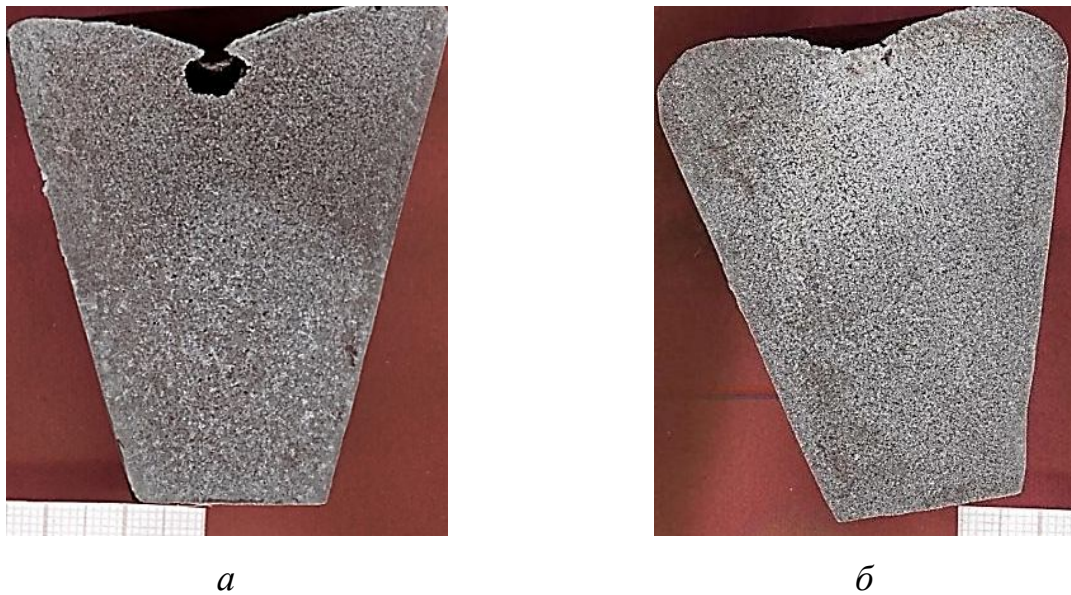


Рисунок 4.17 – Макроструктура проб ALCAN-TEST в долевом направлении после модифицирования AlTi5B1 (*a*) и гранулированным флюсом (*б*)

Таблица 4.6 – Параметры макроструктуры образцов сплава АК12 в поперечном направлении, модифицированных AlTi5B1 и гранулированным флюсом

Параметры макроструктуры	Вид модификатора	
	Пруток AlTi5B1	Гранулированный флюс
В поперечном направлении		
Длина зерна, мм:		
минимальная	0,72	0,32
максимальная	1,56	0,97
средняя	1,08	0,62
Количество зерен, шт. на 1мм <sup>2</sup>	1	2–4
В доленом направлении		
Длина зерна, мм:		
минимальная	1,02	0,33
максимальная	1,85	0,88
средняя	1,30	0,71
Количество зерен, шт. на 1 мм <sup>2</sup>	1	2

Из представленных данных видно, что после обработки расплава АК12 гранулированным флюсом количество зерен на 1 мм<sup>2</sup> составляет 2 шт., что в 2 раза меньше, чем после обработки прутком AlTi5B1. Кроме того, при исследовании проб в доленом направлении установлено, что использование гранулированного флюса снижает размер усадочной раковины.

Таким образом, по результатам работы выяснено положительное влияние гранулированного флюса для модифицирования структуры сплава АК12 и рафинирования расплава от неметаллических включений.

Учитывая полученные рекомендации, было проведено опытно-промышленное освоение технологии модифицирования и рафинирования расплава с использованием гранулированного флюса на основе солей калия.

Для этого была отобрана представительная партия колес двух моделей 17”Либерти и 16”Борелли, модифицированных по серийной технологии прутковой лигатурой AlTi5B1 и гранулированным флюсом.

Средний размер зерна в опытных колесах оценивали после травления образцов в специальном реактиве, расчет проводили при помощи программы SIAMS©. Среднее количество зерен на  $1 \text{ мм}^2$  оценивали по ГОСТ 21073.1-75.

Результаты исследований приведены на рисунках 4.18–4.20.



Рисунок 4.18 – Внешний вид автомобильных колес 17”Либерти (а) и 16”Борелли (б)



Рисунок 4.19 – Макроструктура колес, отлитых из сплава АК12, модифицированного лигатурой AlTi5B1 по серийной технологии (а, б) и гранулированным флюсом (в, г) автомобильных колес 17”Либерти (а, в) и 16”Борелли (б, г). Размер зерна (д), мм: а – 1,1; б – 1,14; в – 0,34; г – 0,64

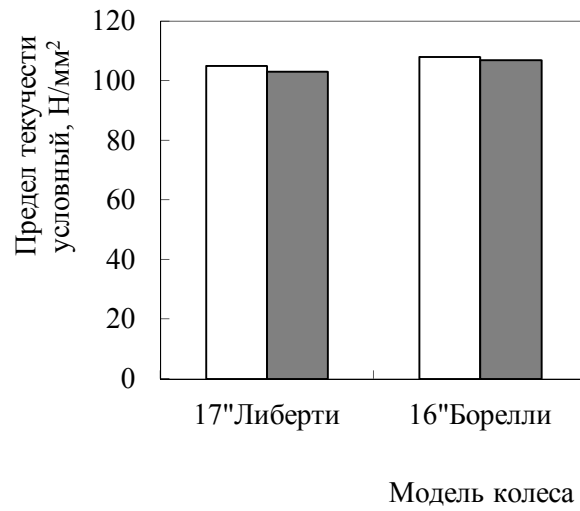
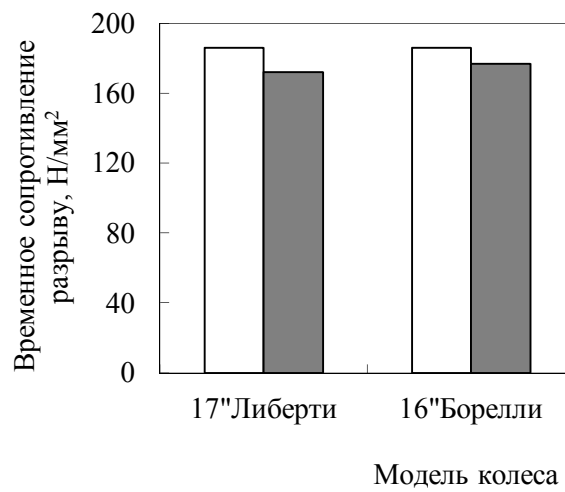
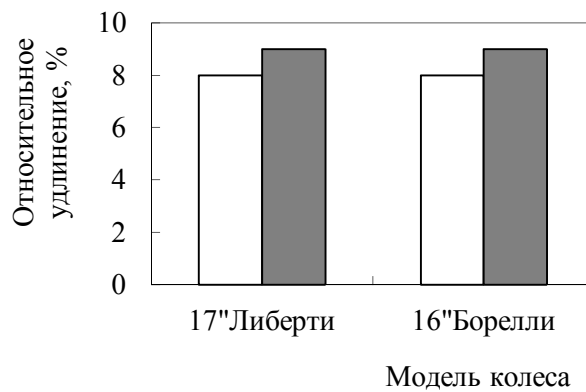
*a**б**в*

Рисунок 4.20 – Сравнение уровня механических свойств колес моделей 17"Либерти и 16"Борелли, отлитых из сплава АК12, модифицированного лигатурой AlTi5B1 (□) и гранулированным флюсом (■): *a* – предел текучести условный; *б* – временное сопротивление разрыву; *в* – относительное удлинение

После обработки расплава АК12 гранулированным флюсом количество зерен на  $1 \text{ мм}^2$  составляет 2 шт., а после обработки расплава AlTi5B1 – 1.

Изменение уровня механических свойств, при использовании разных технологий модифицирования, находится в пределах методической ошибки измерений, что подтверждается литературным данными [89].

С целью уменьшения линейной усадки в эффективном интервале температур кристаллизации, устранения горячих трещин и повышения выхода годного при литье предложено применить технологию обработки расплава смесью аргона с водородом после его обработки гранулированным флюсом на установке роторной дегазации FDU Mark 10 MTS 1500 производства FOSECO.

Статистический анализ стабильности приготовления сплава по индексу плотности в период октябрь 2013 – апрель 2014 г показан на рисунках 4.21–4.25. Отбор контрольных проб металла проводился от каждой плавки. В течение суток отбирали 20–25 проб. В анализе использовали каждое контрольное измерение.

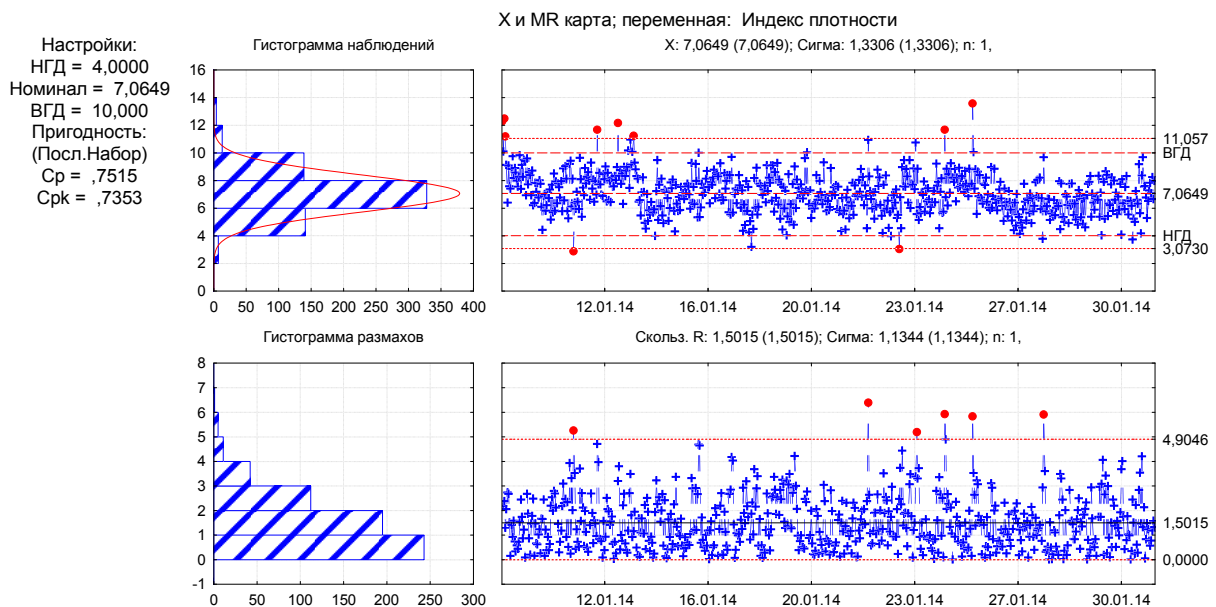


Рисунок 4.21 – Гистограмма нормального распределения результатов контрольных замеров индекса плотности сплава АК12 при его приготовлении в производственных условиях за январь 2014 г



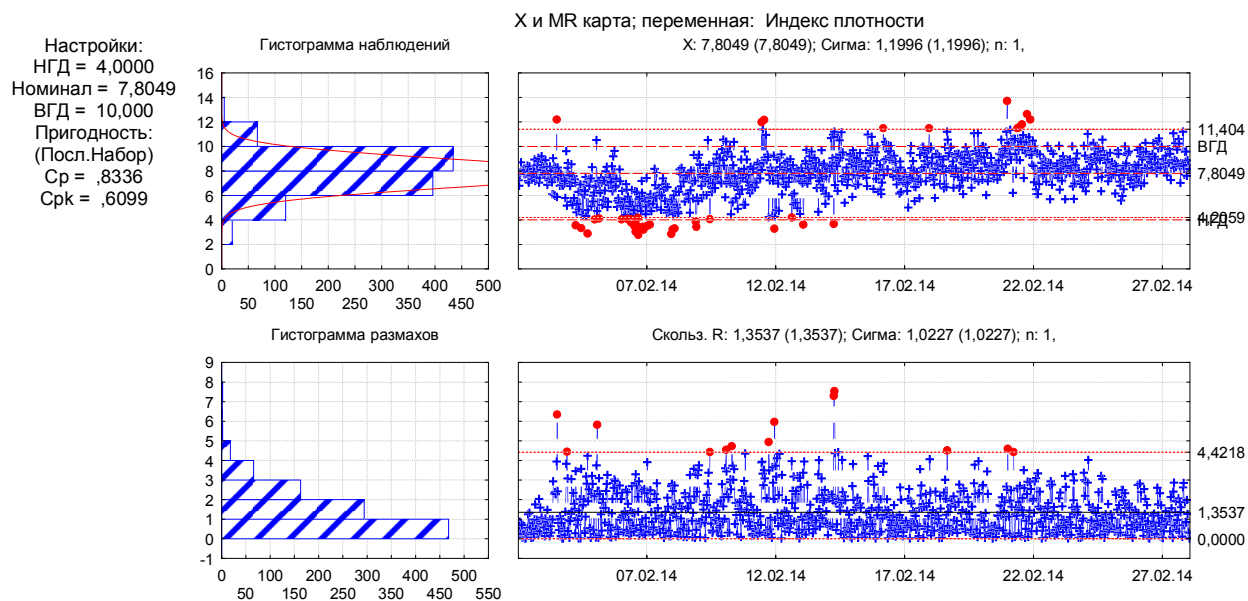


Рисунок 4.22 – Гистограмма нормального распределения результатов контрольных замеров индекса плотности сплава АК12 при его приготовлении в производственных условиях за февраль 2014 г

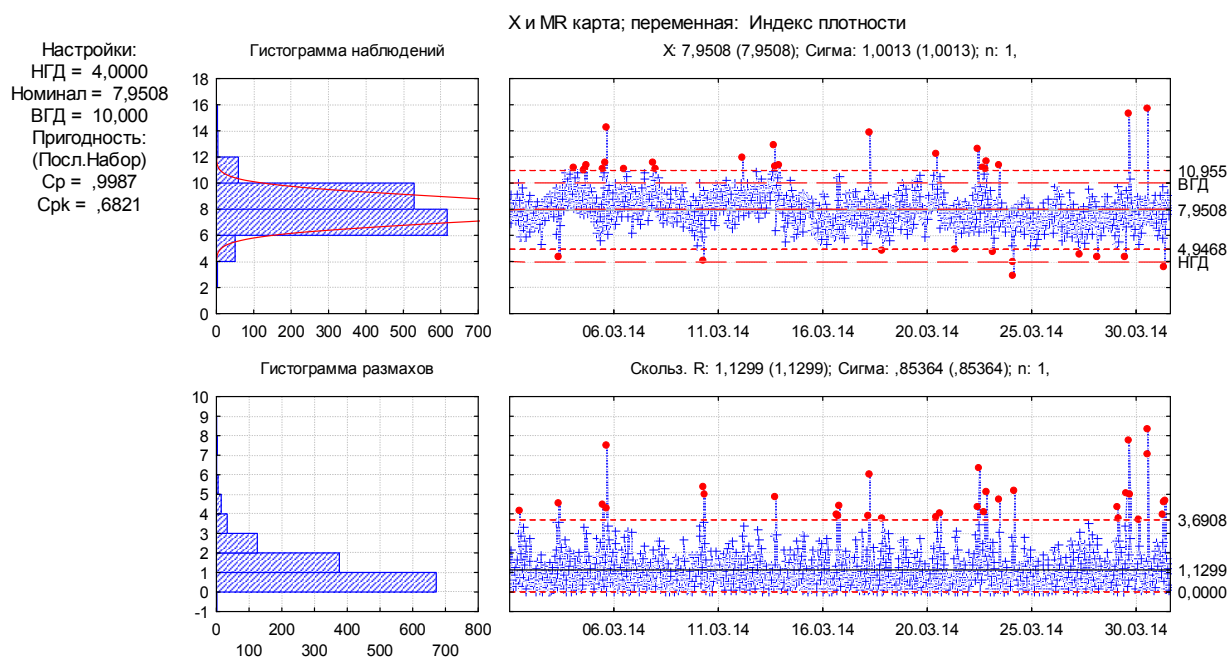


Рисунок 4.23 – Гистограмма нормального распределения результатов контрольных замеров индекса плотности сплава АК12 при его приготовлении в производственных условиях за март 2014 г

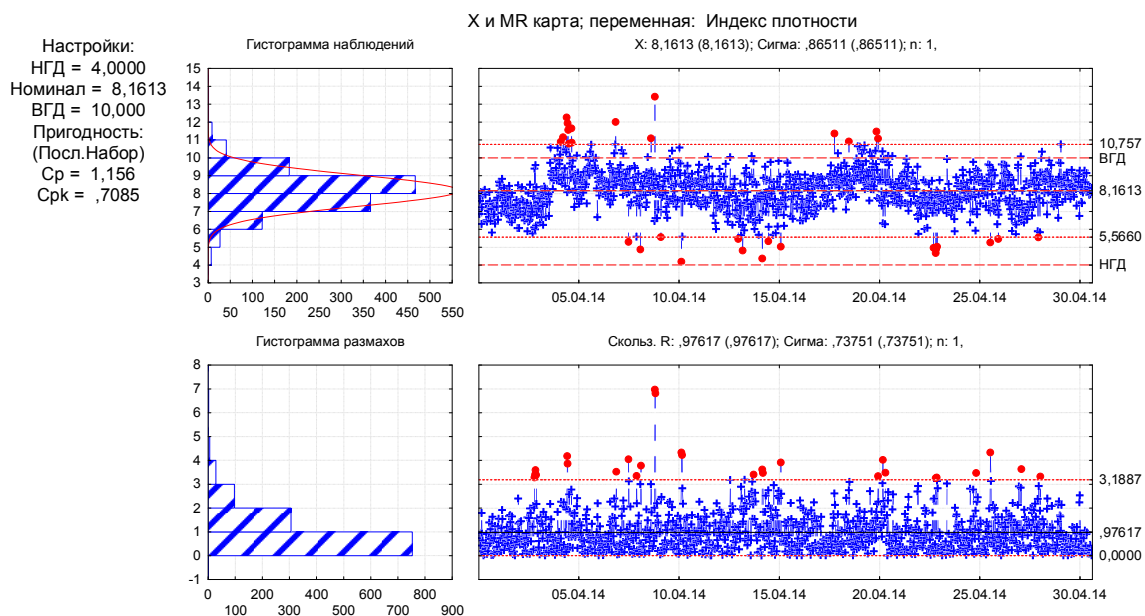


Рисунок 4.24 – Гистограмма нормального распределения результатов контрольных замеров индекса плотности сплава АК12 при его приготовлении в производственных условиях за апрель 2014 г

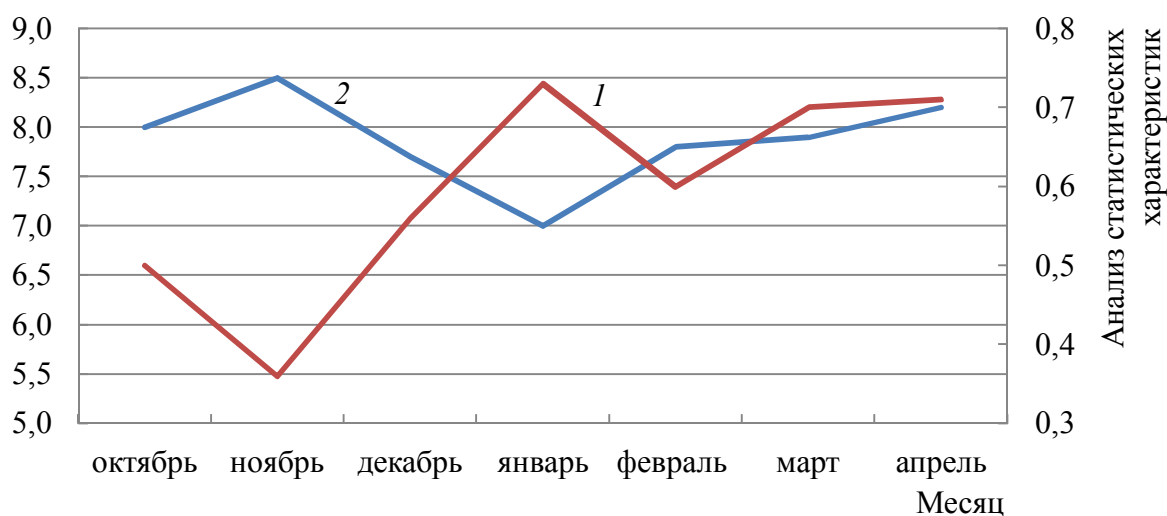


Рисунок 4.25 – Анализ статистических характеристик индекса плотности в период с октября 2013 г по апрель 2014 г: 1 – среднее значение индекса плотности за месяц в процентах; 2 – анализ статистических характеристик

Анализ статистических характеристик –  $C_{рк}$  (показателя воспроизводимости процесса, который должен стремиться к 1,33) и среднего значений в выборке показал, что за период с октября 2013 по апрель 2014 г. произошло увеличение  $C_{рк}$  в

среднем в 2 раза, что говорит о повышении стабильности процесса приготовления расплава. Это видно из представленного графика рис 4 и гистограмм нормального распределения.

Анализ брака по рентгену в период с января 2013 по май 2014 г представлен на рисунке 4.26.

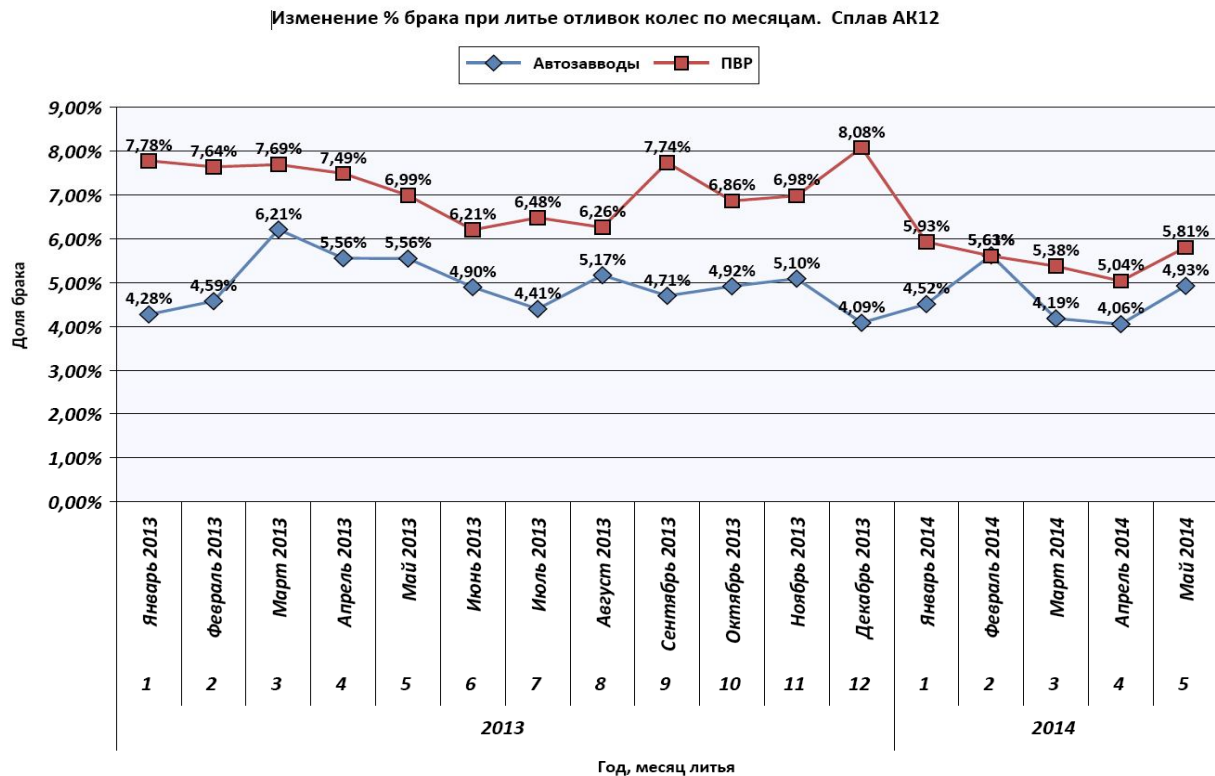


Рисунок 4.26 – Изменение процента брака по рентгену за период с января 2013 г по май 2014 г

Повышение стабильности приготовления сплава в период промышленного освоения установки рафинирования привело к снижению брака, в среднем, на 2% и его стабилизации. Проверка линейной связи между индексом плотности и браком показала высокую степень связи этих величин с коэффициентом корреляции – 0,98. Статистический анализ результатов проведен в течение трех месяцев в 2014 г в период освоения установки, объем выборки по браку составил 90 показателей, для индекса плотности – 2000 проб. Анализ (рисунок 4.27) показал, что ин-

декс плотности является значимой характеристикой, влияющей на уровень брака по рентгену.

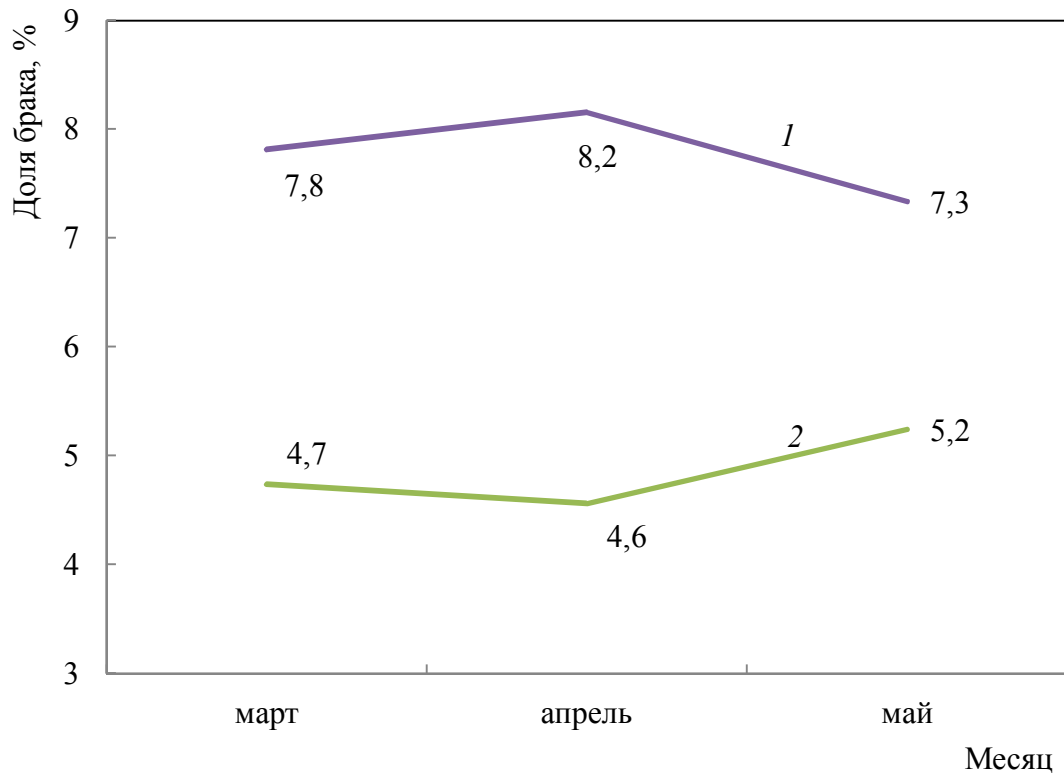


Рисунок 4.27 – Зависимость брака при литье колес

по рентгену от индекса плотности металла: 1 – общий брак; 2 – индекс плотности

В процессе освоения установки роторной дегазации FDU Mark 10 MTS 1500 производства FOSECO установлено, что использование гранулированного флюса на основе солей калия позволяет измельчать зерно отливок в 2–4 раза эффективнее по сравнению с прутковой лигатурой AlTi5B1, повышать стабильность качества металла по индексу плотности в 2 раза: изменения уровня механических свойств колес при этом не зафиксировано. Недостатком применения гранулированного флюса на основе солей калия является образование жирного шлака, требующего дополнительную его переработку.

### 4.3. Выводы

По результатам проделанной работы было установлено:

1. Установлено, что технология модифицирования силумина на основе алюминия А7 таблетированным модификатором на основе ультрамелкодисперсного карбида кремния приводит к изменению морфологии  $\beta$ -фазы, что позволяет повысить относительное удлинение сплава на 50 %, временное сопротивление разрыву – на 20 %.

2. Разработана технология модифицирования силумина на основе алюминия А7, А7э комплексным гранулированным флюсом на основе солей калия, совмещающая операции рафинирования (индекс плотности снижается в 1,3–1,5 раза) и модифицирования (размер макрозерна уменьшается до 0,7 мм) действиями, что позволяет сокращать время внепечной обработки расплава.

3. Разработанный сплав прошел промышленное освоение при литье колес под низким давлением на ООО «КиК», что позволило снизить затраты на их производство за счет использования первичного алюминия марки А7. Экономический эффект при этом составил 85,54 дол./1 т годного литья.

## ВЫВОДЫ

По результатам проделанной работы можно сделать следующие выводы:

1. Предложен экспресс-метод индекса плотности для определения водорода в литейных алюминиевых сплавах. Определены контрольные границы значений индекса плотности, обеспечивающие получение качественных отливок автомобильных колес методом литья под низким давлением из алюминиевых сплавов. При индексе плотности 8 % пораженность оксидными пленами на макрошлифе составляет от 0,5 до 1,5 %, содержание водорода в сплаве – 0,2–0,25. Обоснована применимость метода технологической пробы для контроля оксидных включений в литейных алюминиевых сплавах.

3. Определено, что при литье автомобильных колес под низким давлением содержание марганца в силумине не должно превышать 0,20–0,25 % при содержании железа 0,20–0,25 %. Уровень механических свойств автомобильных колес, изготовленных методом литья под низким давлением из опытного сплава, на 25 % по пределу текучести условному, на 15 % по временному сопротивлению на разрыв и на 40% по относительному удлинению выше уровня свойств колес, полученных по серийной технологии. По результатам исследований подана заявка на изобретение «Литейный сплав на основе алюминия» № 2014123014 от 05.06.2014.

4. Установлено, что технология модифицирования силумина на основе алюминия А7 таблетированным модификатором на основе ультрамелкодисперсного карбида кремния приводит к изменению морфологии  $\beta$ -фазы, что позволяет повысить относительное удлинение сплава на 50 %, временное сопротивление разрыву – на 20 %.

5. Разработана технология модифицирования силумина на основе алюминия А7, А7э комплексным гранулированным флюсом на основе солей калия, совмещающая операции рафинирования (индекс плотности снижается в 1,3–1,5 раза) и модифицирования (размер макрозерна уменьшается до 0,7 мм) действиями, что позволяет сокращать время внепечной обработки расплава.

6. Разработанный сплав прошел промышленное освоение при литье колес под низким давлением на ООО «КиК», что позволило снизить затраты на их производство за счет использования первичного алюминия марки А7. Экономический эффект при этом составил 85,54 дол./1 т годного литья.

7. Полученные результаты исследований внедрены в учебный процесс студентов многоуровневой подготовки по направлению 150400 Metallургия, профиль 150400.62.04 Литейное производство черных и цветных металлов и аспирантов по специальности 05.16.04 «Литейное производство».

**СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ**

1. Богданова, Т. А. Современные технологии изготовления дисков автомобильных колес / Т. А. Богданова, Н. Н. Довженко, Т. Р. Гильманшина [и др.] // Современные проблемы науки и образования. 2014. – № 5. – С. 86 // Информация с сайта <http://www.science-education.ru/119-15005>
2. Кольчурина, И. Ю. Разработка и освоение технологии модифицирования алюминиевых сплавов комплексными лигатурами на основе техногенных отходов / И. Ю. Кольчурина: дисс. ... канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2006. – 222 с.
3. Конструкция колесных дисков [Электронный ресурс]. – Режим доступа [http://www.auto-legion.ru/articles/construct\\_kolesn\\_diskov.html](http://www.auto-legion.ru/articles/construct_kolesn_diskov.html)
4. Техническая информация по легкосплавным дискам. Публикации для учащихся, 2013: [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://uchebilka.ru/informatika/61604/index.html>
5. Технологии производства литых колес [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://wheelscompany.ru/ru/information/info-146.html>
6. Парамонов, В. В. Разработка технологических схем и режимов штамповки автомобильных поковок из алюминиевых сплавов / В. В. Парамонов: автореферат дисс. ... канд. техн. наук. – Москва, 2006. – 24 с.
7. Белоусов, Н. Н. Современные направления работ по модифицированию алюминиевых сплавов / Н. Н. Белоусов // Модифицирование силуминов: сб. статей. – Киев, 1970. – С. 20–52.
8. Никитин, В. И. О проблемах применения алюминиевых литейных сплавов в автомобилестроении / В. И. Никитин // Литейное производство. – 2009. – № 4. – С. 7–10.
9. Котлярский, Ф. М. Малоотходное литье алюминиевых сплавов / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов. – Киев : Наук. думка, 2007. – 158 с.
10. Белов, В. Д. Производство автомобильных литых деталей из вторичных алюминиевых сплавов / В. Д. Белов, А. С. Молодцов // Литейное производство. – 2008. – № 6. – С. 18–20.



11. Башмакова, Н. В. Исследование влияния электрического тока на кристаллизацию и свойства алюминиевых сплавов с повышенным содержанием железа : диссертация ... кандидата технических наук : 05.16.04 / Башмакова Надежда Владимировна; [Место защиты: Сиб. гос. индустриал. ун-т]. – Новокузнецк, 2007. – 123 с. (Режим доступа <http://www.dslib.net/litejn-proizvodstvo/issledovanie-vlijaniya-jelektricheskogo-toka-na-kristallizaciju-i-svojstva-aljuminievyh.html>)

12. Деев, В. Б. Исследование наследственного влияния шихты на свойства силуминов и разработка ресурсосберегающей технологии получения герметичных отливок / В. Б Деев : диссертация ... кандидата технических наук : 05.16.04 / Вячеслав Борисович Деев. – Новокузнецк, 2001. – 150 с. (Режим доступа <http://www.dissercat.com/content/issledovanie-nasledstvennogo-vliyanija-shikhty-na-svoistva-siluminov-i-razrabotka-resursosbe>)

13. Кирьянова, В. В. Повышение качества силуминов, получаемых на основе низкосортной шихты, для изготовления отливок ответственного назначения : диссертация ... кандидата технических наук : 05.16.04 / В. В. Кирьянова; [Место защиты: Моск. гос. институт стали и сплавов (Технологический институт)]. – Москва, 2001. – 192 с. (Режим доступа <http://tekhnosfera.com/povyshenie-kachestva-siluminov-poluchaemyh-na-osnove-nizkosortnoy-shihty-dlya-izgotovleniya-otlivok-otvetstvennogo-naznac>)

14. Пискарев, Д. В. Разработка технологии рафинирования алюминия от примесей щелочных и щелочноземельных металлов / Д. В. Пискарев : автореферат диссертации на соис. ... канд. техн. наук. – Москва, 2007. – 20 с. (<http://tekhnosfera.com/razrabotka-tehnologii-rafinirovaniya-alyuminiya-ot-primesej-schyolochnyh-i-schyolochnozemelnyh-metallov>).

15. К повышению качества доэвтектических силуминов / И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, В.В. Кожевин, Ю.А. Удотов // Ползуновский альманах. – 2004. – № 4. – С. 35–36.

16. Фомин, Б.А. Металлургия вторичного алюминия: Учебное пособие для вузов / Б.А. Фомин, В.И. Москвитин, С.В. Махов. – М.: ЭКОМЕТ, 2004. – 240 с.

17. Макаров, Г. С. Рафинирование алюминиевых сплавов газами / Г. С. Макаров. – М.: Металлургия, 1983. – 120 с.
18. Непрерывное литье алюминиевых сплавов: справочник / В. И. Напалков, Г. В. Черепок, С. В. Махов, Ю. М. Черновол. – М.: Интермет Инжиниринг, 2005. – 512 с.
19. Строганов, Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. – М. : Металлургия, 1977. – 272 с.
20. Цыпан, И. А. Вакуумное рафинирование / И. А. Цыпан [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://www.thewildside.biz/vtorichnye-splavy/vakuumnoe-rafinirovaniye.html>
21. Ключов, К. В. Исследование и разработка технологии рафинирования Al–Si сплавов в центробежных и ультразвуковых полях / К. В. Ключов : автореферат дис. ... канд. техн. наук, – 1997. – 24 с. (Режим доступа <http://tekhnosfera.com/issledovanie-i-razrabotka-tehnologii-rafinirovaniya-al-si-splavov-v-tsentrobezhnyh-i-ultrazvukovyh-polyah>)
22. Крук, Д. С. Анализ влияния ультразвуковой обработки расплава на структуру и свойства алюминиевых сплавов / Д. С. Крук [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://rep.bntu.by/jspui/bitstream/data/6796/1/%D0%A1.%2011-12.pdf>
23. Борисов, Г. П. Научные основы разработки методов дальнейшего повышения свойств и технико-экономических показателей производства высококачественных отливок из алюминиевых сплавов // Литейное производство. – 2008. – № 9. – С. 17–23.
24. Комбинированная обработка алюминиевых сплавов продувкой инертным газом и жидким флюсом / В. Л. Найдек, Д. М. Беленький, Н. С. Пионтковская, А. В. Наривский // Металл и литье Украины. – 2010. – № 11. – С. 24–27.
25. Амосов, Е. А. Влияние литой структуры на свойства и термообрабатываемость силуминов / Е. А. Амосов, К. В. Никитин, Д. С. Кривопапов [и др.] // Литейное производство. – 2012. – № 9. – С. 12–14.
26. Robert Bridi «Promag – improvements in casthouse processing using in-furnace and in-line refining systems» // Non-Ferrous Metals – 2011 : International Con-

gress and Exhibition (Режим доступа

<http://www.pyrotek.info/documents/techpapers/2011-09-->

PROMAG\_Improv\_in\_Casthouse--Alum\_Siberia--Bridi\_Prebble\_Vitouch.pdf)

27. Пат. № 575376 МПК С 22 В 9/10, 1976.

28. Рафинирование алюминиевых сплавов от неметаллических примесей  
<http://www.thewildside.biz/vtorichnye-splavy/rafinirovanie-alyuminievyh-splavov-ot-nemetallicheskih-primesej.html>

29. Алюминиевые сплавы. Плавка и литье алюминиевых сплавов: справочное руководство // Под ред. В.И. Добаткина и др. – М.: Metallurgy, 1970. – 416 с.

30. Пат. 1217905 МПК С 22 В 9/10, С 22 С 1/06 (Режим доступа <http://patentdb.su/4-1217905-flyus-dlya-rafinirovaniya-alyuminievykh-splavov.html>)

31. Пат. 962327 МПК С 22 В 21/06 (Режим доступа <http://patentdb.su/2-962327-flyus-dlya-rafinirovaniya-alyuminiya-i-ego-splavov.html>)

32. Продукция ОДО «ЭВТЕКТИКА» г. Минск // Информация с сайта <http://www.evtektika.com/> (<http://www.foundry.ru>).

33. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах / В. И. Добаткин, Р. М. Габидуллин, Б. А. Колачев, Г. С. Макаров. – М. : Metallurgy, 1976. – 264 с.

34. Модифицирование силуминов [Электронный ресурс]. – Режим доступа [http://steelcast.ru/si\\_al\\_modifing](http://steelcast.ru/si_al_modifing)

35. Guthy Nema V. Evolution of the Eutectic Microstructure in Chemically Modified and Unmodified Aluminum Silicon Alloys / Nema V. Guthy : A Thesis Submitted to the Faculty of the Worcester polytechnic institute in partial fulfillment of the requirements for the Degree of Master of Science in Materials Science and Engineering. – April 2002. – pp. 121.

36. Die for forming aluminum silicon alloy. Pat. US 5303764 A // <http://www.google.com/patents/US5303764>

37. Evolution of the Eutectic Microstructure in Chemically Modified and Unmodified Aluminum Silicon Alloys // <http://www.wpi.edu/Pubs/ETD/Available/etd-0404102-182335/unrestricted/guthy.pdf>
38. Модифицирование силуминов стронцием / И. Н. Ганиев, П. А. Пархутик, А. В. Вахобов [и др.]. – Под ред. К. В. Горева. – Минск : Наука и техника, – 1985. – 143 с.
39. Модифицирование силуминов [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://aluminium-guide.ru/litiye-alyuminiya/modificirovanie-siluminov>
40. Патент № 2094514 Способ модифицирования силуминов [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://ru-patent.info/20/90-94/2094514.html>
41. Бирол, Ю. Критические проблемы материала в литых алюминиевых блоках цилиндров / Ю. Бирол, А. А. Эбринч // Литейное производство. – 2009. – № 2. – С. 5–10.
42. Al<sub>4</sub>Sr particles size and morphology influence on modification of Al–Si alloys // Metal, 18. - 20. 5. 2010, Rožnov pod Radhoštěm, Česká Republika
43. Němec, M., Provazník, J.: Slévárenské slitiny neželezných kovů. Vydavatelství ČVUT, Praha: 2008. 137 s.
44. Roučka, J. Metalurgie neželezných slitin. Brno : Akademické nakladatelství CERM, 2004. 148 s. ISBN 80-214-2790-6.
45. Особенности модифицирования силуминов стронцийсодержащими лигатурами / Б. М. Немененок, А. П. Бежок, В. В. Мельниченко, Д. Н. Худокормов // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1996. – № 6. – С. 15–17.
46. Структура и фазовый состав силуминов, модифицированных стронцием / Ю. Н. Таран, В. З. Куцова, М. Г. Ковальчук, К. И. Узлов // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1988. – № 3. – С. 78–84.
47. ГОСТ Р 53777-2010. Лигатуры алюминиевые. Технические условия.
48. Влияние стронция на пористость отливок из силуминов // Modern Casting. – 1995. – V. 85. – № 3. – P. 46–47.

49. Влияние стронция на свойства наводороженного силумина АК9 / Ф. М. Котлярский, В. И. Белик, Г. П. Борисов // Процессы литья. – 2009. – № 5. – С. 28–33.
50. Абрамов, А. А. Особенности модифицирования силуминов стронцием / А. А. Абрамов // Литейное производство. – 2001. – № 6. – С. 16–17.
51. Патент № 2348718 Способ модифицирования эвтектических силуминов [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://www.freepatent.ru/patents/2348718>
52. Повышение качества автомобильного сплава АК9Т / В. И. Никитин, Д. В. Брагин, К. В. Никитин, С. А. Акишин // Литейное производство. – 2002. – № 10. – С. 11–12.
53. Модифицирование силуминов мелкокристаллическими алюминиевыми сплавами / В. Ю. Стеценко, А. И. Ривкин, А. П. Гутев, Р. В. Коновалов // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого. – 2009. – № 1 (36). – С. 021–024.
54. Никулин, Л. В. О модифицировании алюминиево-кремниевых сплавов при литье под давлением / Л. В. Никулин, А. И. Халтурин, И. Л. Никулин // Литейное производство. – 2008. – № 3. – С. 19–22.
55. Kashyap, K. T. Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys / K. T. Kashyap, T. Chandrashekar // Bull. Mater. Sci., Vol. 24, No. 4, August 2001, pp. 345–353 (Режим доступа <http://www.ias.ac.in/maternal/bmsaug2001/345.pdf>)
56. Взаимосвязь структуры и модифицирующей способности Al–Ti и Al–Zr-лигатур при получении отливок из высокопрочных силуминов / И. Г. Бродова, Д. В. Башлыков, Т. И. Яблонских, А. Б. Манухин // Литейное производство. – 1999. – № 1. – С. 23–25.
57. Criteria of Grain Refinement Induced by Ultrasonic Melt Treatment of Aluminum Alloys Containing Zr and Ti [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://link.springer.com/article/10.1007/s11661-010-0232-4/fulltext.html>
58. Филиппова, И. А. Исследование и разработка модификаторов, закаленных из жидкого состояния, и технологии модифицирования доэвтектических си-

луминов с целью получения высококачественных отливок транспортного машиностроения / И. А. Филиппова: дисс. соискание ученой степени канд. техн. наук, – 2011. – 177 с.

59. Жеребцов, С. Н. Исследование, разработка и внедрение технологии модифицирования никелевых сплавов ультрадисперсными частицами карбонитрида титана при электрошлаковом переплаве с целью получения изделий с высокими физико-механическими свойствами / С. Н. Жеребцов : автореферат дисс. ... д-ра техн. наук. – Москва, 2011. – 39 с.

60. Калинина, Н. Е. Модифицирующая обработка литейных силуминов дисперсными композициями / Н. Е. Калинина, О. А. Кавац, В. Т. Калинин // Авиационно-космическая техника и технология. – 2008. – № 7. – С. 16–19. (Режим доступа <http://www.khai.edu/csp/nauchportal/Arhiv/AKTT/2005/AKTT805/Kalinina.pdf>)

61. Крушенко, Г. Г. Модифицирование алюминиевых сплавов нанопорошками / Г. Г. Крушенко, М. Н. Фильков // Нанотехника. – 2007. – № 12. – С. 58–64.

62. Крушенко, Г. Г. Модифицирующие прутки с повышенным содержанием нанопорошков химических соединений / Г. Г. Крушенко, М. Н. Фильков // Технология машиностроения. – 2011. – № 5. – С. 5–9.

63. Крушенко, Г. Г. Средства и технологии увеличения содержания нанопорошков в алюминиевых модифицирующих прутках / Г. Г. Крушенко // Нанотехника. – 2011. – № 3. – С. 55–60.

64. Теория литейных процессов : учебник для студентов высших учебных заведений, обучающихся по специальности «Литейное производство черных и цветных металлов». – Хабаровск : Изд-во ТОГУ, 2007. – 577 с.

65. Гуляев, Б. Б. Теория литейных процессов / Б. Б. Гуляев. – М. : Машиностроение, 1979. – 216 с.

66. Мамина, Л. И. Теоретические основы механоактивации формовочных материалов и разработка ресурсосберегающих технологических процессов в литейном производстве : дис. ... д-ра техн. наук / Л. И. Мамина. – Красноярск, 1989. – 426 с.

67. Чуркин, Б. С. Теория литейных процессов / Б. С. Чуркин. – Екатеринбург : Изд-во РГППУ, 2006. – 454 с.

68. Теория литейных процессов : учеб. пособие / Л. Г. Знаменский, В.К. Дубровин, В. А. Кулаков, В. И. Швецов. – Челябинск : Изд-во БУрГУ, 1999. – 163 с.

69. Индекс плотности как показатель технологии приготовления и литья алюминиевых сплавов / Т. А. Богданова, А. В. Чеглаков, Е. И. Куклин [и др.] / Цветные металлы–2012 : сборник докладов IV международной конференции, VI конференции «Металлургия цветных и редких металлов», VIII симпозиум «Золото Сибири». – Красноярск : ООО «Версо», 2012. – С. 715–718.

70. Антонов, М. М. Методы оценки загрязненности расплава АК12 неметаллическими включениями / М. М. Антонов, Т. А. Богданова, А. В. Чеглаков // XIV Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов — молодых ученых, Екатеринбург, 2013. – Екатеринбург, 2013. – С. 196–198.

71. Богданова, Т. А. Качество отливок из сплава АК12 по индексу плотности и коэффициенту пораженности окисными пленками / Т. А. Богданова, М. М. Антонов // XIII международная науч.-техн. уральская школа семинар металлургов-молодых ученых. – Екатеринбург, 2012. – С. 406–408.

72. Богданова, Т. А. Перспективный метод экспресс-контроля Al-сплавов / Т. А. Богданова, Н. Н. Довженко, Т. Р. Гильманшина [и др.] // Metallurgy машиностроения. – 2014. – № 2. – С. 12–14.

73. КиК: [Электронный ресурс] //О производстве колес,2014.URL:<http://kolesa-kik.ru/ru/manufacture/>

74. Установка 3vt [Электронный ресурс] <http://www.lityo.biz/vcd-137-1-1708/goodsinfo.html>

75. ГОСТ Р 50511-93 Колеса из легких сплавов для пневматических шин. Общие технические условия.

76. Аналитический бюллетень. Metallurgy: тенденции и прогнозы // ООО РА «РИА Рейтинг» – 2013. – №12.

77. Белов, В. Д. О модифицировании заэвтектических силуминов / В. Д. Белов, Т. В. Куликова, С. В. Кирьянов // Литейное производство. – 2002. – № 12. – С. 12–13.

78. Белов, В. Д. Производство автомобильных литых деталей из вторичных алюминиевых сплавов / В. Д. Белов, А. С. Молодцов // Литейное производство. – 2008. – № 6. – С. 18–20.

79. Богданова, Т. А. Исследование свойств сплава АК12 при различном соотношении Fe:Mn / Т. А. Богданова, А. А. Косович, Е. Г. Партыко // Молодежь и наука : сб. мат-лов X Юбилейной Всероссийской науч.-техн. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием, посвященной 80-летию образования Красноярского края, [Электронный ресурс] / отв. ред. О. А. Краев. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т., 2014. – Режим доступа [http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/pdf/d03/s08/s08\\_004.pdf](http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/pdf/d03/s08/s08_004.pdf)

80. Косович, А. А. Компьютерное моделирование процессов формирования легкосплавных колес по технологии литья под низким давлением / А. А. Косович, Е. Г. Партыко, Т. А. Богданова [и др.] // Молодежь и наука : сб. мат-лов X Юбилейной Всероссийской научно-технической конф. студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием, посвященной 80-летию образования Красноярского края, [Электронный ресурс] / отв. ред. О. А. Краев. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2014. – Режим доступа [http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/pdf/d03/s08/s08\\_004.pdf](http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/pdf/d03/s08/s08_004.pdf)

81. Пикунов, М. В. / Плавка металлов, кристаллизация сплавов, затвердевание отливок : учебное пособие для вузов / М. В. Пикунов – М. : МИСиС, 2005. – 416 с.

82. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения: учебное пособие / Г. В. Пачурин, А. Н. Гущин, К. Г. Пачурин, Г. В. Пименов. – Н. Новгород: Нижегород. гос. ун-т, 2005. – 141 с.



83. Теория процессов кузнечно-штамповочного производства : конспект лекций / С. Б. Сидельников, Н. Н. Довженко, В. И. Белокопытов [и др.]. – Красноярск: ИПК СФУ, 2008. – 78 с.

84. Слетова, Н. В. Технология рафинирования и модифицирования Al-сплавов с применением экологически чистых препаратов, обеспечивающих стабильные показатели качества отливок / Н. В. Слетова, В. А. Чайкин. – М: МГОУ, 2013. – 144 с.

85. Ежов, А. А. Разрушение металлов / А. А. Ежов, Л. П. Герасимова. – Наука. – М. : Наука, 2004 г. – 400 с.

86. Слетова, Н. В. Создание препаратов для рафинирования и модифицирования Al-сплавов, обеспечивающих стабильные показатели качества отливок / Н. В. Слетова: дисс. ... канд. техн. наук. – Москва, 2014. – 185 с.

87. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин, Е. Л. Бибиков. – М. : Metallurgia, 1986. – 416 с.

88. Хэтч, Дж. Е. Алюминий : свойства и физическое металловедение : справочник / Дж. Е. Хэтч. – М. : Metallurgia, 1989. – 425 с.

89. Золоторевский, В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В. С. Золоторевский, Н. А. Белов ; Моск. гос. ин-т стали и сплавов (Технол. ун-т). – М. : МИСИС, 2005. – 375 с.

90. Rana, R. S. Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites / R. S. Rana, Rajesh Purohit, and S. Das // International Journal of Scientific and Research Publications, Volume 2, Issue 6, June 2012. – pp. 1–7.

91. Seifeddine, Salem The influence of iron on the microstructure and mechanical properties of cast Al–Si alloys : Rapport 24 / Salem Seifeddine // Ingenjörshögskolan i Jönköping. – Ingenjörshögskolan i Jönköping. – december 2007. – pp. 20.

92. Taylor, John A. The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys / John A. Taylor [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://espace.library.uq.edu.au/view/UQ:100729>

93. Богданова, Т. А. Влияние режимов термической обработки и нанесения декоративно-защитного покрытия на механические свойства и структуру дисков автомобильных колес из сплава АК7пч / Т. А. Богданова, Н. Н. Довженко, Г. А. Меркулова [и др.] // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014. – № 3 (47). – С. 40–43.

94. О возможности применения ультрадисперсных модификаторов в производстве отливок из силуминов / Т. А. Богданова, А. В. Чеглаков, А. В. Ермолаев [и др.] // Цветные металлы–2013 : сборник докладов XXXI (ICSOBA) XIX международ. конференции «Алюминий Сибири». – Красноярск : Версо, 2013. – С. 985–988.

95. Богданова, Т. А. Определение оптимального количества лигатуры Al-Ti5B1 для модифицирования силуминов / Т. А. Богданова, А. В. Чеглаков, В. П. Белимов // Молодежь и наука: сб. мат-лов IX Всероссийской науч.-техн. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием, посвященной 385-летию со дня основания г. Красноярск [Электронный ресурс] / отв. ред. О.А. Краев. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т., 2013. – Режим доступа <http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2013/thesis/s007/s007-004.pdf>

96. Богданова, Т. А. Поиск оптимального модифицирования силумина марки АК12пч / Т. А. Богданова, А. В. Чеглаков, Г. А. Меркулова, М. В. Локтева // Молодежь и наука: сб. мат-лов X Юбилейной Всероссийской науч.-техн. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием, посвященной 80-летию образования Красноярского края, [Электронный ресурс] / отв. ред. О. А. Краев. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т., 2014. – Режим доступа [http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/pdf/d03/s07/s07\\_004.pdf](http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/pdf/d03/s07/s07_004.pdf)

97. Богданова, Т. А. Возможность использования комплексного флюса Coveral MTS 1582 производства Fosco для модифицирования силумина / Т.А. Богданова, Н.Н. Довженко, Г.А. Меркулова [и др.] : Цветные металлы и минералы 2014: сб. тезисов докладов шестого международного конгресса «Цветные металлы и минералы 2014». – Красноярск, 2014. – С. 410–411.

98. Богданова, Т. А. Влияние модифицирования на структуру и свойства силумина марки АК12 / Т. А. Богданова, Г. А. Меркулова, Ф. Р. Латыпов, Т. Р. Гильманшина // Современные проблемы проектирования и эксплуатации авиационных двигателей: всероссийская научно-техническая конференция: сб. тр. / Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т. – Уфа: УГАТУ, 2014. – С. 26–29.

99. Медведева, С. В. Исследование структуры и фазового состава композиционных материалов системы «алюминиевый сплав – карбид кремния», получаемых жидкофазными методами / С. В. Медведева: дисс. ... канд. техн. наук. – Москва, 2001. – 201 с.

100. Пат. 2015185 Способ получения заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавов с дисперсными частицами карбида кремния (Режим доступа <http://ru-patent.info/20/15-19/2015185.html>)

101. Шиганов, И. Н. Модифицирование поверхности алюминиевых сплавов карбидами кремния методом лазерного оплавления / И. Н. Шиганов, П. Е. Самарин [Электронный ресурс] // Режим доступа <http://engjournal.ru/articles/226/226.pdf>

102. Yaghmaee, M. S. On the Stability Range of SiC in Ternary Liquid Al–Si–Mg Alloy / M. S. Yaghmaee, G. Kaptay [Электронный ресурс]. – Режим доступа [http://www.kfki.hu/~anyag/tartalom/2001/jul/kaptay\\_yaghmaee.htm](http://www.kfki.hu/~anyag/tartalom/2001/jul/kaptay_yaghmaee.htm)



**“К и К”**

**ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ**



660020, Россия, г. Красноярск, ул.Березина, 3  
 ИНН: 2465051731; КПП 246550001; ОКАТО: 04401374000; ОКОНХ: 14341, 12511; ОКПО: 050325019  
 Р/с: 40702810731280122096 в Восточно-Сибирском банке СБ РФ г. Красноярск.  
 Корр. счет: 30101810800000000627; БИК: 0404807627 ОГРН: 1022402465898  
 Тел. (391) 206 79 01, факс. (391) 206 79 02 E-mail: prod@kandk.ru http:// www.kolesa-kik.ru

Акт  
 испытаний сплава АК12,  
 приготовленного на основе первичного алюминия А7, А7э

*«25» марта 2013*

Комиссия в составе

Технический директор производства OEM  
 Технический директор производства ПВР  
 Директор по управлению

П.Е. Титаренко  
 А.А. Персиянов  
 Е.Г. Семенюк

считает, что сплав АК12, приготовленный на основе первичного алюминия А7, А7э, обладает требуемыми свойствами и готов к промышленному освоению для литья дисков автомобильных колес под низким давлением.

Комиссия предлагает начать промышленное освоение сплава АК12, приготовленный на основе первичного алюминия А7, А7э, с 30.04.2013 г.

/ П.Е. Титаренко /

/ А.А. Персиянов /

/ Е.Г. Семенюк /



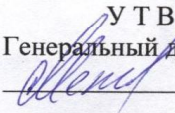


**“К и К”**

**ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ**



660020, Россия, г. Красноярск, ул.Березина, 3  
 ИНН: 2465051731; КПП 246550001; ОКАТО: 04401374000; ОКОНХ: 14341, 12511; ОКПО: 050325019  
 Р/с: 40702810731280122096 в Восточно-Сибирском банке СБ РФ г. Красноярск.  
 Корр. счет: 30101810800000000627; БИК: 0404807627 ОГРН: 1022402465898  
 Тел. (391) 206 79 01, факс. (391) 206 79 02 E-mail: prod@kandk.ru http:// www.kolesa-kik.ru

УТВЕРЖДАЮ:  
 Генеральный директор ООО «КиК»  
  
 В.В. Мельников

« 03 » 02 2014г

Акт  
 промышленного освоения сплава АК12,  
 приготовленного на основе первичного алюминия А7, А7э

Комиссия в составе:

Технический директор производства OEM  
 Технический директор производства ПВР  
 Директор по управлению


П.Е. Титаренко  
 А.А. Персиянов  
 Е.Г. Семенюк


определила, что, проводимое в период с 30.04.2013 по 30.01.2014 опытно-промышленное освоение сплава АК12, приготовленного на основе первичного алюминия А7, А7э позволило:


- оптимизировать химический состав сплава АК12;
- обеспечить повышение среднего уровня механических свойств отливок автомобильных колес, отлитых методом литья под низким давлением из опытного сплава: на 25 % по пределу текучести; на 15 % по временному сопротивлению на разрыв; на 40 % по относительному удлинению.

Комиссия предлагает:

- использовать в производстве сплава АК12 первичные шихтовые материалы марки А7 и А7Э по ГОСТ 11069-2001;
- проводить дополнительное легирование сплава марганцем при соотношении Fe : Mn, равном 1 : 1.

 / П.Е. Титаренко /

 / А.А. Персиянов /

 / Е.Г. Семенюк /





**“К и К”**

**ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ**



660020, Россия, г. Красноярск, ул.Березина, 3  
 ИНН: 2465051731; КПП 246550001; ОКАТО: 04401374000; ОКОНХ: 14341, 12511; ОКПО: 050325019  
 Р/с: 40702810731280122096 в Восточно-Сибирском банке СБ РФ г. Красноярск.  
 Корр. счет: 30101810800000000627; БИК: 0404807627 ОГРН: 1022402465898  
 Тел. (391) 206 79 01, факс. (391) 206 79 02 E-mail: prod@kandk.ru http:// www.kolesa-kik.ru

У Т В Е Р Ж Д А Ю :

Генеральный директор ООО «КиК»  
 В.В. Мельников

« 05 » 02 2014г

Акт


приемки сплава АК12, приготовленного  
 на основе первичного алюминия А7, А7э,  
 при его промышленном освоении


Приемочная комиссия в составе


Технический директор производства OEM  
 Технический директор производства ПВР  
 Директор по управлению  
 определила, что:

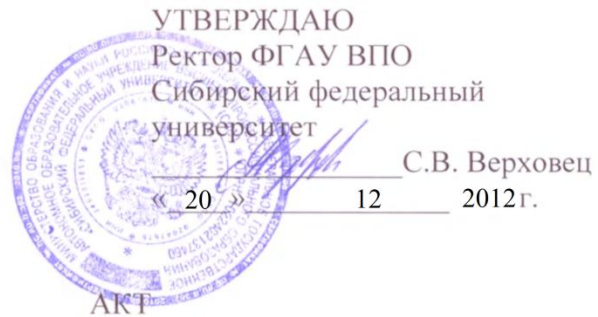
П.Е. Титаренко  
 А.А. Персиянов  
 Е.Г. Семенюк

- опытное освоение сплава АК12, приготовленного на основе первичного алюминия А7, А7э, проводилось в период с 30.04.2013 по 30.01.2014;
  - в ходе опытной эксплуатации сплава проводился анализ стабильности химического состава сплава, уровня механических свойств дисков автомобильных колес, результатов стендовых испытаний автомобильных колес;
  - доработана технологическая инструкция по приготовлению сплава АК12.
- комиссия считает:
- результаты опытного освоения сплава АК12, приготовленного на основе первичного алюминия А7, А7э, удовлетворительными;
  - возможным рекомендовать предложенный химический состав сплава АК12 для подачи заявки в ФИПС.

 / П.Е. Титаренко /

 / А.А. Персиянов /

 / Е.Г. Семенюк /



АКТ  
внедрения в учебный процесс

Настоящим актом подтверждается, что технологические решения, предложенные в диссертационной работе Богдановой Т.А. на тему «Разработка конкурентоспособной технологии литья автомобильных колес из силумина на основе алюминия А7», внедрено в учебный процесс и используется при обучении бакалавров по направлению 150400.62 «Металлургия», профиль 150400.62.00.04 Литейное производство черных и цветных металлов. Технологические решения используются в лекционном курсе дисциплины «Основы получения отливок из сплавов цветных металлов», разработанной в рамках основной образовательной программы высшего профессионального образования при подготовке бакалавров по укрупненной группе 150000 «Металлургия», утвержденный в СФУ от 21.05.2012г., позволяет существенно повысить интерес бакалавров к изучению дисциплины и улучшает качество их образования.

Директор института цветных металлов  
и материаловедения

 В.Н. Баранов

Зав. сектором учебно-организационного  
отдела института цветных металлов и  
материаловедения

 О.Н. Ковтун

Зав. кафедрой Литейное производство

 С.В. Беляев