

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи



Катаев Владимир Викторович

**Разработка технологии получения железоалюминиевых сплавов**

05.16.02 – Metallургия черных, цветных и редких металлов

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук

Екатеринбург – 2020

Работа выполнена в лаборатории пирометаллургии черных металлов  
ФГБУН Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук.

Научный руководитель - доктор технических наук, профессор,  
**ШЕШУКОВ Олег Юрьевич**

Официальные оппоненты: **ВДОВИН Константин Николаевич**, доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», профессор кафедры литейных процессов и материаловедения;

**ЧИКОВА Ольга Анатольевна**, доктор физико-математических наук, доцент, ФГБОУ ВО «Уральский государственный педагогический университет», г. Екатеринбург, главный научный сотрудник Научно-образовательного центра инновационной деятельности;

**СТЕПАНОВ Александр Игорьевич**, кандидат технических наук, ПАО «Северский трубный завод», г. Полевской, Свердловская обл., начальник научно-исследовательского центра

Защита состоится «21» февраля 2020 г. в 15:00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 05.08.19 по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?d=12&rid=906>

Автореферат разослан «\_\_\_» \_\_\_\_\_ 20\_\_ г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета

Сулицин Андрей Владимирович

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность работы.** Жаростойкие сплавы и стали в промышленности имеют очень широкую сферу применения. Все конструкции, трубопроводы, узлы и детали машин, работающие при высоких температурах, изготавливаются именно из такого типа сталей. За последние годы в производстве специальных жаростойких сталей и чугунов достигнуты значительные успехи, но сплавы, обладающие высокой жаростойкостью, содержащие в своем составе дорогостоящие легирующие элементы, по-прежнему дефицитны. По этой причине не всегда экономически рационально использование дорогостоящих жаростойких материалов в промышленности для изготовления ненагруженных или малонагруженных изделий.

Необходимо обратить внимание на чугуны и стали, легированные недефицитным и относительно недорогим алюминием, так как они обладают высокой жаростойкостью. Но простой и экономичной технологии их получения на сегодняшний день пока нет. Процесс совместного сплавления железа и алюминия для получения стабильного конечного сплава с высокими служебными свойствами технологически дорог, сложен и не стабилен из-за высокой активности алюминия.

Промышленности нужен экономичный, получаемый из недорогого недефицитного сырья железоалюминиевый конструкционный жаростойкий сплав, близкий по своим служебным свойствам с хромоникелевыми сталями. Такими материалами могут быть специальные конструкционные железоалюминиевые жаростойкие сплавы, полученные путем легирования недефицитным алюминием. Разработка технологии получения недорогих жаростойких железоалюминиевых сплавов, обладающих высокими служебными свойствами, имеет, по нашему мнению, актуальное значение. При востребованности таких сплавов промышленностью, металлургические заводы на основе разработанных технологий, способны их выплавлять.

**Целью работы** является разработка технологии получения недорогих углеродистых и низкоуглеродистых жаростойких железоалюминиевых сплавов, не содержащих хром и никель и обладающих высокой жаростойкостью. В качестве шихты вместо хрома и никеля могли бы использоваться относительно недорогие лом алюминия, чугуна и низкоуглеродистой стали, а технология их выплавки не была бы менее затратной, чем для хромоникелевых сплавов. **Задачи**, поставленные в соответствии с целью:

- анализ литературных и патентных данных о существующих на сегодняшний день технологиях выплавки железоалюминиевых сплавов;
- проведение термодинамических расчетов и анализ температурной зависимости изменения фазового состава в системе Fe-Al-C при содержании алюминия от 10,0 до 30,0 мас. % и углерода от 0,1 до 3,0 мас. %;
- исследование структуры железоалюминиевых сплавов (лигатур) и их связь со структурой и составом шихтовых материалов и технологическим режимом выплавки;
- определение жаростойкости низкоуглеродистого конструкционного железоалюминиевого сплава в зависимости от вводимых в него модифицирующих элементов, а также его структуры;
- проведение опытно-промышленных испытаний разработанных технологий.

**Научная новизна** работы состоит в следующем:

- показана зависимость конечной структуры железоалюминиевой лигатуры, содержащей 30 мас. % Al, от скорости её охлаждения, анализ которой позволил подобрать лигатуру для алюминиевых чугунов;

- исследована и показана наследственная связь структуры вводимой быстро охлажденной легирующей добавки ФА-30 с гомогенностью структуры конечного металла путем исследования кинематической вязкости его расплавов;

- получены новые данные о влиянии введения в низкоуглеродистый железоалюминиевый расплав титана в пределах от 0,8 до 1,1 мас. % и циркония в пределах от 0,1 до 0,2 мас. % на его жаростойкость, что позволило повысить жаростойкость конечного металла в сравнении с рядовой хромоникелевой жаростойкой сталью 20Х23Н18 при выдержке 200 часов и при температуре 1000 °С в 2,5 раза (с 0,02 мг/см<sup>2</sup>ч. до 0,006 мг/см<sup>2</sup>ч.).

**Теоретическая и практическая значимость** работы заключается в том, что на основе исследования свойств и структур углеродистого и низкоуглеродистого железоалюминиевых жаростойких сплавов:

- разработана новая технология выплавки алюминиевого чугуна с улучшенными служебными свойствами, что подтверждено патентом РФ № 2590772 «Способ получения алюминиевого чугуна»;

- разработана новая технология выплавки железоалюминиевого сплава, обладающего повышенной жаростойкостью.

Разработанные технологии прошли опытно-промышленные испытания. Технологии опробованы в промышленном масштабе на чугунолитейном заводе ООО «Литейное производство УБМ» (г. В.Серьги) и сталелитейном заводе ООО НПП «Альфа-Мет» (г. Екатеринбург), что подтверждается соответствующими актами.

**Методы исследования.** Для решения поставленных задач с помощью программного комплекса «НСС-6.1» были проведены термодинамические расчеты в системе Fe-Al-C с целью определения температурных зависимостей возможного фазового состава. Для анализа структурообразования в расплаве жидкого металла была использована установка по измерению кинематической вязкости расплавов методом крутильных колебаний. Для изучения фазового состава и структуры твердого металла производилось методами РСФА и РСМА. При исследовании по методу РСФА применялся рентгеновский дифрактометр «XRD 7000C SHIMADSU» с автоматическим программным управлением в отфильтрованном монохроматизированном Си К $\alpha$ -излучении. Для исследования по методу РСМА использовался электронный микроскоп Philips SIM 535, оснащенный системой проведения РСМА Genesis 2000. Механические свойства образцов были определены на универсальной разрывной машине Zwick BT1-FRO050THW.A1K с усилием 50 кН со скоростью перемещения захватов 2 мм/мин. согласно ГОСТ 1497-84. Определение твердости по Роквеллу (HRC) проведены на образцах согласно ГОСТ 9013-59. Исследование жаростойкости проведены по ГОСТу 6130-71.

#### **Основные положения и результаты, выносимые на защиту:**

1. Термодинамические расчеты температурных зависимостей фазового состава системы Fe-Al-C от температуры при содержании алюминия от 10 до 30 мас. % и углерода от 0,1 до 3,0 мас. %, позволившие теоретически подобрать и обосновать рациональный состав сплавов системы Fe-Al.

2. Результаты металлографических исследований образцов Fe-Al сплавов, показывающие влияние различных факторов на их структурные составляющие.

3. Результаты исследований политерм кинематической вязкости расплавов чугуна, показавшие возможность получения однородного состояния жидкого металла при высоких температурах.

4. Разработанные и испытанные в промышленных условиях технологии выплавки жаростойкого алюминиевого чугуна с улучшенными механическими свойствами и низкоуглеродистого жаростойкого конструкционного железоалюминиевого сплава с повышенной жаростойкостью.

**Достоверность** полученных результатов подтверждается большим массивом экспериментальных данных о структуре и фазовом составе железоалюминиевых сплавов, что позволяет сделать обоснованные выводы. Применение современных методов РСФА и РСМА, вискозиметрии, а также определение жаростойкости сплавов, послужили основой для разработки технологии получения жаростойких железоалюминиевых сплавов. Такие технологии уже опробованы в промышленном масштабе на металлургическом предприятии ООО «Литейное производство УБМ» (г. В.Серьги) и сталелитейном заводе ООО НПП «Альфа-Мет» (г. Екатеринбург), что подтверждается соответствующими актами.

**Апробация результатов работы.** Основные положения работы докладывались и обсуждались на Всероссийской московской конференции «Металл Экспо» (Москва, 2013 г.), Совещании ЦКП «Урал-М» Института металлургии УрО РАН с элементами школы молодых ученых (Екатеринбург, 2013, 2014, 2015 г.г.), Научно-технической конференции, посвященной 110-летию со дня рождения К.К. Чуприна ФГУП ВИАМ «Современные литые жаропрочные и специальные сплавы, технологии их выплавки и литья монокристаллических рабочих лопаток ГТД» (Москва, 2014 и 2016 г.г.), Международном форуме «Крым Hi-Tech 2014, Современные технологии и материалы» (Севастополь, 2014 г.), XIV Российской конференции «Строение и свойства металлических шлаковых расплавов» (Екатеринбург, 2015 г.), 74-й межрегиональной научно-технической конференции «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования» (Магнитогорск, 2016 г.), V международной научной конференции, посвященной памяти Почетного профессора УПИ-УрФУ В.С. Кортова «Физика. Технологии. Инновации. ФТИ-2018» (Екатеринбург, 2018 г.), V Дальневосточной научной конференции с международным участием «Фундаментальные и прикладные задачи механики деформируемого тела и прогрессивные технологии в машиностроении». ФГБОУ ВО «КНАГУ» (Комсомольск-на-Амуре, 2018 г.), Научно-практической конференции с международным участием и элементами школы молодых ученых «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: ФЕРРОСПЛАВЫ» (Екатеринбург, 2018 г.).

**Личный вклад автора** состоит в том, что соискатель принимал непосредственное участие в анализе литературных и патентных данных о состоянии вопроса по заданной теме и постановке задач исследования. Участвовал в экспериментах по получению опытных данных по вязкости расплавленного металла и их обработке. Проводил лабораторные опыты по выплавке образцов и разработке основ новой технологии. Принимал участие в подготовке образцов для изучения их структуры и обработке результатов. Участвовал в подготовке публикаций по работе и написании заявки на изобретение. Организовал и участвовал в проведении опытно-промышленных испытаний новых технологий.

**Публикации.** По результатам работы опубликовано 20 статей, из них 6 статей в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК, из которых 3 статьи индексируются в базе данных Scopus, получен 1 патент РФ на изобретение.

**Структура диссертационной работы:** работа состоит из введения, 4-х глав, заключения, списка терминов, определений и сокращений, списка использованных литературных ис-

точников и 5-ти приложений. Диссертация изложена на 138 листах машинописного текста, содержит 20 таблиц, 35 рисунков, 4 формулы и 112 источников.

Диссертационная работа выполнена при поддержке РФФИ №11-08-12078-офи-м «Разработка рационального состава и научных основ технологии производства многокомпонентных жаростойких железоалюминиевых сплавов», в рамках государственного бюджетного задания по прикладным научным исследованиям по теме № 4А-А16-116021210142-7 «Структурные, физико-химические и механические свойства алюминиевых и медных сплавов и композитов конструкционного и электротехнического назначения». Раздел 5. «Исследование и разработка технологии получения нового жаростойкого сплава с высоким содержанием алюминия для эксплуатации при повышенных температурах».

При выполнении работы также осуществлялась финансовая поддержка программой ОХНМ РАН №2 «Создание новых металлических, керамических, стекло-, полимерных и композиционных материалов» проект №12-Т-3-1017 «Разработка научных основ технологии получения и выбор рациональных составов сплавов на основе железа».

Большая благодарность за помощь в процессе подготовки и проведения работы сотрудникам ИМЕТ УрО РАН ст.н.сотр., к.т.н. И.В. Некрасову, ст.н.сотр., к.т.н. С.Ю. Мельчакову, ст.н.сотр., к.х.н. Л.А. Овчинниковой, н.с. В.П. Ермаковой, вед.инж. В.Г. Смирновой, техникам Ю.А. Потаповой и А.В. Зонову. Также ст.н.сотр., УрФУ им. Б.Н. Ельцина, к.т.н. В.В. Конашкову.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** изложены актуальность темы диссертационной работы, представлены её цели и задачи, научная новизна и практическая значимость, положения, выносимые на защиту, а так же сведения об апробации работы в промышленных условиях.

**В первой главе** приведён аналитический обзор литературных и патентных данных по теме исследования. Показано, какое широкое применение в металлургии имеют сплавы алюминия и железа. Приведены данные о высоком значении энтропии смешения железоалюминиевых сплавов и показано, что во всей области составов наблюдаются большие отрицательные отклонения от идеальных растворов. В соответствии с диаграммой состояния системы железо-алюминий видно, что в твердом состоянии образуется ряд химических соединений. Большие отрицательные значения избыточных свободных энергий и энтальпий образования соединений позволяют сделать вывод о том, что взаимодействие между разнородными атомами проявляются также и в жидких сплавах.

В системе Fe-Al возможно образование интерметаллидов  $Fe_3Al$ ,  $FeAl$ ,  $FeAl_2$ ,  $Fe_2Al_5$  и  $FeAl_3$ , которые существуют в довольно широком диапазоне составов. Нестехиометрические составы алюминидов - более 14 мас. % Al для  $Fe_3Al$  и менее 35 мас. % Al для  $FeAl$ , показывают наилучшую пластичность. Эти интерметаллиды имеют решетки типа  $B_2$  и  $DO_3$ .

Увеличение содержания углерода в Fe-Al сплавах ведет к выпадению так называемой K-фазы перовскитового типа  $Fe_3AlC_x$ , которая оказывает на сплав упрочняющее действие. При этом пластические свойства, как при комнатной, так и при повышенной температурах у сплавов невысокие. Кроме того, имеет место, так называемое явление водородного охрупчивания. По литературным данным имеются способы повлиять на служебные свойства данного вида сплавов. Но все они технологически сложны и материально затратные.

Показано, что имеется возможность повлиять на свойства сплавов, изменяя их структуру путём ввода в их состав специально подготовленных добавок. Принимая во внимание, так

называемое явление структурной наследственности, была поставлена задача, разработать технологию выплавки железоалюминиевых сплавов с улучшенными служебными свойствами.

**Во второй главе** представлены расчетно-теоретические исследования температурной зависимости фазового состава системы Fe-Al-C и выбор оптимального состава алюминиевого чугуна, которые были проведены с помощью программного комплекса «HSC 6.1». Это позволило провести термодинамическую оценку влияния содержания алюминия от 10,0 до 30,0 мас. % и углерода от 0,1 до 3,0 мас. % на фазовый состав системы Fe-Al-C при различных температурах. Показано, что содержание фазы Fe<sub>3</sub>C с ростом температуры увеличивается, а содержание Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> уменьшается. Точка пересечения указанных зависимостей от температуры находится примерно на уровне 550 °С. При увеличении содержания углерода до 3,0 мас. % эта точка смещается в сторону более высокой температуры - около 800 °С.

При содержании углерода более 2,0 мас. % термодинамические расчеты показывают возможное появление свободного углерода. Также определено, что содержание алюминия в железоалюминиевом сплаве 22,0 мас. % является условно критическим, выше которого значительно возрастает вероятность выделения структурно свободного графита.

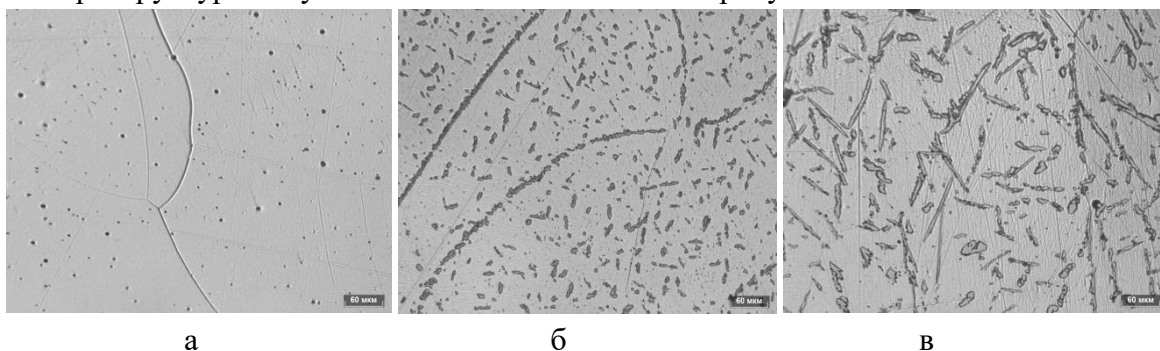
К сожалению, теоретические исследования не позволяют оценить влияние других факторов на формирование структуры сплавов.

Поэтому с помощью различных методов металлографического анализа было проведено исследование зависимости фазового состава железоалюминиевых сплавов, а именно, морфологии, размера, количества и состава образующихся в них фаз, от содержания ведущих элементов и скорости охлаждения жидкого металла.

Чтобы подтвердить или опровергнуть зависимость структуры Fe-Al лигатуры от скорости её охлаждения в среднечастотной индукционной печи ИПП-30 мощностью 30 кВт были выплавлены слитки алюминиевого чугуна массой до 5,0 кг по трем вариантам. Охлаждение производилось со скоростью:

- на водоохлаждаемый валик около 1650 град./мин.;
- в кокиль - 450 град./мин.;
- в песчаную форму - 174 град./мин.

Микроструктура полученного металла показана на рисунке 1.



а - быстро охлажденный сплав (25,4 мас. % Al); б - охлаждение в кокиль (26,3 мас. % Al);  
в - медленно охлажденный сплав песчаной смеси (26,4 мас. % Al)

Рисунок 1 - Микроструктура металла

С помощью метода РСФА было установлено, что металлическая основа слитка имеет состав FeAl, в которой находятся включения графита и колонии двойного карбида Fe<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub>. Включений свободного графита очень мало. Из данных, представленных на рисунке 1, а, видно, что количество и размер включений (Fe<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub>) минимально. Матрица по данным РСМА представляет собой интерметаллид FeAl (рис. 2). Таким образом можно сделать вывод, что путем

изменения скорости охлаждения Fe-Al лигатуры, можно получить желаемую структуру и количество карбидной фазы при содержании С около 2,0 мас. %, и зависящей от содержания в сплаве Al (рис. 3) На рисунке 4 приведена гистограмма, показывающая зависимость размера карбидной фазы от скорости охлаждения сплава при содержании С около 2,0 мас. % и Al около 22,0 мас. %.

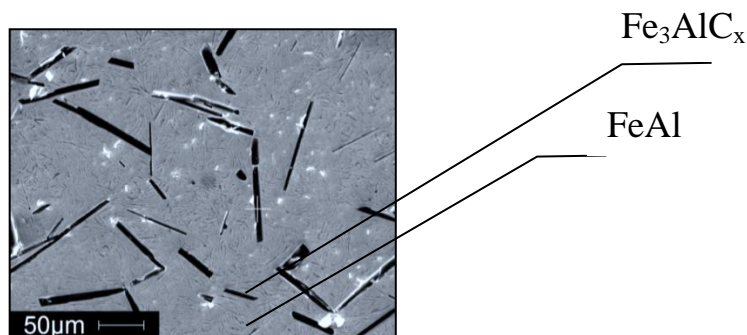


Рисунок 2 - Микроструктура металла по данным РСМА

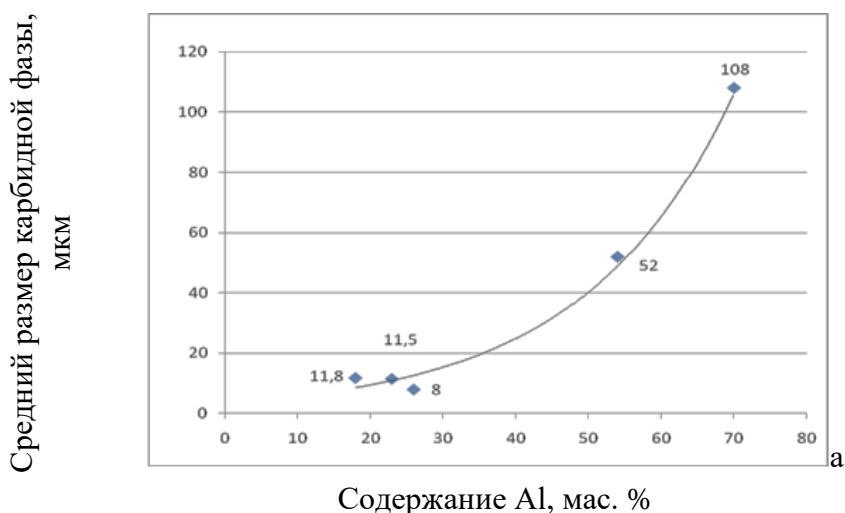


Рисунок 3 - Влияние содержания алюминия на размер карбидной фазы Fe-Al лигатуре



Рисунок 4 - Влияние скорости охлаждения жидкого металла на размер карбидной фазы

Тем самым была подтверждена гипотеза о существовании связи структуры Fe-Al сплавов со скоростью её охлаждения. Увеличение скорости охлаждения жидкого металла способствует



измельчению структурных составляющих Fe-Al сплавов (рис. 4). Видимо дисперсные (до 100 мкм) частицы на микро - и наноуровне могут служить зародышами в процессе кристаллизации расплава, в который введена специальная лигатура, что будет способствовать, по нашему мнению, получению мелкокристаллической однородной структуры.

Повлиять на металлическую основу и на форму включений в металле можно путём использования явления «структурной наследственности» (передача структурных признаков шихтовых материалов, в данном случае специальной лигатуры на основе системы Fe-Al, через жидкое состояние слиткам или отливкам из алюминиевого чугуна).

С технологической точки зрения рациональнее влиять на структуру конечного металла путем ввода специальной добавки. В нашем случае специальную добавку (лигатуру) можно получить путём охлаждения железоалюминиевого сплава с максимально возможной скоростью.

Для анализа структурообразования в легированных алюминиевых чугунах, в которые были введены специальные добавки, была использована установка по измерению кинематической вязкости расплавов методом крутильных колебаний. С помощью данной установки был проведен ряд экспериментов по измерению кинематической вязкости расплавов методом крутильных колебаний после ввода в обычный серый чугун различных добавок.

Исследовано три варианта получения алюминиевого чугуна:

I вариант - (чугун + гранулированный чистый алюминий марки ЧДА);

II вариант - (чугун + медленно охлажденный ферроалюминий ФА30-М (со скоростью 174 град./мин));

III вариант - (чугун + быстро охлажденный ферроалюминий ФА30-В (1650 град./мин)).

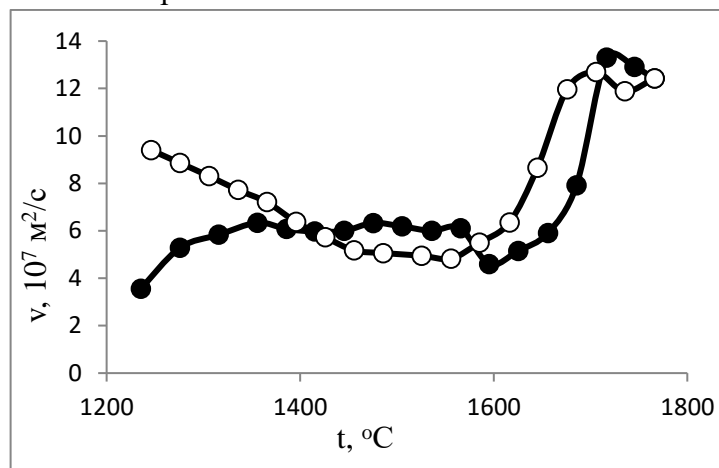
Результаты опытов по измерению кинематической вязкости чугунов (политермы) приведены на рисунке 5. Из анализа политерм следует, что расплав III имеет более высокое значение кинематической вязкости ( $17 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$ ), в то время как расплав II при этой температуре имеет вязкость  $13 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$ , а расплав, полученный по варианту I ( $5 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$ ).

При вводе чистого алюминия расплав чугуна не возможно определить его  $T_{\text{гом}}$ . Кроме того имеется гистерезис между кривыми нагрева и охлаждения на политерме (рис. 5, а). При вводе медленно охлажденного ферроалюминия ФА30-М расплав имеет  $T_{\text{гом}}$  1660 °С (рис. 5, б), в то время как при вводе быстро охлажденного ФА30-В - расплав имеет более низкую температуру  $T_{\text{гом}}$  - 1470 °С и отсутствует гистерезис (рис. 5, в).

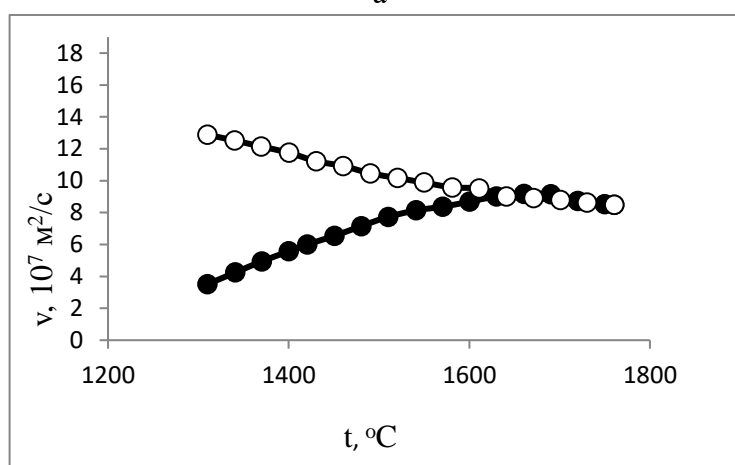
Показано, что снизить температуру гомогенизации ( $T_{\text{гом}}$ ) жидкого металла возможно только при легировании его быстро охлажденным ферроалюминием ФА30-В. Анализ политерм вязкости позволил установить, что при вводе быстро охлажденного ферроалюминия ФА30-В расплав становится гомогенным при 1470 °С (рис. 5, в). Исследованная зона гомогенности расплава III простирается от 1470 до 1766 °С, что в большей степени гарантирует получение однородной структуры твердого металла, чем у расплава II и, тем более, расплава I. Кроме того, алюминиевый чугун, полученный по III варианту, содержит наименьшее количество твердой и хрупкой фазы двойного карбида  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$ , обладает меньшей твердостью и имеет более плотную макроструктуру.

Таким образом, можно сделать вывод, что алюминиевый чугун, полученный по III варианту (рис. 5, в), обладает более высокими служебными свойствами и имеет более однородную структуру твердого металла, чем у сплава II и, тем более, сплава I. Это подтверждается отсутствием гистерезиса между кривыми нагрева и охлаждения на политерме варианта III, в то время как гистерезис присутствует на политерме по варианту I (рис. 5, а). Наличие гистерезиса между

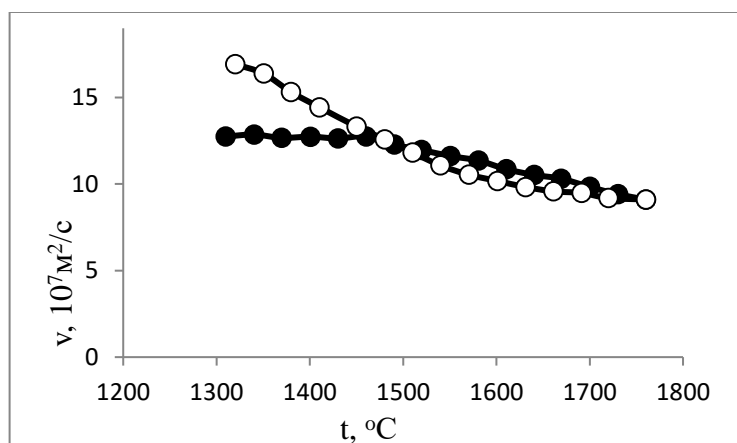
кривыми нагрева и охлаждения на политерме сплава I может говорить о его гетерогенной структуре, а скачок вязкости – о расслоении.



а



б



в

а-вариант I: Fe – 19,1 мас. % Al – 1,2 мас. % C; б - вариант II: Fe – 21,4 мас. % Al – 1,1 мас. % C;  
в - вариант III: Fe- 22,2 мас. % Al – 0,9 мас. % C; • - нагрев; ○ – охлаждение

Рисунок 5 - Политермы кинематической вязкости расплавов чугуна

Центральная пористость отливки этого чугуна соответствует 0 баллу (ГОСТ-10243-75). Замеры твёрдости имели следующие результаты: по прямому сплавлению с чистым алюминием - 40 HRC и 390 HB, а по новой разработанной технологии - 20 HRC и 220 HB. Несколько меньшая его твердость позволяет производить его механическую токарную обработку.

Данные исследования выплавки по варианту III были взяты за основу для разработки новой технологии выплавки. Разработанная технология выплавки алюминиевого чугуна защищена патентом РФ № 2590772 «Способ получения алюминиевого чугуна».

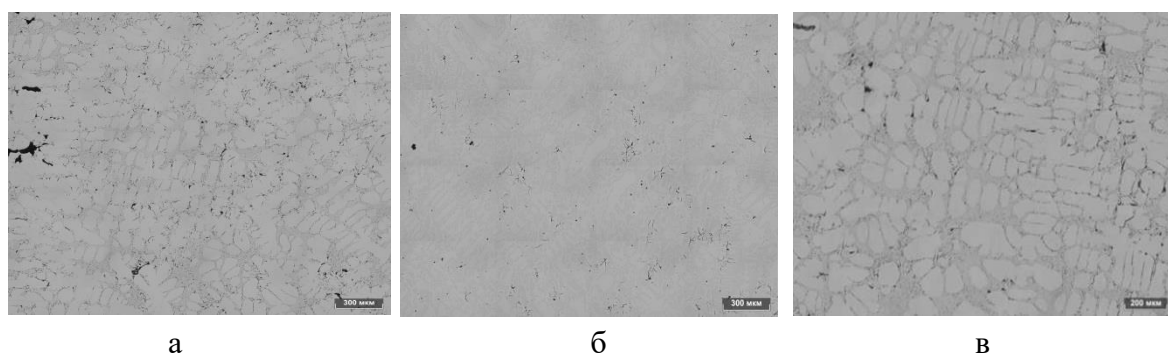
**В третьей главе** показано, что по жаростойкости низкоуглеродистые железоалюминиевые сплавы способны конкурировать с хромоникелевой сталью 20Х23Н18. Не всегда экономически рационально использование хромоникелевых сталей в промышленности для слабонагруженных и ненагруженных изделий, поскольку хром и никель являются дефицитными и дорогостоящими элементами.

Необходимо уделить внимание разработке технологии выплавки недорогих и недефицитных Fe-Al сплавов, экономически более выгодным способом без использования хрома и никеля в открытой индукционной печи под слоем легкоплавкого жидкоподвижного шлака.

Был сделан выбор оптимального содержания алюминия в железоалюминиевом сплаве для получения твёрдого металла с мелкодисперсной структурой и с оптимальными служебными свойствами. С этой целью в открытой индукционной печи ИП-15 мощностью 15 кВт провели опыты по выплавке металла с различным содержанием алюминия. Контроль температуры производился инфракрасным термометром СЕМ ДТ-8868Н (предел измерения до 1850 °С).

Количество шихтовых материалов рассчитывалось таким образом, чтобы получить в готовом металле минимальное количество углерода и 12, 14 и 16 мас. % Al. Варианты плавки соответственно имели номера I, II и III. Как видно из диаграммы состояния Fe-Al, при таком содержании алюминия матрица имеет состав Fe<sub>3</sub>Al.

С целью предотвращения контакта металла с окружающей атмосферой, после расплавления металлической части шихты наводили синтетический шлак, основу которого составляли оксиды CaO, SiO<sub>2</sub>, MgO и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в количестве 3-4 %. Выбор такой шлаковой системы основывался на том, что при определенном сочетании данные оксиды образуют легкоплавкую эвтектику, температура плавления которой составляет 1280 °С. Практически было доказано, что такой синтетический покрывной шлак обладает хорошими технологическими свойствами. В результате выплавки по трем вариантам был получен металл, микроструктура которого показана на рисунке 6.



а - слиток I (12,0 мас. % Al); б - слиток II (14,0 мас. % Al); в - слиток III (16,0 мас. % Al);  
травление в реактиве – 33 % HNO<sub>3</sub> + 33 % CH<sub>3</sub>COOH (3 % H<sub>2</sub>O + 1 % HF)

Рисунок 6 - Микроструктура металла исследованных слитков

Согласно микроструктуре и свойствам исследованных образцов металла (рис. 6 и табл. 1), свойства слитка II должны быть лучше, чем у слитков I и III. Результаты механических испытаний (табл. 1) подтверждают, что наилучшими механическими свойствами обладает слиток II. В таблице 1 приведен химический состав и механические свойства полученных сплавов.

Таблица 1 - Химический состав, микротвердость фаз и механические свойства опытных сплавов

Плавка	Содержание элементов, мас. % и механические свойства опытных слитков			
	C	Al	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
I	0,35	12,08	228,74	0,92
II	0,31	14,06	382,88	1,17
III	0,24	16,15	255,48	0,85

Установлено, что величина зерна, степень его неравноосности и твердость фаз зависят от содержания в металле алюминия: в слитке степень неравноосности равна 4,5; в слитке II - 1,7 и в слитке III - 4,3. На рисунке 5 видно, что наиболее равноосное зерно имеет металл II слитка. Кроме того, твердость матрицы и карбидной фазы при увеличении содержания алюминия в сплаве от 12,0 до 16,0 мас. % увеличивается от 270 до 390 HV<sub>25</sub> и от 410 до 609 HV<sub>25</sub> соответственно. Таким образом, показано, что благодаря более мелкому и более равноосному зерну металл, содержащий около 14,0 мас. % Al, имеет повышенные прочностные свойства. Такое содержание алюминия в сплаве можно считать наиболее оптимальным.

Проведено обоснование выбора плавильного агрегата для выплавки железоалюминиевых сплавов. Приняты во внимание преимущества индукционной плавки, минимальный угар и испарение металла, низкий расход энергии на расплавление, перегрев и выдержку металла, высокий тепловой и электрический КПД и высокая однородность химического состава металла в ванне благодаря хорошо развитой циркуляции расплава металла. Сделан вывод о том, что индукционная печь в большей степени отвечает требованиям для выплавки данного типа железоалюминиевых сплавов.

Для разработки новой технологии получения жаростойкого низкоуглеродистого жаростойкого сплава в индукционной печи важную роль играют физико-химические свойства покрывного шлака. При выплавке сплавов с высоким содержанием алюминия необходимо учитывать взаимодействие алюминия с влагой воздуха, что приводит к повышенной газовой пористости твердого металла. По этой причине существенное значение приобретает выбор состава шлака, способного предотвратить контакт жидкого металла с атмосферой воздуха.

Для подбора оптимального состава шлака была использована открытая индукционная печь ИП-15 мощностью 15 кВт. Выплавку сплавов проводили в алундовых тиглях емкостью 0,5 кг металла. В качестве металлической части шихты использовали гранулированный алюминий марки ЧДА и низкоуглеродистую сталь 10880 (Э) состава, мас. %: C - менее 0,008; Si - 0,17; Mn - 0,19; S - 0,07; P - 0,012. Количество шихтовых материалов на плавку рассчитывалось таким образом, чтобы получить в готовом сплаве от 10 до 18 мас.% алюминия. Сплавы выплавляли тремя методами: I - одновременный ввод всех шихтовых материалов, II - через лигатуру, когда сначала получают расплав с высоким (около 30 %) содержанием алюминия, а затем вводят сталь для получения сплава нужного содержания алюминия и III - последовательный ввод всех шихтовых материалов. Для исследования использовались промышленные и синтетический шлаки различного состава:

- промышленный шлак от выплавки вторичного алюминия (шлак ОПВА);
- промышленный белый ковшевой шлак (шлак АКП);
- синтетический шлак эвтектического состава, который был выбран по справочным данным с учетом низкой основности и низкой температуры его плавления (шлак ЭШ).

Температура плавления шлака состава ОПВА и шлака состава АКП составляет примерно 1470-1490 °С, для шлака состава 50 % ОПВА + 50 % АКП около 1400-1420 °С, для шлака со-

става ЭШ около 1280-1300 °С. С помощью РСМА было показано, что при использовании шлака с высоким содержанием алюминия (ОПВА), шлак после выплавки также содержит много фаз, обогащенных алюминием. Шлак с большим содержанием кальция (АКП) способствует образованию после выплавки сплава шлака, в котором преимущественно находятся фазы с кальцием.

В шлаке эвтектического состава (ЭШ) обнаружены свободные окислы кальция и алюминия совместно с двойными оксидами магния-алюминия и алюминия-кремния. В таблице 4 представлены результаты механических испытаний ( $\sigma_b$ ) сплавов, выплавка которых проводилась вышеописанными тремя методами - I, II и III с использованием шлаков различного состава. Там же представлены данные по влиянию способа выплавки и состава применяемого шлака на временное сопротивление и фазовый состав Fe-Al сплавов с различным содержанием алюминия и углерода. Химический состав использованных шлаков приведен в таблице 2.

Таблица 2 - Химический состав использованных шлаков

Шлак	Содержание компонентов, мас. %									
	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	FeO	(KNa)Cl	MnO	S	C	N
ОПВА	1,9	5,0	76,7	10,0	0,6	5,1	0,5	0,2	4,25	3,15
АКП	56,0	14,0	19,0	10,0	1,0	-	-	-	1,23	-
ОПВА+АКП	29,0	9,5	42,9	10,0	0,8	2,6	0,3	0,1	3,15	1,28
ЭШ	23,0	50,0	16,0	11,0	-	-	-	-	-	-

Влияние способа выплавки и состава шлака на временное сопротивление и фазовый состав Fe-Al сплавов с различным содержанием алюминия и углерода представлено в таблице 3.

Таблица 3 - Влияние способа выплавки и состава шлака на временное сопротивление и фазовый состав Fe-Al сплавов с различным содержанием алюминия и углерода

Сплавы	Метод выплавки	Применяемый шлак	Содержание в сплаве Al (C), мас. %	Временное сопротивление сплава, $\sigma_b$ , МПа	Фазовый состав сплава (РСФА)
1	I	ОПВА	13,5 (0,3)	191,7	Fe <sub>3</sub> Al, FeAlC <sub>x</sub>
2	I	ОПВА	14,2 (0,3)	201,2	Fe <sub>3</sub> Al, FeAlC <sub>x</sub>
3	II	ОПВА	12,4 (0,05)	201,2	Fe <sub>3</sub> Al
4	I	АКП	9,7 (0,01)	34,8	Fe <sub>3</sub> Al
5	I	АКП	14,3 (0,01)	70,3	Fe <sub>3</sub> Al
6	II	АКП	13,7 (0,1)	220,0	Fe <sub>3</sub> Al, Fe <sub>3</sub> AlC <sub>x</sub>
7	I	ОПВА+АКП	13,8 (0,1)	156,0	Fe <sub>3</sub> Al, Fe <sub>3</sub> AlC <sub>x</sub>
8	II	ОПВА+ АКП	13,8 (0,1)	154,8	Fe <sub>3</sub> Al. Fe <sub>3</sub> AlC <sub>x</sub>
9	III	ЭШ	11,1 (0,01)	419,0	Fe <sub>3</sub> Al
10	III	ЭШ	11,8 (0,01)	470,2	Fe <sub>3</sub> Al
11	III	ЭШ	14,9 (0,02)	211,5	Fe <sub>3</sub> Al
12	III	ЭШ	15,9 (0,01)	181,9	Fe <sub>3</sub> Al

Из данных, представленных в таблице 3, следует, что фазовый состав полученных сплавов практически не зависит от содержания в сплавах алюминия, но зависит от состава наводимого шлака и, прежде всего, от чистоты и происхождения шлакообразующих материалов. Мат-

рица всех 12 исследованных сплавов имеет состав интерметаллида Fe<sub>3</sub>Al. В сплавах, содержащих более 0,1 мас. % С, появляется двойной карбид (Fe<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub>).

Наиболее высокие значения временного сопротивления демонстрируют сплавы, полученные по III методу и использующие для защиты расплава синтетический эвтектический шлак (ЭШ). В сплавах с высоким (15-16 %) содержанием алюминия (сплавы 11, 12) временное сопротивление более чем вдвое меньше и составляет около 200 МПа (в сплавах с 11-12 % Al σ<sub>в</sub> выше 400 МПа).

Исследование влияния метода выплавки и применяемого шлака на микроструктуру Fe-Al сплавов показало, что оптимальную структуру имеют сплавы 10-12. Таким образом, наилучший результат по структуре и величине временного сопротивления можно получить при использовании эвтектического шлака с низкой основностью и низкой температурой плавления, имеющего в своем составе оксиды, мас. %: 23 CaO; 50 SiO<sub>2</sub>; 16 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 11 MgO. Этот шлак, по нашему мнению, оптимален для технологии индукционной выплавки железоалюминиевых сплавов.

С целью получения более высоких служебных свойств получаемых сплавов исследовано влияние различных модифицирующих добавок (например, РЗМ, титан и цирконий) на структуру и свойства железоалюминиевых сплавов. Известно, что РЗМ активно взаимодействует с кислородом, серой и азотом, обеспечивая значительное снижение содержания этих примесей в расплавленном металле.

Карбиды, нитриды и карбонитриды титана, присутствующие в модификаторе, благодаря их высокой температуре плавления (T<sub>пл</sub>TiC = 3140 °С, T<sub>пл</sub>TiN = 2959 °С, T<sub>пл</sub>TiCN ~ 2500-3000 °С), могут служить центрами при кристаллизации зерен сплава, в который введён этот модификатор. Состав модифицирующих добавок приведен в таблице 4.

Таблица 4 - Состав использованных модификаторов

Модификатор	Состав, мас. %										
	C	Zr	Mg	Al	Si	Ca	Ti	Fe	Ba	La	Ce
ФТи-30	0,1	-	-	11,8	5,2	-	30,1	ост.	-	-	-
Insteel 7	0,4	-	0,6	1,02	49,9	7,9	16,7	ост.	8,2	2,6	3,6
Цирконий	-	99,8	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Защита поверхности расплава осуществлялась путем наведения ранее исследованного эвтектического шлака (ЭШ). При модифицировании железоалюминиевых сплавов были выплавлены и исследованы нижеследующие варианты плавок:

- сплав 1 (без модифицирования);
- сплав 2 (обработан Zr в количестве 2,0 кг/т);
- сплав 3 (обработан ФТи30 в количестве 20,3 кг/т);
- сплав 4 (обработан ФТи30 (33,0 кг/т) + цирконий (1,0 кг/т));
- сплав 5 (обработан ФТи30 (62,1 кг/т) + цирконий (1,9 кг/т));
- сплав 6 (обработан Insteel 7 в количестве 76,7 кг/т);
- сплав 7 (обработан Insteel 7 в количестве 80,3 кг/т).

Из данных, представленных на рисунке 7, следует, что содержание алюминия в сплаве влияет на временное сопротивление (рис. 7, а), а содержание углерода практически не влияет (рис. 7, б). Видимо, форма существования углерода и морфология карбидов важнее, чем просто общее содержание углерода.

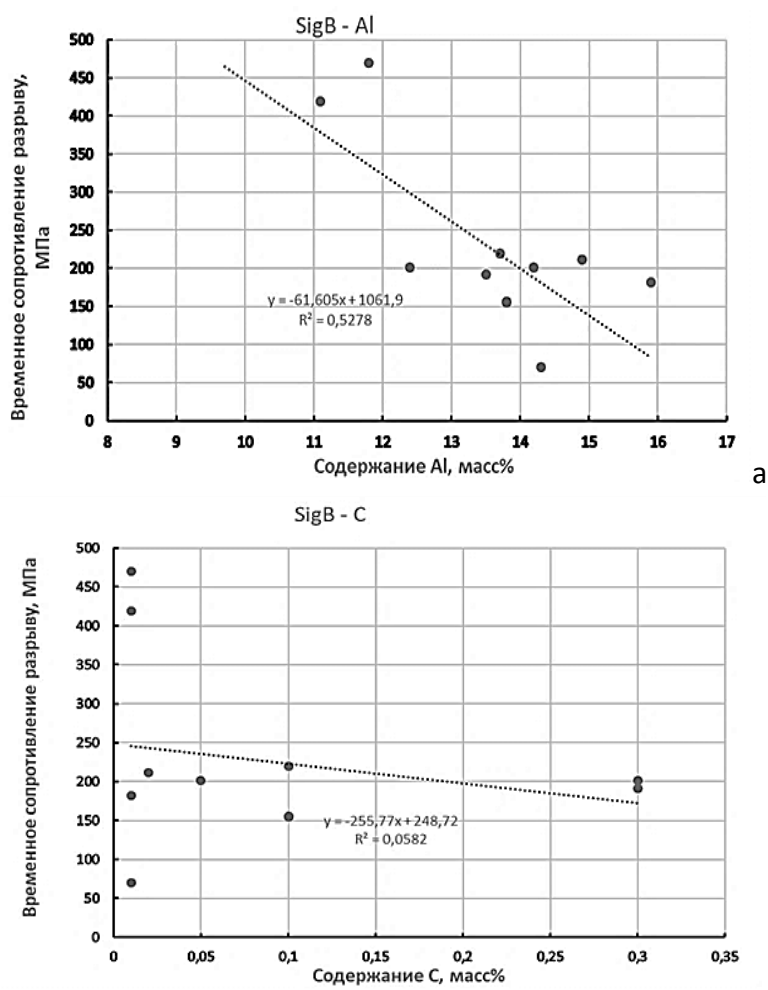


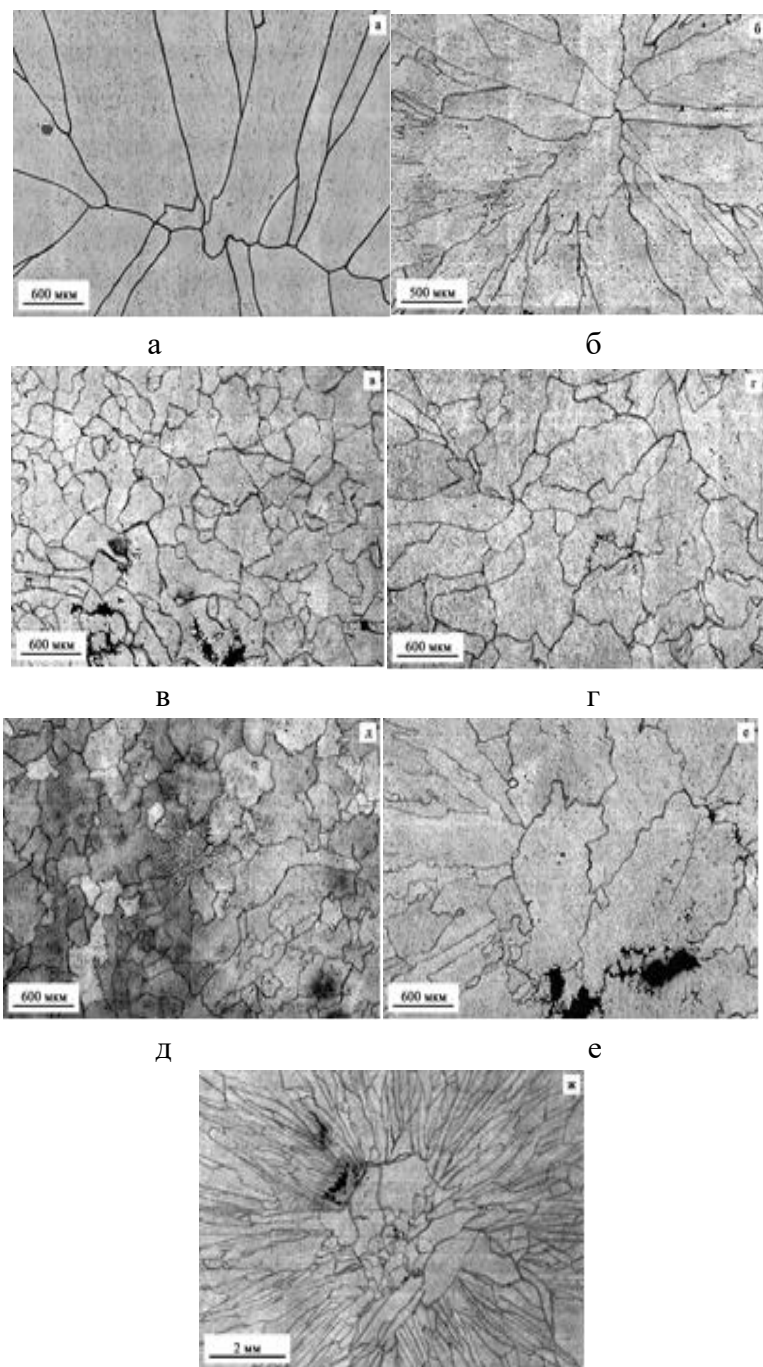
Рисунок 7 - Влияние содержания алюминия (а) и углерода (б) на временное сопротивление Fe-Al сплава

В таблице 5 приведен химический состав железоалюминиевого сплава после модифицирования ферротитаном, цирконием, совместно ферротитаном и цирконием или комплексным модификаторов Insteel 7.

Таблица 5 - Химический состав сплавов после модифицирования

Сплав	Тип модификатора	Содержание, мас. %							
		C	Al	Ti	Zr	Si	Ce	La	Ba
1	Без модификатора	0,01	11,8	-	-	0,2	-	-	-
2	Zr	0,01	11,5	-	0,3	0,3	-	-	-
3	ФТи30	0,01	13,7	1,2	0,1	0,6	-	-	-
4	ФТи30 + Zr	0,01	12,9	1,1	0,3	0,4	-	-	-
5	ФТи30 + Zr	0,01	12,1	1,8	-	0,4	-	-	-
6	Insteel 7	0,02	12,7	1,0	-	2,5	0,037	0,017	0,005
7	Insteel 7	0,03	14,2	1,3	-	2,9	0,033	0,013	0,005

На рисунке 8 представлена зеренная структура исследованных сплавов до и после модифицирования ферротитаном, цирконием, совместно ферротитаном и цирконием или комплексным модификаторов Insteel 7.



а - без модифицирования; б - после ввода Zr (0,3 %); в - после ввода ФТi30 (1,2 % Ti); г - после ввода ФТi30 (1,1 % Ti) + Zr (0,1 %); д - после ввода ФТi30 (1,8 % Ti) + Zr (0,30 %); е - после ввода Insteel 7 (1,0 % Ti); ж - после ввода Insteel 7 (1,3 % Ti)

Рисунок 8 - Микроструктура литых Fe-Al сплавов

Из анализа данных, представленных на рисунке 8, следует, что получить равноосную или близкую к равноосной структуру в литых Fe-Al сплавах возможно только путем ввода модификатора ферротитана или модификатора, состоящего из двух компонентов (ферротитан + цирконий).

Равноосная структура металла не гарантирует высокий уровень временного сопротивления разрыву. Более высокое значение временного сопротивления (от 312 до 470 МПа) имеют Fe-Al сплавы со столбчатой структурой и с наименьшим (около 12,0 мас. %) содержанием алюминия. При повышении содержания алюминия в матрице сплавов до 14,0 мас. %, временное



сопротивление снижается до 150 МПа. Влияние типа модификатора на фазовый состав, параметры зеренной структуры и временное сопротивление Fe-Al сплавов приведены в таблице 6. Таблица 6 - Влияние типа модификатора на фазовый состав, параметры зеренной структуры и временное сопротивление ( $\sigma_B$ ) Fe-Al сплавов

№	Тип Модиф.	Состав матрицы РСМА, мас. %	Протяженность зоны, об. %		Коэффициент формы ( $K_f$ )		$\sigma_B$ , МПа
			Столбч. зерна	Равноосн. зерна	Столбч. зерна	Равноосн. зерна	
1	Без мод.	11,6 % Al; 88,4 % Fe	100	0	4,2	0	470,2
2	Zr	12,4 % Al; 87,6 % Fe	100	0	4,81	0	316,2
3	ФТi30	13,4 % Al; 85,4 % Fe; 1,1 % Ti	0	100	0	1,5	153,1
4	ФТi30+Zr	13,6 % Al; 85,6 % Fe; 0,8 % Ti	0	100	0	1,8	132,9
5	ФТi30+Zr	12,5 % Al; 85,9 % Fe; 1,6 % Ti	0	100	0	1,3	184,7
6	Insteel 7	10 % Al; 86,0 % Fe; 3 % Si; 1 % Ti	56	44	4,3	1,6	слом
7	Insteel 7	14 % Al; 81 % Fe; 4 % Si; 1% Ti	35	65	4,9	1,2	150,8

Таким образом, получить равноосную или близкую к равноосной структуру возможно только при модифицировании Fe-Al сплавов либо одним ферротитаном ( $K_f$  - 1,5), либо ферротитаном совместно с цирконием ( $K_f$  - 1,3 или 1,8). Определяющая роль при совместном модифицировании принадлежит ферротитану, поскольку в нем присутствует карбид титана, играющий инокулирующую роль при вводе модификатора в изучаемые сплавы.

Определены показатели жаростойкости четырёх низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов, модифицированных титаном и цирконием в разных вариантах. Эти сплавы были выплавлены в индукционной печи ИП-15. Исследование проводилось путем нагрева образцов металла до температуры 800, 900 или 1000 °С со взвешиванием их после выемки из печи и охлаждения до комнатной температуры через каждые 50 часов до суммарной продолжительности 200 часов. В таблице 7 приведены варианты модифицирования исследованных сплавов.

Таблица 7 - Варианты модифицирования и химический состав образцов сплавов, мас. %

Модификатор	Номер сплава	C	Si	Al	Ti	Zr
Нет	20	0,02	0,4	13,8	-	-
ФТi30	21	0,08	0,4	13,3	0,87	-
Zr	22	0,09	0,3	14,6	-	0,22
ФТi-30+ Zr	23	0,2	0,3	13,9	0,90	0,20

Установлено, что сравнение показателя жаростойкости Fe-Al сплавов и известного жаростойкого сплава 20X23N18 возможно только при окислении при температуре 1000 °С, т.к. в справочные данные по другим температурам отсутствуют. Увеличение массы сплава 20X23N18 и немодифицированного железоалюминиевого сплава, содержащего 13,8 мас. % Al, при окислении в течение 200 часов практически не отличаются. А все легированные Fe-Al сплавы имеют

показатель жаростойкости даже выше, чем у сплава 20X23H18. Причем, в сплавах с более высоким содержанием алюминия (сплав 23 - 13,9 мас. % и сплав 22 - 14,6 мас. %) жаростойкость несколько выше, чем у сплава, содержащего 13,3 мас. % Al (сплав 21).

На рисунке 9 приведены графические результаты изменения веса образцов исследуемых сплавов после их испытания на жаростойкость. Выше было сказано, что немодифицированный сплав 20 (13,8 мас. % Al) имеет такую же стойкость при окислении при 1000 °С в течение 200 часов, как и известная жаростойкая сталь 20X23H18 и равную  $0,02 \text{ мг/с}^2 \cdot \text{ч}$ . Наивысшую стойкость ( $0,006 \text{ мг/см}^2 \cdot \text{ч}$ ) к окислению показывает Fe-Al сплав 23 (13,9 мас. % Al), который был легирован титаном совместно с цирконием. Сплавы 22 и 23 имеют сопоставимую жаростойкость.

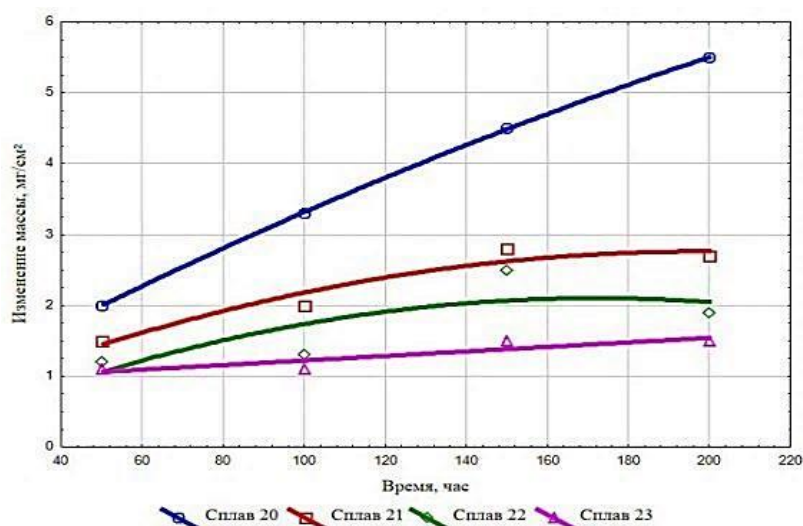


Рисунок 9 - Кинетика окисления Fe-Al сплавов при 1000 °С

Сравнивая показатели жаростойкости Fe-Al сплавов необходимо принять во внимание стоимость модифицирующих элементов. На первый взгляд немодифицированный сплав Fe-Al, содержащий 13,8 мас. % Al, является более предпочтительным по сравнению со сплавом Fe-Al мас. % (13,9 Al, 0,9 Ti и 0,2 Zr) для использования в качестве сплавов для изготовления ненагруженных деталей, которые работают в агрессивных средах при температуре около 1000 °С. Но при комплексном сравнении свойств всех исследованных сплавов, принимая во внимание и механические свойства, более предпочтительным будет сплав, модифицированный титаном.

Таким образом:

- определено оптимальное содержание алюминия порядка 14 мас.% в железоалюминиевом сплаве, при котором он имеет мелкодисперсную структуру и высокую жаростойкость;
- подобран состав шлака, содержащий в своем составе оксиды, мас. % 50 SiO<sub>2</sub>, 23 CaO, 16 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 11 MgO, обладающий низкой температурой (1280 °С) плавления и достаточной жидкоподвижностью, способный защитить металл во время плавки от контакта с атмосферой печи;
- установлено, что модифицирующая добавка титана и циркония позволяет получить твёрдый металл с мелкодисперсной структурой и высокой жаростойкостью. Исследовано влияние модифицирующей добавки, содержащей РЗМ в небольших количествах, и показано, что совместное модифицирование титаном (около 1 мас. %) и цирконием (около 0,2 мас. %) эффективнее, но экономически более оправдано модифицирование титаном.

Исследования основных технологических аспектов выплавки низкоуглеродистого железоалюминиевого жаростойкого конструкционного сплава позволили разработать и опробовать саму технологию, которая включает в себя:

1. Шихтование с учетом получения в конечном металле, мас. %: 13-15 Al; 0,9-1,2 Ti; 0,05-0,1 С.
2. Расплавление железосодержащей части шихты и прогрев до 1570-1580 °С;
3. Наведение легкоплавкого жидкоподвижного шлака, содержащего оксиды SiO<sub>2</sub>, CaO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и MgO.
4. Совместный ввод алюмосодержащей и легирующей части шихты под слой шлака в виде нескольких подготовленных специальным образом капсул.
5. Прогрев и выдержка расплава в течение 5-7 минут до 1570-1580 °С.
6. Разливка металла в литейные формы с отсечением шлака.
7. Слив шлака в чугунную изложницу.

Разработанная технология выплавки жаростойких железоалюминиевых сплавов была успешно опробована в лабораторных условиях. Чтобы говорить о разработке реально работающей промышленной технологии, была поставлена задача апробирования полученных в ходе лабораторных исследований данные по выплавке сплава в промышленной индукционной печи.

**В четвертой главе** уделено внимание вопросу опытно-промышленных испытаний разработанной в лабораторных условиях технологии получения жаростойких железоалюминиевых сплавов, основанной на изучении их свойств, таких как вязкость жидкого металла, структура, фазовый состав и т.д.

Сначала были проведены опытно-промышленные испытания предлагаемой технологии получения жаростойкого алюминиевого чугуна. Плавка проводилась в условиях литейного участка ООО «Литейное производство УБМ» (г. Верхние Серги, Свердловская область). Данное предприятие имеет в эксплуатации две индукционных печи ИСТ-0,25 с рабочей частотой 1000 Гц и емкостью 250 кг чугуна. На одной из них были проведены опытно-промышленные испытания разработанной технологии. Состав исходных шихтовых материалов приведен в таблице 8.

Таблица 8 - Состав исходных шихтовых материалов, мас. %

Материал	Al	С	Si	S	P
Лигатура ФА-30 (ГОСТ 26590-85)	34,1	0,08	0,68	0,01	0,02
Чугун серый	0,10	3,36	2,98	0,098	0,06

Количество полученных в результате плавки продуктов составило 169,0 кг алюминиевого чугуна и 5,9 кг шлака. Химический анализ полученного алюминиевого чугуна показал, что он соответствует по своему составу требованиям ГОСТ 7765-82 «Чугун алюминиевый высоколегированный жаростойкий, износостойкий при высокой температуре». Анализ данных, представленных в таблице 9, показывает, что по химическому составу полученный алюминиевый чугун и известный чугун ЧЮ22Ш довольно близки. Но стоимость производства алюминиевого чугуна в три раза ниже, чем ЧЮ22Ш.

В таблице 9 представлен химический состав полученного чугуна и близкого ему по свойствам чугуна с шаровидным графитом марки ЧЮ22Ш.

Таблица 9 - Химический состав полученного алюминиевого и известного жаростойкого чугуна ЧЮ22Ш, мас. %

Материал	Al	С	Si	S	P
Алюминиевый чугун	25,40	1,50	1,20	0,02	0,05
ЧЮ22Ш (ГОСТ 7769-82)	19,0-25,0	1,6-2,5	1,0-2,0	до 0,03	до 0,2

Для сравнения были произведены замеры твердости металла всех слитков, выплавленных по обычной (прямое сплавление чугуна и алюминия) и по новой технологиям. Замеры дали, следующие результаты: обычная технология по прямому сплавлению с чистым алюминием - 40 HRC и 390 HB, новая разработанная технология - 20 HRC и 220 HB. Снижение твердости алюминиевого чугуна позволило провести его механическую обработку. Для определения пластических свойств металлов были изготовлены образцы для испытания. Из металла, полученного по обычной технологии, приготовить образцы для испытаний не удалось. Механически обработать на токарном станке без какой-либо дополнительной термообработки и изготовить образцы удалось лишь из слитка, полученного по разработанной технологии выплавки. Предел прочности составил около 220 МПа, а относительное удлинение - около 1,0 %.

Опытно-промышленные испытания технологии получения алюминиевого чугуна подтверждены актом, данным предприятием. Технология получения алюминиевого чугуна защищена патентом РФ №2590772 «Способ получения алюминиевого чугуна».

Опытно-промышленные испытания технологии получения жаростойкого низкоуглеродистого конструкционного железоалюминиевого сплава проводились на производственной площадке предприятия ООО НПП «Альфа-Мет», расположенного в г. Екатеринбург в индукционной печи ИСТ-0,25 с рабочей частотой 1000 Гц, и емкостью 250 кг по стали. Химические составы шихтовых материалов и готового сплава представлены в таблицах 10 и 11.

Таблица 10 - Химический состав шихтовых материалов, мас %

Материал	C/Ti/Fe	Si	Al	S	P
Стальная заготовка	0,008	3,10	0,1	0,02	0,03
Модификатор ФТи-30 (ГОСТ 4761-91)	30,1	5,20	11,8	0,003	0,06
Алюминий чушк. А7 (ГОСТ 11069-2001)	0,15	0,15	99,7	-	-

Таблица 11 - Химический анализ выплавленного сплава, мас. %

Материал	Al	C	Si	Ti	Mn
Жаростойкий железоалюминиевый сплав	13,40	0,012	0,35	0,96	0,15

Полученный сплав выплавлен и разлит без каких-либо технологических трудностей. Результаты выплавки подтверждают возможность получения предлагаемым способом литых жаростойких железоалюминиевых сплавов и их разлива для получения различных изделий.

Механические испытания образцов металла проведены на универсальной разрывной машине Zwick BT1-FRO050THW.A1K с усилием 50 кН со скоростью перемещения захватов 2 мм/мин. Прочность составила 200-300 МПа. Макроструктура излома слитка металла после испытания имела мелкозернистую структуру. Излом хрупкий, но сами зерна измельчены и нет зоны столбчатых зерен, характерной для других железоалюминиевых сплавов. Испытания на прочность показали, что измельчение зеренной структуры проявляется в улучшении механических свойств образцов. Этому способствовало модифицирование нового сплава титаном.

Выплавленные таким способом опытные образцы были испытаны на жаростойкость по стандартной методике по ГОСТ 6130-71. «Металлы. Методы определения жаростойкости». Сравнение жаростойкости стали 20X23H18 (ГОСТ 5632-2014) и образцов нового сплава показывает, что жаростойкость выплавленного по новой технологии сплава выше, чем у хромоникелевой жаростойкой стали 20X23H18. Увеличение массы образца при выдержке 200 часов при температуре 1000 °С составило 0,008 мг/см<sup>2</sup>·ч., в то время как аналогичный показатель жаростойкости жаростойкой стали 20X23H18 составляет 0,02 мг/см<sup>2</sup>·ч. Результаты выплавки под-

тверждены актом опытно-промышленных испытаний, данным предприятием. На основании исследования свойств низкоуглеродистых железоалюминиевых титансодержащих сплавов, таких как жаростойкость, была разработана технология их выплавки. Такие сплавы дешевле, чем хромоникелевые стали, т.к. выплавляются из недефицитных отходов малоуглеродистых сталей и алюминия при легировании ферротитаном. Они могут применяться в агрессивных и высокотемпературных средах в качестве материала для изготовления слабонагруженных изделий.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. С помощью программного комплекса «HSC-6.1» были проведены термодинамические расчеты температурных зависимостей фазового состава в системе Fe-Al-C, позволившие теоретически определить условия образования и существования при высоких температурах фазы  $Fe_3AlC_x$  и свободного углерода, присутствие которых в железоалюминиевых сплавах нежелательно. Термодинамическая оценка влияния содержания алюминия от 10,0 до 30,0 мас. % и углерода от 0,1 до 3,0 мас. % на фазовый состав системы Fe-Al-C при различных температурах показывает, что температура образования двойного карбида (фазы  $Fe_3AlC_x$ ) с увеличением содержания Al смещается в более высокую область. При содержании 10,0 масс. % Al и 1,0 мас. % C точка образования находится примерно на уровне 750 °C, а при содержании 30,0 масс. % Al и 3,0 мас. % C уже около 900 °C. Такая же зависимость наблюдается и при увеличении содержания углерода от 0,1 до 3,0 мас. % при постоянном содержании алюминия около 20,0 мас. %. В этом случае область образования двойного карбида смещается от 550 °C до 900 °C. Также расчеты показывают, что возможно появление свободного углерода в железоалюминиевом сплаве при его содержании более 2,0 мас. % и при содержании более 20,0 мас. % алюминия. Такие содержания можно считать условно критическими. Сказанное выше возможно может объяснить связь снижения количества двойного карбида  $Fe_3AlC_x$  с быстрым снижением температуры расплава. К сожалению, данная программа не позволяет прогнозировать состав матрицы из-за недостатка термодинамических данных в отношении интерметаллидных соединений.

2. Металлографические исследования быстро охлажденных образцов Fe-Al лигатур показали, что их структура зависит от скорости охлаждения. Оценка роли содержания Al в быстро охлажденных сплавах показала, что размер данной фазы уменьшается от 108 мкм (70,0 мас. % Al) до 11,5 мкм (25,0 мас. % Al). На основании анализа этих данных, было установлено, что оптимальное содержание Al в алюминиевом чугуна составляет от 20,0 до 25,0 мас. %.

3. Исследование кинематической вязкости Fe-Al расплавов показало, что быстрее и при более низкой температуре становится однородным металл, полученный легированием чугуна быстро охлажденной лигатурой ФА-30, а зона гомогенности расплава согласно политемам вязкости находится в интервале 1470-1766 °C. Это в значительной степени гарантирует получение однородной структуры твердого металла. Для прочностных свойств предпочтительней является микроструктура сплава, полученного легированием чугуна быстро охлажденной лигатурой, в котором количество твердой и хрупкой фазы двойного карбида  $Fe_3AlC_x$  наименьшее. Данное исследование позволило разработать технологию выплавки алюминиевого чугуна, которая защищена патентом РФ № 2590772 С1 «Способ получения алюминиевого чугуна».

4. Полученные новые данные помогли разработать новую технологию получения алюминиевого чугуна с измельченной структурой и меньшим количеством карбидной фазы. Это возможно, по нашему мнению, когда расплавление исходного чугуна осуществляют с добавлением быстро охлажденной алюмосодержащей лигатуры и кальцийсодержащего шлакообразующего материала. Это возможно, когда в качестве алюмосодержащей лигатуры используется быстро охлажденный ферроалюминий марки ФА-30 в количестве, обеспечивающем со-

держание в готовом чугуна от 20 до 25 мас. % Al и от 1,0 до 2,0 мас. % С. Разработанная технология выплавки жаростойкого алюминиевого чугуна позволила получить металл, сопоставимый по служебным свойствам с алюминиевым чугуном с шаровидным графитом ЧЮ22Ш, с меньшими материальными и энергозатратами. Получен патент РФ. Проведены опытно-промышленные испытания технологии.

5. Показано, что сплав, содержащий около 14,0 мас. % Al, имеет повышенную твердость и прочность на растяжение благодаря более мелкому и более равноосному зерну. Твердость матрицы и карбидной фазы при увеличении содержания алюминия в сплаве от 12,0 до 16,0 мас. % повышается. От хрупкого излома можно избавиться путем снижения содержания в сплавах количества хрупкой карбидной фазы и получением более мелкого и ревностного зерна, что достигается содержанием в сплаве около 14,0 мас. % Al.

6. Установлено влияние состава разных промышленных шлаков на структуру и свойства малоуглеродистых железоалюминиевых сплавов. Подобран состав легкоплавкого покрывного шлака, мас. %: 23,0 CaO; 50,0 SiO<sub>2</sub>; 16,0 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 11,0 MgO с учётом особенностей технологии индукционной плавки.

7. Показано, что совместное модифицирование титаном и цирконием в пределах 0,9-1,1 мас. % и 0,1-0,2 мас. % соответственно улучшает механические свойства исследованных сплавов, повышает их жаростойкость, превышающую жаростойкость известной стали 20X23H18 (ГОСТ-5632-2014 «Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные») более чем в 3 раза. Определено, что стоимость материалов и самого производства ниже стоимости выплавки жаростойкой стали марки 20X23H18, т.к. при этом используются недорогие и доступные шихтовые материалы в виде алюминиевого и стального лома без использования дорогих хрома и никеля. Например, в условиях предприятия «Альфа-Мет» себестоимость выплавки жаростойкого низкоуглеродистого железоалюминиевого сплава в ценах начала 2019 года составила 43,9 тыс. руб./т. (Приложение Д). Это примерно в четыре раза ниже себестоимости 1 тонны жаростойкой стали 20X23H18 применительно к экономическим условиям в период выполнения работы.

8. На основании проведенных исследований разработаны технологии выплавки жаростойкого алюминиевого чугуна с улучшенными механическими свойствами и низкоуглеродистого жаростойкого конструкционного железоалюминиевого сплава с повышенной жаростойкостью. Разработанные технологии прошли опытно-промышленные испытания, подтвержденные актами.

#### СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

##### *Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК:*

1. Катаев, В.В. К вопросу повышения жаростойкости материалов / О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, Л.А. Маршук, В.Г. Смирнова, **В.В. Катаев** // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. Самара: - 2012. - Т.14. - №1-2. С. 593-596; 0,5 п.л. / 0,2 п.л.

2. Kataev, V.V. Connections of the microstructure of the Fe-Al (25-33 % wt.) with its composition and cooling rate from the liquid state/O.Y. Sheshukov, V.P. Ermakova, L.A. Marshuk., V.G. Smirnova, **V.V. Kataev** // Advances in Materials Research - 2013. - Vol. 602-604. - P. 594-597; 0,4 п.л. / 0,3 п.л. (Scopus).

3. Kataev, V.V. Electric characteristic of steel-making electric furnace and the process control/O.Y. Sheshukov, I.V. Nekrasov, A.V. Sivtsov, M.M. Tsymbalist, D.K. Egiazaryan, **V.V. Kataev**, A.I. Stepanov // Applied Mechanics and Materials. -2013. - Т. 268. - PART. 1. - P. 1376-1379; 0,5 п.л. / 0,2 п.л. (Scopus).

4. Катаев, В.В. Влияние различных алюмосодержащих добавок на гомогенность расплава и структуру алюминиевого чугуна / В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, В.В. Конашков, Л.А. Овчинникова, Л.А. Маршук // *Металловедение и термообработка металлов*. - 2014. - №3(705). - С. 7-11; 0,6 п.л. / 0,25 п.л.

5. Kataev, V.V. Effect of aluminum – containing additives on the homogeneity of melt and structure of aluminum cast iron / V.P. Ermakova V.G. Smirnova, **V.V. Kataev**, O.Yu. Sheshukov, V.V. Konashkov, L.A. Ovchinnikova, L.A. Marshuk // *Metal Science and Heat Treatment*. - 2014. - Vol. 56, - №3 - 4. P. 118-123; 0,8 п.л. / 0,15 п.л. (Scopus).

6. Катаев, В.В. Поведение комплексного модификатора, содержащего РЗМ, при выплавке Fe-Al сплавов в открытой индукционной печи / **В.В. Катаев**, В.Г. Смирнова, В.П. Ермакова, С.Ю. Мельчаков, О.Ю. Шешуков, Л.А. Овчинникова, И.В. Некрасов // *Электromеталлургия*. – 2019. - №7. - С. 3-5; 0,8 п.л. / 0,3 п.л.

**Патент РФ на изобретение:**

7. Пат. № 2590772 Российская Федерация, МПК С1 С21С 1/10 (2006.01) / Способ получения алюминиевого чугуна / **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, Л.А. Маршук; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук (ИМЕТ УрО РАН) (RU); заявл. 09.04.2015; опубл. 10.07.2016, Бюл. №19.

**Публикации в других научных изданиях:**

8. Катаев, В.В. Влияние способа получения отливок из алюминиевого чугуна на их макроструктуру / **В.В. Катаев**, В.Г. Смирнова, В.П. Ермакова, О.Ю. Шешуков, В.В. Конашков // *Тр. конф. Металл Экспо 2013*. М., 2013. - С. 91-94; 0,5 п.л. / 0,2 п.л.

9. Катаев, В.В. Влияние различных алюмосодержащих добавок на структуру алюминиевого чугуна / **В.В. Катаев**, В.Г. Смирнова, В.П. Ермакова, Л.А. Овчинникова, О.Ю. Шешуков, Л.А. Маршук // *Совещание ЦКП «Урал М» с элементами школы молодых ученых*. - Екатеринбург: Эзапринт, 2013. - С. 25-27; 0,4 п.л. / 0,2 п.л.

10. Катаев, В.В. Влияние различных алюмосодержащих добавок на структуру чугуна: рациональное природопользование и передовые технологии материалов / В.В. Катаев, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, В.В. Конашков, Л.А. Овчинникова, Л.А. Маршук // *ИМЕТ УрО РАН. ЦКП «Урал-М»*. - Екатеринбург: Эзапринт, 2014. - С. 69-72; 0,5 п.л. / 0,2 п.л.

11. Катаев, В.В. Разработка состава, технологии получения и исследование литого жаростойкого Fe-Al сплава / **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, В.В. Конашков, Л.А. Маршук // *Новости материаловедения. Наука и техника*. 2014. - №2. - С. 4; 0,1 п.л. / 0,2 п.л.

12. Катаев, В.В. Связь структуры ферросплава со структурой и свойствами алюминиевого чугуна [Электронный ресурс] / **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, Л.А. Маршук // *Международный форум «Крым Hi-Tech-2014»*, 2014. - Режим доступа: <http://krym.extech.ru/docs/theses.pdf>.

13. Катаев, В.В. Разработка состава, технологии получения и исследование литого жаростойкого Fe-Al сплава / **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, В.В. Конашков, Л.А. Маршук // *Современные литейные высокожаропрочные и специальные сплавы, технология их выплавки и литья монокристаллических рабочих лопаток газотурбинных двигателей: сб. докл. науч.-техн. конф., посвященной 110-летию со дня рождения К.К. Чуприна*. ФГУП ВИАМ, 2014. - С. 8-10; 0,4 п.л. / 0,2 п.л.

14. Катаев, В.В. Исследование свойств расплавов алюминиевого чугуна / **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, В.В. Конашков // *Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов: тр. XIV Росс. конф.* - Екатеринбург: Эзапринт, 2015. - С. 154 – 155; 0,2 п.л. / 0,2 п.л.

15. Катаев, В.В. Влияние содержания алюминия на структуру и механические свойства сплавов на основе системы Fe-Al: Рациональное природопользование и передовые технологии материалов / О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, **В.В. Катаев**, Л.А. Овчинникова,

М.В. Лапин, А.В. Долматов // Ежегодное научно-практическое издание. Институт металлургии УрО РАН. ЦКП «Урал-М». - Екатеринбург, 2015. С. 83-85; 0,4 п.л. / 0,1 п.л.

16. Катаев, В.В. Управление структурообразованием Fe-C сплавов путем использования ферросплавов и модификаторов, полученных различными способами / О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, **В.В. Катаев**, В.Г. Смирнова, И.В. Некрасов, Л.А. Овчинникова, Е.А. Вязникова, Л.А. Маршук // Физическая химия и технология в металлургии.: сб. тр., посвященный 60-летию ИМЕТ УрО РАН. Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук. - Екатеринбург, 2015. - С. 281-293; 0,4 п.л. / 0,1 п.л.

17 Катаев, В.В. К вопросу наследования структуры шихтовых материалов алюминий содержащими сплавами / В.Г. Смирнова, В.П. Ермакова, **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, М.В. Лапин, А.Б. Шубин, Л.А. Овчинникова // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 74 Международной научно-технической конференции под ред. В.М. Колокольцева. - Магнитогорск: МГТУ, 2016. - Т.1. - С. 102-106. 0,6 п.л. / 0,2 п.л.

18. Катаев, В.В. Микроструктура комплексного кремнийсодержащего модификатора / В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, С.Ю. Мельчаков, **В.В. Катаев**, О.Ю. Шешуков, И.В. Некрасов // Тезисы докладов V Международной молодежной научной конференции, посвященной памяти Почетного профессора УрФУ В.С. Кортова в 7 томах. УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина. Физика. Технологии. Инновации ФТИ-2018. - Екатеринбург: Эзапринт, УрФУ, 2018. - С. 20-22; 0,4 п.л. / 0,1 п.л.

19. Катаев, В.В. Влияние модификаторов, содержащих Ti и Zr, на зеренную структуру литых Fe-12 % Al сплавов / И.В. Некрасов, В.Г. Смирнова, В.П. Ермакова, С.Ю. Мельчаков, **В.В. Катаев**, Маршук, О.Ю. Шешуков // Фундаментальные и прикладные задачи механики деформируемого твердого тела и прогрессивные технологии в машиностроении: материалы V Дальневосточной конференции с международным участием. - Комсомольск на Амуре: Эзапринт, ФГБОУ ВО «КНАГУ», 2018. - С. 140-143; 0,5 п.л. / 0,1 п.л.

20. Катаев, В.В. Способ изменения структуры литых Fe-Al сплавов путем ввода титансодержащих модификаторов / С.Ю. Мельчаков, В.Г. Смирнова, В.П. Ермакова, **В.В. Катаев**, Л.А. Маршук, И.В. Некрасов, О.Ю. Шешуков // Труды научно-практической конференции с международным участием и элементами школы молодых ученых «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: «ФЕРРОСПЛАВЫ». - Екатеринбург: ООО «Альфа Принт», 2018. - С.297-303; 1,0 п.л. / 0,1 п.л.