

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ
УРАЛЬСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК
(ИМЕТ УрО РАН)

На правах рукописи

КАТАЕВ ВЛАДИМИР ВИКТОРОВИЧ

Разработка технологии получения железоалюминиевых сплавов

Специальность 05.16.02 – Metallургия чёрных, цветных и редких металлов

Диссертация на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
Шешуков О.Ю., д.т.н., профессор

Екатеринбург - 2019

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1 АНАЛИЗ ЛИТЕРАТУРНЫХ И ПАТЕНТНЫХ ДАННЫХ О СУЩЕСТВУЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЯХ ВЫПЛАВКИ ЖЕЛЕЗОАЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	13
2 РАЗРАБОТКА ОСНОВ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО ЧУГУНА.....	31
2.1. Термодинамический анализ фазового состава системы Fe-Al-C при различных температурах и выбор оптимального состава алюминиевого чугуна	31
2.2. Связь структуры железоалюминиевой лигатуры для алюминиевого чугуна со скоростью её охлаждения	34
2.3. Влияние быстроохлажденной железоалюминиевой лигатуры на структуру алюминиевого чугуна.....	38
2.4. Описание предлагаемой технологии получения алюминиевого чугуна	49
2.5. Пример выплавки алюминиевого чугуна по разработанной технологии	52
2.6. Выводы ко второй главе	54
3 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО КОНСТРУКЦИОННОГО ЖАРОСТОЙКОГО ЖЕЛЕЗОАЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	56
3.1. Выбор оптимального содержания алюминия в железоалюминиевом сплаве для получения твердого металла с мелкодисперсной структурой и оптимальными служебными свойствами.....	57
3.2. Обоснование выбора основного плавильного агрегата	61
3.3. Разработка и выбор рационального состава шлака при выплавке железоалюминиевых сплавов	64
3.4. Оценка влияния введения различных модифицирующих добавок на	

структуру и служебные свойства низкоуглеродистого жаростойкого железоалюминиевого сплава	73
3.5. Определение жаростойкости низкоуглеродистых конструкционных железоалюминиевых сплавов	80
3.6. Описание предлагаемой технологии.....	86
3.7. Выводы к третьей главе.....	87
4 ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ РАЗРАБОТАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ.....	89
4.1. Опытные-промышленные испытания технологии получения жаростойкого алюминиевого чугуна	89
4.2. Опытные-промышленные испытания технологии получения жаростойкого низкоуглеродистого конструкционного железоалюминиевого сплава	92
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	97
ТЕРМИНЫ, ОПРЕДЕЛЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ	100
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	102
ПРИЛОЖЕНИЕ А - Методики исследований, приборы, оборудование и материалы.....	114
ПРИЛОЖЕНИЕ Б - Примеры термодинамического расчета программой «НСС-6.1» в системе Fe-Al-C	127
ПРИЛОЖЕНИЕ В - Патент РФ № 2590772 С1 «Способ получения алюминиевого чугуна»	133
ПРИЛОЖЕНИЕ Г - Акт опытно-промышленных испытаний технологии выплавки алюминиевого чугуна.....	135
ПРИЛОЖЕНИЕ Д - Акт опытно-промышленных испытаний технологии выплавки низкоуглеродистого железоалюминиевого жаростойкого сплава	137

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Жаростойкие стали в промышленности имеют очень широкую сферу применения. Все конструкции, трубопроводы, узлы и детали машин, работающие в условиях агрессивных сред, а также высоких температур, 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. Металлургическим предприятиям нужна эффективная технология выплавки таких сплавов.

Но, к сожалению, в России в период с 2010 по 2016 годы производство нержавеющей стали снизилось в 1,2 раза (с 94, 1 до 78 тыс. тонн). Это падение ниже уровня ее производства в 1990 году почти в 10 раз (810 тыс. тонн).

Анализ причин такого резкого спада выпуска жаростойких сталей показывает, что дело не только в падении спроса. Дело в том, что производство данного сортамента сталей столкнулось с проблемой дефицита таких дорогостоящих легирующих элементов, как хром и никель, которые вводятся в их состав в количестве 20-40 % и потребность в хrome и никеле при производстве таких сталей достаточно велика.

Так сложилось, что единственным производителем хромовой руды в СССР был Донской ГОК в Казахстане (и еще небольшое Сарановское месторождение в Пермском крае). После распада СССР из-за недопоставок хромовой руды резко снизили производство феррохрома ОАО Челябинский электрометаллургический комбинат «ЧЭМК» и ОАО «Серовский завод ферросплавов». Далее по технологической цепочке снизилось производство нержавеющей и жаростойкой стали всеми металлургическими заводами, а ПАО «Мечел» и АО «Златоустовский электрометаллургический завод» вообще перешли на выпуск рядового сортамента.

Проблема усугубляется тем, что рудные ресурсы, пригодные для промышленной разработки в России ограничены. Так, разведанные месторождения хромовых руд в стране бедны и ферросплавным заводам приходится закупать сырье за рубежом. Это ставит производителей ферросплавов в зависимость от импортеров и уровня мировых цен на данный вид сырья. В результате ценовая составляющая без- и малоуглеродистого феррохрома в стоимости нержавеющей стали весьма значительна. Импорт хромовой руды из Албании, Судана и Турции проблему ее дефицита не решает. Таким образом, проблема дефицита хрома перешла в разряд вопросов экономической безопасности страны, утверждает в своей работе В.П. Чернобровин [1]. Производство никеля и содержащих его ферросплавов, хотя менее импортозависимо, но также довольно затратное.

Нужно отметить, что за последние годы в производстве жаростойких сталей и алюминиевых чугунов достигнуты значительные успехи, но сплавы, обладающие высокой жаростойкостью, содержащие в своем составе, как правило, дорогостоящие и дефицитные легирующие элементы, по-прежнему дефицитны. По этой причине не всегда экономически рационально широкое использование этих материалов в промышленности. В настоящее время большое внимание уделяется чугунам и сталям, легированным недефицитным и недорогим алюминием, т.к. они обладают наряду с хорошими технологическими свойствами высокой жаростойкостью в сочетании с хорошей коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах, меньшим удельным весом, а также целым рядом других высоких физических свойств.

В соответствии с ГОСТ 5632-2014 «Стали высоколегированные и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные» к группе жаростойких (окалиностойких) отнесены стали и сплавы, которые обладают стойкостью против химического разрушения поверхности в агрессивных газовых средах при температурах выше 550 °С и работают в ненагруженном или слабонагруженном состоянии. К сталям и сплавам этой группы предъявляют достаточно сложный комплекс требований, включающий наряду с высоким сопротивлением газовой коррозии, хорошую технологичность в металлургическом переделе (изготовление

листов). Требуется также определенный уровень жаропрочности, поскольку в отличие от сплавов сопротивления, используемых для электронагревателей и также обладающих высоким сопротивлением окислению, жаростойкие конструкционные стали и сплавы в процессе эксплуатации обычно испытывают воздействие механических напряжений, хотя бы от собственной массы детали (например, детали печных конструкций).

Жаростойкость материалов измеряется изменением массы образца за определенный отрезок времени при определенных условиях испытаний и выражается величиной изменения массы за данный отрезок времени. Чем меньше эти величины, тем выше жаростойкость. Известно, что основным элементом, определяющим уровень жаростойкости сталей и сплавов, является хром, образующий защитную пленку, состоящую из Cr_2O_3 или шпинели $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ или более сложного состава типа $(\text{Fe}, \text{Ni})\text{O} \cdot (\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$. Т.к. хром определяет также и коррозионную стойкость сталей, в процессе развития качественной металлургии высоколегированных сталей показано, что целый ряд материалов обладает как коррозионной стойкостью, так и жаростойкостью. К таким материалам относятся жаростойкие стали типа 20Х23Н18, 20Х20Н14С2, 20Х25Н20С2, сплав ХН78Т и т.д. Поэтому четкую границу между коррозионностойкими и жаростойкими материалами провести нельзя.

Жаростойкие и жаропрочные стали и сплавы, применяются в машиностроении, в энергетике, нефтехимической и химической, в т.ч. авиационной промышленности. Эти материалы способны длительное время работать при высоких температурах в сложнапряженном состоянии при одновременном воздействии агрессивной внешней среды и сохранять свои физико-механические свойства. Области использования жаростойких и жаропрочных сталей и сплавов в промышленности очень разнообразны: сварные конструкции, муфели, деталей печного оборудования, экраны, газоходы, опоры, подвески и т.д. Сплавы на никелевой основе из-за своей дороговизны могут быть рекомендованы к применению только для весьма ответственных назначений в авиационной и ракетно-космической технике.

Как уже было сказано, сталь, обладающая высокой жаростойкостью и повышенными эксплуатационными свойствами, содержит в своем составе, как правило, дорогостоящие и дефицитные легирующие элементы, такие как хром и никель. Никель вводится для повышения стойкости металла с хромом к окислению при высокой температуре. Однако, повысить жаростойкость можно и с помощью недорогого и недефицитного алюминия, который, образуя на поверхности сплава стойкую окисную пленку, также способствует повышению его жаростойкости.

Поскольку хром и никель являются дефицитными элементами, а никель еще и дорогостоящим, не всегда экономически рационально широкое использование этих материалов в промышленности для изготовления ненагруженных и слабо нагруженных изделий. По нашему мнению необходимо привлечь внимание к сплавам, легированным недефицитным и недорогим алюминием, которые по свойствам способны конкурировать, например, с широко распространенной хромоникелевой сталью типа 20Х23Н18. Поэтому необходимо уделить внимание разработке технологии выплавки Fe-Al сплавов экономически более выгодным способом в открытой индукционной печи под слоем легкоплавкого жидкоподвижного шлака.

Для раскисления стали нашел применение ферроалюминий как сплав, способствующий увеличению степени и стабильности полезного использования алюминия, что связано в основном с повышенной по сравнению с чушковым алюминием плотностью, обеспечивающей погружение сплава в объем металла. Но данный сплав может быть интересен и как конструкционный материал.

Степень разработанности темы работы. В настоящее время большое внимание уделяется чугунам и сталям, легированным недефицитным и недорогим алюминием, т.к. 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. Большое значение имеет содержание в железоалюминиевых сплавах углерода. Промышленности нужен экономичный, по-

лучаемый из недорогого недефицитного сырья железоалюминиевый конструкционный жаростойкий сплав, сопоставимый 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, в настоящее время актуальное значение.

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. **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/см²·ч. до 0,006 мг/см²·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.

Методология и методы исследований, оборудование и материалы приведены в приложении А.

Основные положения, 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.

Степень достоверности 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. 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 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 г.);

- совещании Центра коллективного пользования «Урал-М» Института металлургии УрО РАН «Рациональное природопользование и передовые технологии материалов» (Екатеринбург, 2014, 2015, 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).

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. Организовал и участвовал в проведении опытно-промышленных испытаний новой технологии. Участвовал в подготовке публикаций по работе и написании заявки на изобретение.

По результатам выполненной работы опубликовано 20 статей, в том числе 3 статьи в изданиях, рекомендованных ВАК РФ, 3 статьи индексируются в базе данных Scopus, получен 1 патент РФ.

Диссертационная работа выполнена при поддержке РФФИ №11-08-12078-офи-м «Разработка рационального состава и научных основ технологии производства многокомпонентных жаростойких железоалюминиевых сплавов» и 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 выполнении работы сотрудникам ИМЕТ УрО РАН н.сотр. В.П. Ермаковой, вед.инж. В.Г. Смирновой, 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, техникам Ю.А. Потаповой и А.В. Зонову и ст.н.сотр. УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, к.т.н. В.В. Конашкову.

1 АНАЛИЗ ЛИТЕРАТУРНЫХ И ПАТЕНТНЫХ ДАННЫХ О СУЩЕСТВУЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЯХ ВЫПЛАВКИ ЖЕЛЕЗОАЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

За последние годы разработки способов выплавки специальных жаростойких сталей и чугунов достигли значительных успехов и работы по совершенствованию существующих технологий их получения и разработке новых ведутся постоянно. Тем не менее, сплавы, обладающие высокой жаростойкостью и содержащие в своем составе дорогостоящие и дефицитные легирующие элементы, такие как хром и никель, имеют высокую стоимость. Поэтому большое внимание сегодня уделяется альтернативным сплавам на железной основе, которые легированы менее дефицитным и более доступным алюминием.

За рубежом в настоящее время сталям, легированным алюминием уделяется большое внимание. Это так называемые облегченные стали. Например, в работе [2] сказано, что в Институте им. Макса Планка ведутся исследовательские работы над железо-марганец-алюминиевым сплавом, содержащим 15 % марганца и 3,0 % алюминия. Такой сплав способен выдерживать удлинение до 50 % и обладает прочностью около 1100 МПа.

Сталь, обладающая высокой жаростойкостью и повышенными эксплуатационными свойствами, содержит в своем составе, как правило, дорогостоящие и дефицитные легирующие элементы, такие как хром и никель. Никель вводится для повышения стойкости металла с хромом к окислению при высокой температуре. Однако, повысить жаростойкость можно с помощью сравнительно недорогого и недефицитного алюминия, который, образуя на поверхности сплава стойкую окисную пленку, также способствует повышению его жаростойкости. Поскольку хром и никель являются дефицитными элементами, а никель еще и дорогостоящим, не всегда экономически рационально широкое использование этих материалов в промышленности. По нашему мнению, в настоящее время необходимо привлечь внимание к сплавам, легированным недефицитным и недорогим алюминием, ко-

торые по свойствам способны конкурировать с широко распространенной хромоникелевой сталью типа 20Х23Н18.

Алюминий - уникальный металл по своим физическим свойствам. Обладая плотностью $2,7 \text{ г/см}^3$, он почти в три раза легче железа. Алюминий в виде оксида Al_2O_3 в смеси с оксидами других металлов широко распространен в природе. Хотя производство алюминия электролитическим способом довольно энергозатратно, но принимая во внимание большие объемы его получения, цена не высока. В промышленности он используется в большей степени в виде сплавов (дюралюминий, силумины и т.д.). Силумины обладают высокой жидкотекучестью, малой усадкой при кристаллизации и высокими механическими свойствами [3].

По данным В.И. Напалкова и др. [4], основные физико-химические свойства алюминия следующие: атомный радиус - 0,143 нм.; $T_{\text{пл}}$ - 660,24 °С; $T_{\text{кип}}$ - 2520 °С; теплота плавления - 10,4 кДж/моль; теплота испарения - 291,0 кДж/моль. Сплавы алюминия с другими химическими элементами периодической системы могут быть представлены монотектическими, эвтектическими и эвтектическими с химическими соединениями диаграммами состояния. Сплав алюминия с железом описывается эвтектической диаграммой состояния с химическими соединениями. Алюминий относится к металлам, имеющим в жидком железе неограниченную растворимость, что дает, по мнению А.М. Бигеева [5] возможность получать сплав Fe-Al в любом процентном соотношении. Добавка всего лишь 2-3 мас. % Al существенно повышает окалиностойкость чугуна, а при содержании алюминия более 12 мас. % он не окисляется даже при температуре 850-1100 °С, благодаря образованию на поверхности оксидной пленки.

Кроме того, возможности применения алюминиевых чугунов в некоторых областях промышленности являются практически неограниченными. Такие сплавы обладают наряду с хорошими технологическими свойствами высокой жаростойкостью и жаропрочностью в сочетании с хорошей коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах, а также целым рядом других полезных потребительских свойств.

В работе [6] отмечено, что по разным причинам иногда экономически не рационально для изготовления ненагруженных и слабонагруженных изделий в промышленности использование дорогих хромоникелевых сталей и существует потребность замены их в некоторых видах изделий на материалы менее дорогие и сопоставимые по служебным свойствам.

Промышленности нужны экономичные, получаемые из недорогого недефицитного сырья жаростойкие железоалюминиевые сплавы, сопоставимые по своим служебным свойствам с хромоникелевыми сталями. Такими материалами могут быть жаростойкие железоалюминиевые сплавы, полученные путем легирования недефицитным алюминием, который в отличие от других легирующих элементов наименее дефицитен.

В настоящее время железоалюминиевые сплавы в промышленности широко используются в основном в трех направлениях:

1. Для раскисления стали широко используется ферроалюминий как сплав, способствующий увеличению степени и стабильности полезного использования алюминия. Это связано с повышенной, по сравнению с чушковым алюминием или алюминиевой проволокой, плотностью, составляющей от 5,6 до 6,5 т/м³ (в зависимости от содержания алюминия), обеспечивающей погружение сплава в объем металла и более полное усвоение полезного элемента [7, 8]. Кроме того алюминий может использоваться в виде проволоки с различными наполнителями [9].

2. Специальные алюминиевые чугуны, возможности, применения которых в некоторых областях промышленности очень широки (например, рамы тележек и решетки агломерационных машин, арматура нагревательных котлов и печей, колосники, выпускные коллекторы двигателей внутреннего сгорания и т.д.).

3. Малоуглеродистые конструкционные стали, содержащие менее 0,5 мас. % С и более 10 мас. % Al или конструкционные железоалюминиевые сплавы, которые обладая определенными жаростойкими свойствами, в отличие от алюминиевых чугунов, обладают еще и относительно хорошими механическими свойствами.

Железоалюминиевые сплавы могут рассматриваться как конструкционные материалы для ненагруженных и слабонагруженных изделий высокотемпературного применения, т.к. обеспечивают стойкость к окислению, невысокую пластичность, а также хорошее соотношение прочности и массы. Кроме того, подобные сплавы обладают хорошим потенциалом износостойкости вследствие их высокой твердости.

Их пластичность, прочность и износостойкость можно значительно увеличить присутствием упрочняющей фазы в железоалюминидной матрице. Наличием других фаз можно улучшить не только пластичные свойства, но и прочностные характеристики, а также жаростойкость. Аллюминиды железа обладают выдающейся коррозионной и сульфатационной стойкостью, но наличием второй фазы их улучшить нельзя. Возможность использования этих сплавов требует достоверных сведений о фазовых равновесиях и превращениях в системе Fe-Al и, особенно, в системе Fe-Al-C, полной равновесной диаграммы которой до сих пор не существует [10].

Результаты термодинамических исследований жидких растворов в системе Fe-Al [11] показывают, что во всей области составов наблюдаются большие отрицательные отклонения от идеальных растворов. Это согласуется с диаграммой состояния системы, приведенной на рисунке 1.1, которая показывает, что в твердом состоянии образуется ряд химических соединений. А большие отрицательные значения избыточных свободных энергий и энтальпий образования соединений позволяют сделать вывод о том, что взаимодействие между разнотипными атомами проявляются также и в жидких сплавах. В данной системе возможно образование интерметаллидов Fe_3Al , FeAl , FeAl_2 , Fe_2Al_5 и FeAl_3 .

Железоалюминиевые сплавы обладают значительным преимуществом по сравнению с другими конкурирующими сплавами на основе аллюминид никеля или аллюминид титана. Кроме Fe_3Al и FeAl существует широкий диапазон составов.

При комнатной температуре кристаллическая структура изменяется от феррита до Fe_3Al и, наконец, до FeAl при увеличении содержания Al от 0 до

50 мас. %. Все три структуры имеют объемно-кубическую решетку. Это обеспечивает относительное повышение пластических свойств изучаемых сплавов.

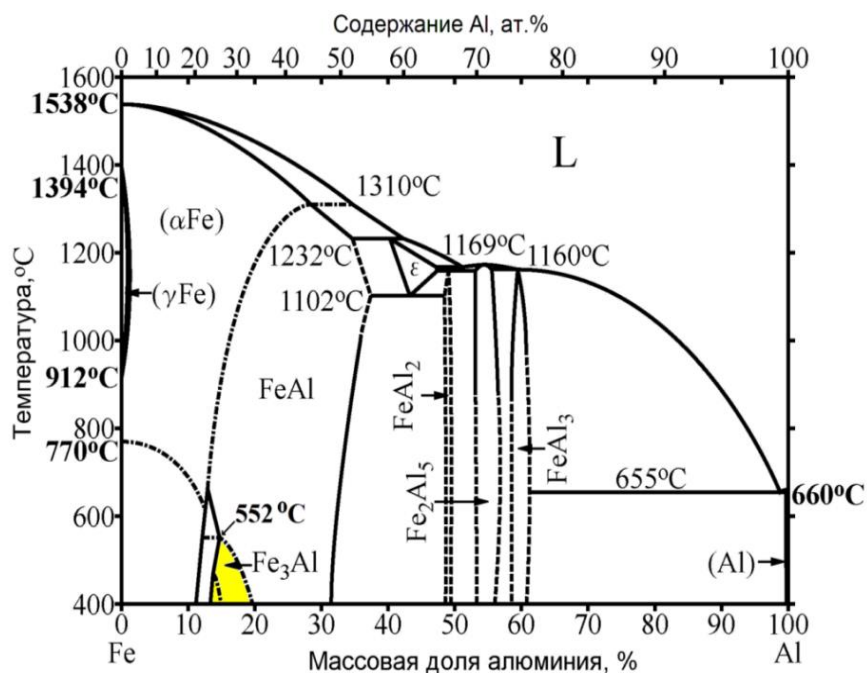


Рисунок 1.1 - Диаграмма состояния железо-алюминий [11]

Свойства железоалюминиевых сплавов на основе алюминидов железа зависят от содержания в них углерода. Образование карбидов приводит к тому, что происходит потеря пластичности. Но с другой стороны снижается склонность железоалюминиевых сплавов к водородной хрупкости.

Считается, что это достигается путем блокирования межатомного пространства для диффузии водорода в матрицу алюминидов железа из-за присутствия растворенного углерода. Они являются единственными интерметаллидами, которые могут быть легко обработаны механически. Железоалюминиевые сплавы, содержащие карбиды, могут быть изготовлены из стального лома и доступного чистого алюминия в качестве сырья и, следовательно, являются чистым материалом по примесям.

Большинство интерметаллидов не является бинарными алюминидов железа. Растворенные в железоалюминиевых сплавах добавки, такие как B, Si, Cr и Ti, специально вводят в алюминиды железа, а конструкция матрицы сплава при этом может быть довольно сложной.

Свойства таких сплавов различны, т.к. различно влияние вводимых третьих элементов. Например, бор может быть добавлен для измельчения зерна, хром для повышения устойчивости к атмосферному охрупчиванию, кремний для упрочнения и титан для увеличения жаростойкости и т.д. Кроме того, каждая добавка может играть несколько ролей.

Различные интерметаллидные фазы могут образовываться в ограниченных диапазонах состава (рис. 1.1). В системе Fe-Al при комнатной температуре кристаллическая структура с увеличением содержания Al (до 35 мас. %) постепенно меняется от неупорядоченной ОЦК к структурам типа B_2 или DO_3 . Все эти структуры основаны на ОЦК-типе решетки и существуют в довольно широком диапазоне состава. Наибольший интерес представляют собой интерметаллиды Fe_3Al и $FeAl$. Они имеют решетку типы B_2 и DO_3 , схематичное изображение которых показано на рисунке 1.2.

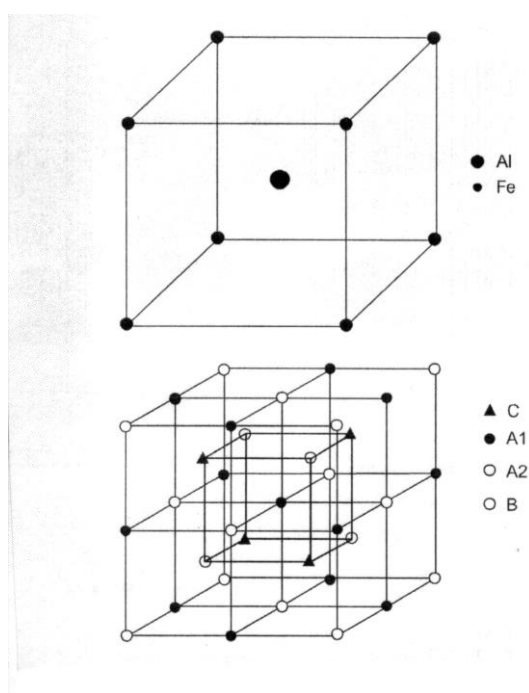


Рисунок 1.2 - Схематичное изображение расположения атомов для структур B_2 (верхнее) и DO_3 (нижнее), где A1, A2 и C-атомы Fe; B-атомы Al [11]

Из представленных данных видно, что в интерметаллидах каждый атом Al имеет Fe-атом как ближайшего соседа, но второй ближайший сосед - это Fe в структуре DO_3 , тогда как атомы Fe и Al в структуре B_2 расположены случайно. При более высоком содержании Al (> 30 мас. %) другие интерметаллиды ($FeAl_2$,

Fe_2Al_5 и FeAl_3) также встречаются в системе Fe-Al, но они очень хрупкие и представляют ограниченный интерес в качестве конструкционных материалов.

Как видно из диаграммы состояния Fe-Al (рис. 1.1), в зависимости от состава в этих сплавах могут присутствовать упорядоченные структуры B_2 в интервале температур от 800 до 1200 °C. Структура типа DO_3 в сплавах Fe_3Al существуют только до температуры 552 °C. При превышении этой температуры, эти сплавы могут иметь только структуру B_2 . Данная температура может быть значительно увеличена при введении легирующих добавок (Ti, Mo, Cr, Si и B). В соответствии с диаграммой, двухфазные области, содержащие $\alpha + \text{Fe}_3\text{Al}$ (ниже 552 °C) и $\alpha + \text{FeAl}$ (выше 552 °C) существуют в диапазоне состава 10-16 мас. % Al. Для того чтобы избежать образования неупорядоченного α -железа, по литературным данным большинство исследованных интерметаллидов Fe_3Al имеют содержание 14 мас. % Al или более.

Сплавы типа Fe_3Al и FeAl могут проявлять значительное снижение предела текучести при температуре выше 650 °C. Поднять показатель жаростойкости возможно также за счет введения легирующих добавок, которые в свою очередь расширяют температурные границы. Из диаграммы состояния Fe-Al следует, что алюминиды железа существуют в довольно широком диапазоне составов и матрицы их могут значительно различаться. Нестехиометрические составы алюминидов (более 14 мас. % Al для Fe_3Al и менее 35 мас. % Al для FeAl) показывают наилучшую пластичность. Это составы 17 мас. % Al и 25 мас. % Al.

Индийский исследователь U. Prakash в своей работе [12, 13] утверждает, что с увеличением содержания алюминия в железе от 0 до 50 ат. % матрица сплавов изменяется от феррита к Fe_3Al и далее до FeAl и имеет ОЦК - тип решетки.

В работе [14] авторы из Тольятти А.И. Ковтунов и др. отмечают, что твердость интерметаллидных фаз системы Fe-Al уменьшается с ростом содержания Fe, а прочность изменяется практически противоположно твердости. Также утверждается, что наибольшей прочностью при растяжении обладают фазы Fe_3Al и FeAl , а наименьшей фазы FeAl_2 , Fe_2Al_7 и Fe_2Al_5 .

По литературным данным и в соответствии с диаграммой состояния системы Fe-Al и по результатам работ Т.В. Добаткиной [15] и О. Кубашевского [16], алюминий является α -стабилизирующим элементом и хорошо растворяется в α -железе, образуя ряд твердых растворов с ОЦК-структурой. Растворимость Al в γ -железе ограничена, а область существования γ -фазы очень узкая и при достижении концентрации 1,25 мас. % Al исчезает. В сплавах системы Fe-Al авторами отмечено существование пяти стабильных фаз: Fe₃Al(15), FeAl(25), FeAl₂(50), Fe₂Al₅(56), FeAl₃(60), где в скобках приведено содержание алюминия в мас. %.

В последнее время уделяется большое внимание ещё одному свойству железоалюминиевых сплавов, содержащих 10,0-14,0 мас. % Al - они используются для создания высокоэффективных композиционных радиопоглощающих материалов СВЧ-диапазона. Об этом пишет С.Ю. Менегин в работе [17] из ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина. Это перспективное направление применения железоалюминиевых сплавов ещё только разрабатывается.

По мнению группы зарубежных исследователей под руководством А. Schneider [18] железоалюминиевые сплавы можно классифицировать с точки зрения упорядоченности их структуры в зависимости от содержания алюминия. Так при содержании Al ниже 30 мас. % они представляет собой неупорядоченные ферритные сплавы с кубической структурой (ОЦК) на основе Fe₃Al, а при более высоком содержании - упорядоченные на основе FeAl. Здесь же отмечается, что увеличение содержания углерода в сплавах данного типа ведет к выпадению так называемой K-фазы перовскитового типа Fe₃AlC_x, которая оказывает на сплав упрочняющее действие. При этом пластические свойства, как при комнатной, так и при повышенной температурах у сплавов не высокие.

В зависимости от количества углерода в железоалюминиевых сплавах, выделившегося в виде графита при первичной кристаллизации, по мнению коллектива авторов из С-Петербургского государственного университета под руководством Г.А. Косникова [19], алюминиевые чугуны условно делятся на три группы:

- низкоалюминиевые (до 10,0 мас. % Al), в структуру которых входит α -фаза (феррит, легированный Al), перлит (эвтектоид), и сложный карбид состава Fe_3AlC_x ;
- переходные (от 10,0 до 19,0 мас. % Al), состоящие из α -фазы и карбида Fe_3AlC_x , и не содержащие графит;
- высокоалюминиевые (от 20,0 до 25,0 мас. % Al), структура которых состоит также из α -фазы, графита, и в зависимости от содержания Al карбида в виде Fe_3AlC_x или $\text{Al}_4\text{C}_3 + \text{Fe}_3\text{C}$ (карбид алюминия при взаимодействии с влагой ведет к саморассыпанию металла, что является серьезным их недостатком).

В одном из своих патентов Г.А. Косникова и др. [20] проблеме саморассыпания высокоалюминиевого чугуна уделено особое внимание. Результатом данного изобретения является выплавка высокоалюминиевого чугуна, обеспечивающего увеличение срока службы деталей, прочности, износостойкости и антифрикционных свойств в отливках разной толщины. В его составе отсутствуют карбиды Fe_3AlC_x и Al_4C_3 , что исключает опасность саморазрушения отливок. Вместе с тем такой высокоалюминиевый чугун отличается малым удельным весом, высокой жаростойкостью и ростоустойчивостью, коррозионной стойкостью и парамагнитностью.

Интерес к фазе Fe_3AlC_x вызван давно сложившимся мнением [21], что именно двойной карбид обуславливает формирование структуры и служебные свойства содержащего его металла, поскольку двойной карбид в зависимости от содержания в металле углерода имеет довольно высокую микротвердость - от 680 до 760 HV₂₅. По этой причине наличие в структуре значительного количества выделений Fe_3AlC_x сдерживает применение в промышленности Al чугуна из-за большой твердости и хрупкости.

Таким образом, большое внимание уделяется чугунам, легированным алюминием, т.к. они обладают наряду с хорошими технологическими литейными свойствами высокой жаростойкостью в сочетании с хорошей коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах, меньшим удельным весом и другими высокими физическими свойствами. Добавка всего лишь 2,0-3,0 мас. % Al суще-

ственно повышает окалинотойкость чугуна, а при содержании алюминия более 8,5 мас. % он не окисляется даже при температуре 850-1100 °С благодаря образованию на поверхности изделий оксидной пленки из Al_2O_3 , которая пассивирует поверхность [22]. На сегодняшний день по литературным данным существуют три основных теории легирования с целью повышения жаростойкости сплавов [23-25]:

- ионы легирующего элемента входят в кристаллическую решетку оксида основного металла, улучшая сплошность и уменьшая дефектность, тем самым снижая скорость диффузионных процессов;
- легирующий элемент образует свой защитный слой оксида, который препятствует окислению основного металла;
- легирующий элемент образует с основным компонентом двойной оксид типа шпинели, имеющей повышенные защитные свойства.

Данные теории взаимодополняют друг друга, давая возможность разрабатывать новые технологии получения жаростойких сплавов с повышенными защитными свойствами. Легирование алюминием способствует повышению жаростойкости путём образования защитного слоя оксида. О качественных характеристиках и требованиях к алюминию как к модификатору подробно пишет в своей работе И.В. Рябчиков и др. [26].

Коллективом исследователей K. Shivkumar и др. из Индии [27] было уделено большое внимание вопросу получения железоалюминиевых сплавов с содержанием алюминия 7,0-16,0 мас. % и низким содержанием углерода (менее 0,02 мас. %). Эти авторы изучили структуру и механические свойства сплавов, содержащих 7,0, 9,0 и 16,0 мас. % Al, выплавленных либо под слоем шлака, либо в условиях вакуума в индукционной печи. В результате было обнаружено следующее:

- независимо от способа выплавки все сплавы имели микроструктуру с большим грубым размером зерна;

- с увеличением содержания алюминия у всех сплавов размер зерна также увеличивался, а твердость независимо от способа выплавки росла от 178-198 HV до 280-310 HV;

- все слитки вакуумной плавки и 7,0 мас. % Al удовлетворительно ковались и прокатывались в горячем состоянии, а слитки шлаковой выплавки, содержащие 9,0 и 16,0 мас. % Al, разрушались по причине водородной пористости;

- окисленность слитков (содержание кислорода) шлаковой выплавки выше в два раза, чем вакуумной.

- удовлетворительное относительное удлинение 18,0-20,0 мас. % проявляли лишь слитки, содержащие 7,0 мас. % Al, которые были выплавленные обоими способами.

Основной вывод, который сделали индийские ученые - это невозможность получения низкоуглеродистой жаропрочной стали шлаковым способом с содержанием Al выше 7 мас. %.

К сожалению, сплавы железа с алюминием имеют ряд недостатков, сдерживающих их широкое применение в качестве конструкционного материала. Такими являются их саморассыпаемость при определенном содержании в них углерода и алюминия вследствие взаимодействия с влагой воздуха, плохая обрабатываемость по причине их высокой твердости и низких пластических свойств. Поэтому алюминиевые чугуны чаще всего применяются в виде литых изделий и не могут быть подвергнуты механической обработке, а технология их получения довольно сложна и сопряжена с потерями алюминия. Не следует забывать, что удельный вес алюминия в 2,1 раза меньше, чем железа, что в свою очередь также вызывает определенные технологические трудности.

Следует отметить, что одним из недостатков алюминидов железа является восприимчивость к атмосферному охрупчиванию. Предполагается, что это возникает из-за взаимодействия алюминия в сплаве с атмосферной влагой. Поэтому для предотвращения окисления алюминия, железоалюминиды плавятся в контролируемой атмосфере или под покровом флюса. Даже после того, как сплав выплавлен, он еще может взаимодействовать с влагой окружающей среды, что и приводит к

охрупчиванию. Это может произойти также во время механической обработки, когда обработанная поверхность сплава еще не имеет защитной пленки из Al_2O_3 . В этом случае алюминий в сплаве может реагировать с охлаждающей жидкостью или атмосферной влагой согласно следующей реакции:



Образующийся в результате реакции (1.1) водород может диффундировать к зарождающимся трещинам. Это ведет к концентрации напряжений и быстрому их увеличению вплоть до полного разрушения изделия. Такое явление получило название «атмосферного» или «водородного» охрупчивания. По причине восприимчивости к атмосферному охрупчиванию, алюминиды железа свойственна плохая обрабатываемость. Показано, что добавление углерода снижает восприимчивость к атмосферному охрупчиванию. Кроме того, водородное охрупчивание может снизить пластичность непосредственно во время испытаний образцов. Дело в том, что деформация при испытании может привести к разрыву на поверхности металла защитной оксидной пленки Al_2O_3 . Как только Al вступает в контакт с атмосферной влагой по реакции (1.1), выделяется водород, и пластичность сплава резко снижается. Это подтверждается испытаниями на растяжение сплавов в вакууме и в сухом кислороде. При этом пластичность существенно увеличивается при испытании сплава на обычном воздухе. Кроме того пластичность может зависеть от скорости деформации.

Известно, что большая разница в удельном весе (7800 и 2800 кг/м^3) и в температуре плавления железа и алюминия (1536 и 660°C) создает определенные технологические сложности для получения алюминиевого чугуна. Высокая склонность к окислению алюминия усложняет его ввод в жидкий чугун. От способа ввода зависит процент усвоения чугуном алюминия. Вариантов много:

- подача твердого алюминия на поверхность жидкого чугуна - самый не-технологичный способ, т.к. усвоение алюминия при этом в лучшем случае достигает 60% ;
- подача твердого алюминия на дно ковша с жидким чугуном. При этом усвоение алюминия расплавом может достигать 80% ; но, к сожалению, имеется

технологическая проблема удержания слитков алюминия на дне ковша из-за большой разницы удельных весов;

- одновременное смешение двух жидких расплавов;
- заливка жидкого алюминия, как на дно ковша, так и на поверхность расплава жидкого чугуна;
- совместное расплавление;
- выплавка промежуточного высокопроцентного железоалюминиевого сплава и последующее доведение его до нужного процентного соотношения.

В настоящее время в условиях ОАО «Нижнесалдинской металлургический комбинат» разработаны технические условия (ТУ-27.3-135332123-001-2) на выплавку ферроалюминия с содержанием ведущего элемента 10-87 %. А завод лигатурных сплавов ООО «АРДМЕТ» на печах ИСТ-1,0/0 (индукционная, емкостью 1т.) и ППО-1,3-50 (печь сопротивления, емкостью 0,4т.) производит ферроалюминий в чушках, гранулах или кусках.

Отличительная черта алюминиевого чугуна - мелкозернистость макроструктуры. Микроструктура металлической матрицы может быть ферритной, перлитной или смешанной. Утверждается, что из-за разветвленной формы вермикулярного графита, чугун имеет более высокую теплопроводность и способность гасить вибрационные нагрузки. По возможности выдерживать статические нагрузки чугун с вермикулярным графитом не уступает чугунам с шаровидным графитом. Кроме того, у алюминиевых чугунов с вермикулярным графитом, коэффициент распределения ферритной и цементитной фаз в 1,5 раза меньше, чем у стандартного чугуна с такой же формой графита. Количество включений на единицу площади примерно в 2 раза меньше, а компактность вермикулярного графита в нем выше в 1,5 раза.

Большой опыт по изучению низкоалюминиевых чугунов с вермикулярным графитом (АЧВГ) и меньшим содержанием алюминия (до 3 %) имеется у коллектива исследователей на кафедре литейного производства в НТУ «ХПИ» под руководством А.А. Пуляева (г. Харьков) [28]. Чугуны подобного класса используются для получения таких ответственных деталей, как поршни форсированных дизель-

ных ДВС. Отмечено, что в отличие от известной системы Fe-C-Si система Fe-C-Al способствует формированию графита вермикулярной или шаровидной формы. Чугун с вермикулярным графитом (ЧВГ) обладает прочностью более чем 500 МПа, что позволяет его отнести к группе высокопрочных чугунов.

В качестве примера промышленно производимого алюминиевого чугуна можно рассмотреть чугун с шаровидным графитом марки ЧЮ22Ш. Содержание алюминия в нем составляет 22,0 масс. %. Содержание углерода и его форма в чугунах данного типа строго регламентировано. В промышленном алюминиевом чугуне марки ЧЮ22Ш его содержание составляет от 1,5 до 2,0 мас. %. Отклонение количества углерода как в одну, так и в другую сторону, приводит либо к повышенной пористости, выделению «спели» и к саморассыпанию из-за большого количества карбида алюминия Al_4C_3 , либо к повышенной хрупкости. Также известны промышленные жаростойкие чугуны марок ЧХ1, ЧХ2, ЧС5Ш, ЧС13, ЧН11Г7Ш, которые содержат в своем составе хром, никель и кремний.

Как правило, для сфероидизации графита при выплавке чугуна используют добавки либо РЗМ (для сфероидизации графита используются РЗМ в виде лигатуры «Мишметалл», введение которой представляет определенные технологические трудности), либо магния. Для раскисления расплава чугуна необходимо введение раскислителя (обычно ФС75). При этом степень усвоения данных элементов невысокая. В качестве основы используется нелегированный серый чугун. Получаемый алюминиевый чугун марки ЧЮ22Ш обладает хорошей жаростойкостью (до 1100 °С) и высоким сроком службы в агрессивных средах. Кроме того он имеет более низкую плотность (5800-6000 кг/м³), чем серый чугун (7200 кг/м³), что позволяет снижать вес готового продукта. Такой чугун имеет и хорошие механические свойства, для повышения которых и применяют внепечную обработку жидкого металла лигатурой, содержащей РЗМ [29]. Добавки РЗМ или магния в конечном итоге оказывают влияние на стоимость готового продукта в сторону его удорожания.

В целом ряде работ [30-34] показано, что существует связь механических свойств литых изделий, вязкости расплава с их микроструктурой. Авторы данных

работ показывают, что микроструктура твердого металла зависит от микроструктуры шихты. Это явление называется структурной наследственностью. Под этим понимают тенденцию сохранять в металлах особенности их строения или фазово-структурного состояния после различных технологических воздействий. Таким образом, появляется возможность воздействия на структуру (свойства) конечного металла или сплава путем ввода в него добавки с определенной структурой [35, 36].

Практика использования жаростойкого чугуна показывает, что служебные свойства чугуна, в том числе жаростойкость, в значительной степени зависят от металлической основы и характера (размера, формы и морфологии) графитных частиц. Имеется ряд работ, в которых исследуется возможность влиять на металлическую основу и на графит путём использования, так называемого явления структурной наследственности, т.е. передачи структурных признаков шихтовых материалов через жидкое состояние слиткам или отливкам из чугуна, стали и сплавов [37, 38].

Теория передачи свойств шихтовых материалов конечному металлу основана на том, что расплав металлической жидкости неоднороден и в нем имеются области, сохраняющие исходную структуру металла. На этом утверждении возникло целое научное направление, изучающее строение металлических жидкостей, в соответствии с которым стали применять гомогенизирующую температурно-временную обработку (ТВО).

У истоков изучения этого научного направления стояли такие ученые, как Гельд П.В., Френкель Я.И., Ватолин Н.А., Баум Б.А., Попель С.И. и др. Основываясь на изучении строения металлических жидкостей и используя явление структурной наследственности, в настоящее время есть возможность повышения качества стали и сплавов. В основу теории структурной наследственности положено предположение о том, что при температурах выше температуры ликвидус в расплаве металлической жидкости в течение определенного времени могут находиться микронеоднородности, которые отличаются по своему составу от окружающего расплава. Чтобы их разрушить, необходимо перегреть основной расплав

до определенной температуры, которая для каждого состава своя. Это так называемая температура гомогенизации ($T_{\text{гом}}$), после чего расплав необратимо переходит в состояние истинного раствора, что естественно изменяет условия его кристаллизации.

О структурной наследственности говорит в своей работе С.Е. Кондратюк [39], где дано определение структурной наследственности. По его мнению, это тенденция сохранения в металлах и сплавах свойства исходного материала после различных технологических воздействий. И.В. Гаврилин объясняет это явление с точки зрения кластерной теорией строения [40].

Теория передачи свойств исходных (шихтовых) материалов твердому металлу нашла теоретическое и практическое подтверждение в диссертационной работе на соискание ученой степени к.т.н. А.И. Степанова [41]. В ней показано, что служебные свойства готовой стали существенно зависят от исходной структуры расплава. Изучая кинематическую вязкость металлических расплавов металлизированных окатышей, на ОАО «Качканарский» и ОАО «Лебединский» ГОК подтвердили, что при нагреве выше определенной температуры ($T_{\text{гом}}$) степень однородности расплава существенно увеличивается и кристаллизация происходит с более совершенной кристаллической структурой. Показано, что высокий процент однородной исходной шихты способствует формированию однородного расплава, а это в свою очередь повышает служебные свойства конечного металла.

Для уточнения связи структуры твердого и жидкого металла, как было сказано выше, используется метод измерения кинематической вязкости, которая является, как известно, структурно-чувствительной характеристикой металла, поскольку, какие-либо особенности кривых температурной зависимости вязкости позволяют судить о процессах структурных перестроек, определяющих, в свою очередь, свойства не только расплава, но и твердого металла.

Принцип и конструкционные особенности установки для определения вязкости жидкого металла методом крутильных колебаний (вискозиметрии) приведены и подробно описаны в книге Е.Г. Швидковского [42]. Опытным путем с помощью данной установки можно исследовать изменение вязкости металлического

расплава в зависимости от температуры и получить политермы кинематической вязкости при нагреве и охлаждении образца (их ветвление), характеризующие степень микронеоднородности расплава.

Метод вискозиметрии, подробно описанный в диссертационной работе на соискание ученой степени кандидата технических наук А.Г. Гудова [43] позволил изучить взаимосвязь структуры жидкого и твердого металла, показать возможность управления, свойствами твердого металла, воздействуя на структурное состояние расплава. Эта работа обращает внимание на взаимосвязь структуры жидкого и твердого металла. На основе исследования микронеоднородности структуры расплава, его равновесного и неравновесного состояния, а также обратимости структурных изменений в зависимости от температуры металлического расплава, делается вывод о возможности влияния на служебные свойства твердого металла через структуру жидкого расплава.

Вопросу определения оптимального режима ТВО для различных марок сталей посвящено несколько работ, выполненных Исследовательским центром физики металлических жидкостей Института новых материалов и технологий при ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» (УрФУ). В работах [44, 45] приводится понятие высокоэнтروпийных сплавов, к которым относится расплав Fe-Al. Высокая энтропия смешения таких сплавов приводит к образованию однофазного твердого раствора замещения в процессе кристаллизации. Поскольку высокоэнтропийные сплавы можно получить путём сверхбыстрого охлаждения жидкого металла (около 1650 град./мин), предполагается, что при таких скоростях охлаждения диффузионные процессы развиваться не успевают. В результате не происходит образования химических соединений, т.е. не происходит распад твердого раствора. В итоге не происходит снижения энтропии смешения.

При высокой стоимости нержавеющей и жаростойких сталей и дефиците некоторых легирующих элементов для их выплавки, промышленности нужны менее дорогие, но способные в некоторых изделиях их заменить конструкционные материалы. Принимая во внимание накопленный опыт, в работе была поставлена

задача, разработать основы технологий выплавки недефицитных углеродистых и низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов с высокими служебными свойствами.

Целью работы является разработка технологии получения недорогих 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.

2 РАЗРАБОТКА ОСНОВ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО ЧУГУНА

На первом этапе были проведены расчетно-теоретические исследования, которые дают возможность теоретически подобрать рациональный состав и режимы выплавки сплавов Fe-Al. Основываясь на известных термодинамических данных, можно теоретически рассчитать фазовый состав любой системы в зависимости от содержания тех или иных элементов при интересующих температурах. Недостатком расчетно-теоретических исследований фазового состава системы Fe-Al-C является тот факт, что выполняются они для равновесных условий при кристаллизации сплавов. Учесть влияние скорости охлаждения жидкого металла с целью получения твердого металла с оптимальной структурой такие расчеты не позволяют. Тем не менее, теоретические расчеты фазового состава системы Fe-Al-C при различных температурах представляет интерес для решения тех или иных прикладных исследований.

2.1 Расчетно-теоретические исследования фазового состава системы Fe-Al-C при различных температурах и выбор оптимального состава алюминиевого чугуна

Расчетно-теоретические исследования фазового состава системы Fe-Al-C были проведены с целью подбора рационального состава жидкого жаростойкого сплава, который термодинамически возможен в данной системе. Краткое описание методики расчётов приведено в приложении А-1.

Методика определения вязкости жидкого металла методом крутильных колебаний подробно описана в работе [42]. При широком распространении компьютерных технологий, различных программ и компьютерных моделей, существует достаточно большое количество разработок и программ для термодинамических расчетов. Они с различной степенью достоверности позволяют производить расчёты по моделированию состава фаз в той или иной системе химических элементов. Программный комплекс «HSC 6.1» позволяет провести термодинамические расчеты в системе Fe-Al-C для определения ее возможного фазового состава при

различных температурах и содержаниях алюминия и углерода, позволившие теоретически определить состав фаз произвольных гетерогенных систем с химическими и фазовыми превращениями. Пример результатов расчетов в системе Fe-Al-C приведен на рисунке 2.1. Результаты расчетов крайних значений по содержанию алюминия от 10 до 30 мас. % и углерода от 0,1 до 3,0 мас. % в данной системе приведены в Приложении Б.

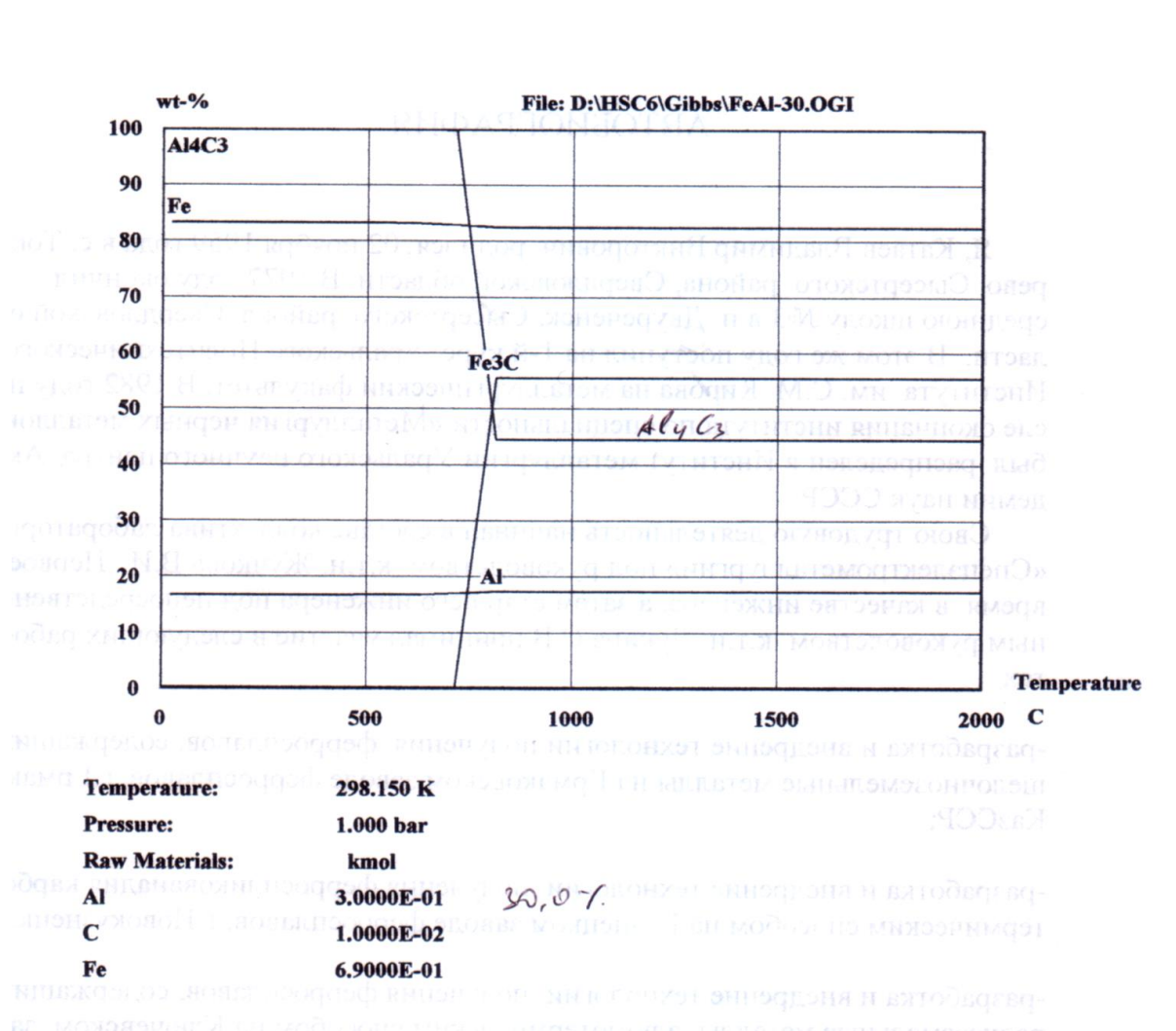


Рисунок 2.1 – Пример термодинамического расчета фазового состава в системе Fe-Al-C при содержании 30,0 мас. % Al и 1,0 мас. % C

Особый интерес представлял расчёт изменения фазового состава при увеличении температуры и постоянном содержании алюминия (22,0 мас. %). Такое содержание алюминия было выбрано из практических соображений, т.к. известный жаростойкий алюминиевый чугун ЧЮ22Ш, который условно мы приняли за прототип, содержит именно такое количество алюминия.

Расчеты температурных зависимостей фазового состава в системе Fe-Al-C, позволили теоретически определить условия образования и существования при высоких температурах фазы Fe_3AlC_x и свободного углерода. 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 нежелательного двойного карбида (фазы Fe_3AlC_x) с увеличением содержания Al смещается в более высокую область температур. Так при содержании 10,0 мас. % Al и 1,0 мас. % C точка образования двойного карбида находится примерно на уровне 700 °C, а при содержании 30,0 мас. % Al и 1,0 мас. % C на уровне 800 °C (рис. 2.1).

Такая же зависимость наблюдается и с увеличением содержания углерода от 0,1 до 3,0 мас. % при постоянном содержании алюминия 22,0 мас. %. В этом случае область образования двойного карбида смещается от 550 к 900 °C. Расчеты показали, что появление также нежелательного свободного углерода возможно при его содержании в железоалюминиевом сплаве более 2,0 мас. % и при содержании алюминия более 20,0 мас. %. Такие содержания алюминия и углерода теоретически можно считать условно критическими.

Примеры проведенных термодинамических расчётов приведены ниже (Приложение Б). Возможно, сказанное выше помогает объяснить снижение количества двойного карбида Fe_3AlC_x при быстром снижении температуры расплава. Но из-за недостатка справочных термодинамических данных в отношении интерметаллидных соединений, данная программа не позволяет прогнозировать состав матрицы.

Как уже отмечалось, расчеты, использующие программные комплексы не позволяют определить разницу в составе фаз, образующихся в металле, закристаллизованном с различной скоростью, т.к. вводимые в программу параметры определены для равновесных условий, а быстро охлажденные слитки, далеки от равновесия. По этой причине нельзя ограничиваться только расчетными методами, а дополнительно использовать количественные и качественные методы металлографического анализа, а также рентгеноспектральный и рентгенофазовый методы анализа. Возможность использования этих сплавов требует достоверных

сведений о фазовых равновесиях и превращениях в системе Fe-Al и Fe-Al-C. Как утверждает в своей работе Г.И. Баталин, полной равновесной диаграммы такой системы до сих пор не существует [46].

2.2 Связь структуры железоалюминиевой лигатуры со скоростью её охлаждения

На данном этапе исследования стояла задача определить, каким образом можно повлиять на структуру сплава, чтобы получить оптимальные с точки зрения дальнейшего его использования служебные свойства. Поскольку структура является важным параметром, определяющим свойства сплавов.

С помощью различных методов анализа, было решено провести более тщательное изучение зависимости фазового состава сплавов Fe-Al, а именно, морфологии, размера, количества и состава фаз от содержания ведущих элементов и температурных условий охлаждения жидкого металла.

Способов получения дисперсных фаз несколько, в том числе получение сплавов с оптимальным содержанием ведущих элементов, тепловое воздействие на жидкий металл (путем изменения скорости охлаждения), выбор режима термической обработки твердого металла или введение специальных лигатур.

Известно, что скорость охлаждения влияет на структуру и свойства лигатур и модификаторов. Исследованию этого вопроса посвятил свою работу И.В. Рябчиков и др. [47].

По данным наших исследований, описанных в работах [48-52], обнаружено, что увеличение скорости охлаждения жидкого металла способствует измельчению структурных оставляющих Fe-Al сплавов. Так дисперсные (до 100 мкм) частицы и частицы на микро - и наноуровне, по нашему мнению могут служить зародышами в процессе кристаллизации чугуна или стали, в которую будет введен ферросплав (лигатура). Это будет способствовать получению мелкокристаллической однородной структуры слитков.

На следующем этапе по методике и из шихтовых материалов, описание и составы которых приведены ниже в приложении А-2, была проведена выплавка алюминиевого чугуна, содержащего алюминия и углерода от 22,3 до 25,4 и от

0,09 до 0,35 мас. % соответственно. Охлаждение жидкого металла проводили по трем вариантам. Скорость охлаждения жидкого металла определялась опытным путем:

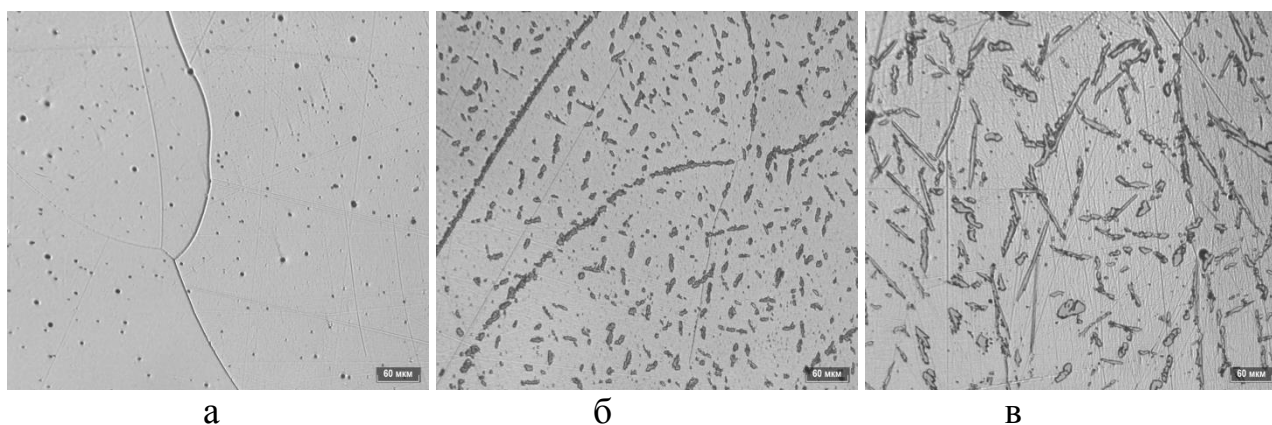
- на плиту или водоохлаждаемый валик со скоростью около 1650 град./мин. (плавка I);
- в кокиль - 450 град./мин. (плавка II);
- в песчаную форму - 174 град./мин. (плавка III).

В таблице 2.1 приведён химический состав полученных сплавов.

Таблица 2.1 - Химический состав сплавов ферроалюминия

№ плавки	Содержание, мас. %						
	Al	Fe	C	Si	Cu	S	P
I	22,3	64,8	0,350	0,257	0,114	0,023	0,014
II	25,5	64,8	0,125	0,134	0,110	0,019	0,010
III	25,4	64,3	0,091	0,117	0,014	0,083	0,017

Структуры всех образцов сплавов были исследованы по методике РСФА и на оборудовании, приведенными в приложении А-2. В быстро охлажденном образце, в отличие от образцов, охлажденных с меньшей скоростью, были обнаружены тонкие и короткие карбидные частицы (рис. 2.2, а). В образцах, охлажденных с меньшей скоростью, карбидные частицы были более грубыми и имели больший размер (рис. 2.2, б и в).



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 2.2 - Микроструктура металла до травления, при увеличении 500

На рисунке 2.2 также можно увидеть, что более медленное охлаждение в песчаной форме (рис 2.2, в) способствует значительному (с 8 до 94 мкм) приросту размера и количества карбидной фазы. Таким образом, видно, что существует и подтверждается прямая связь между скоростью охлаждения расплава, количеством и размером выделившейся карбидной фазы.

Кроме того, рентгеноструктурный микроанализ (РСМА) по методике и на оборудовании, приведенным в приложении А- 2 (рис. 2.3) показал, что в структуре слитков было увеличение доли α - твердого раствора алюминия. Обнаружено, что неметаллическая фаза тёмно-серого цвета с пластинчатой формой, имеют состав двойного карбида Fe_3AlC_x . Матрица содержит очень тонкие и длинные выделения фазы серого цвета в виде разорванной паутины.

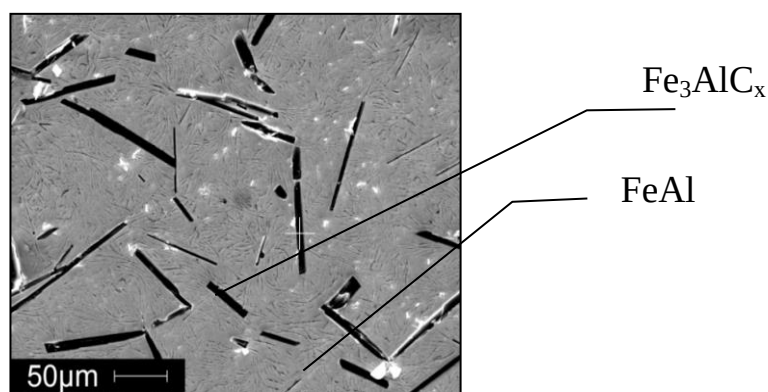


Рисунок 2.3 - Микроструктура металла по данным РСМА

Согласно данным РСМА эти пластинчатые включения, окруженные серой матрицей FeAl, являются двойным карбидом Fe_3AlC_x , что подтверждается термодинамическими расчетами, приведенными в разделе 2.1.

Из данных, представленных на рисунках 2.4 и 2.5, можно сделать вывод, что путем изменения скорости охлаждения, можно повлиять количество карбидной фазы. Например, из данных, представленных на рисунке 2.4, следует, что размер карбидной фазы резко увеличивается при снижении скорости охлаждения сплава. Таким образом, из анализа данных, представленных на рисунке 2.4 и приведённых ниже на рисунках 2.5 и 2.6, можно сделать вывод, что наиболее оптимальной структурой обладает сплав, содержащий от 20,0 до 25,0 мас. % Al и быстро охлажденный, т.е. с максимально технически возможной скоростью.

Такой сплав содержит наименьшее количество и наименьший размер двойного карбида Fe_3AlC_x , который является для твердого сплава снижающей его механические свойства фактором и соответственно не желательной.

Изученные сплавы на основе системы Fe-Al, содержащие от 20,0 до 25,0 мас. % Al, позволили сделать вывод о существовании связи структуры сплавов Fe-Al и содержания в них ведущих элементов (Al, C, Fe).



Рисунок 2.4 - Влияние скорости охлаждения жидкого металла (20,0-25,0 мас. % Al) на размер карбидной фазы

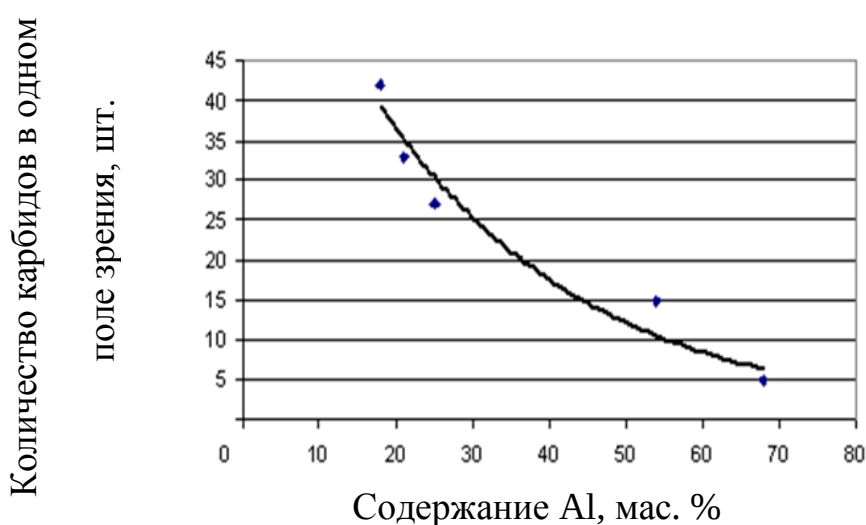


Рисунок 2.5 - Влияние содержания Al в железоалюминиевых сплавах быстрого охлаждения на количество карбидной фазы

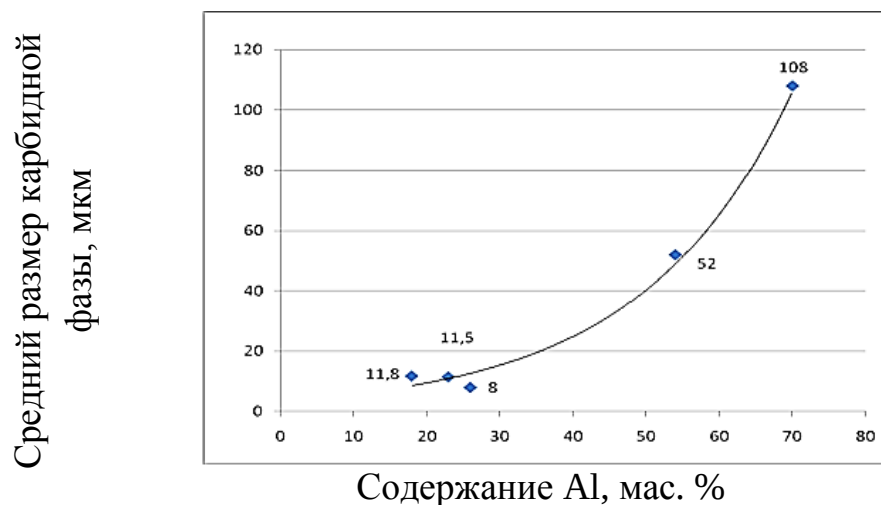


Рисунок 2.6 - Влияние содержания Al в железоалюминиевых сплавах быстрого охлаждения на размер карбидной фазы

2.3 Влияние быстро охлаждённой железоалюминиевой лигатуры на структуру и служебные свойства алюминиевого чугуна

Практика использования алюминиевого чугуна показывает, что его служебные свойства в значительной степени зависят от металлической основы и характера (размера и морфологии) графитных частиц. Повлиять на металлическую основу и на форму графита можно путём использования, ранее описанного так называемого явления «структурной наследственности», о которой уже отмечалось в главе 1.

Способов получения дисперсных фаз несколько, в том числе получение сплавов с оптимальным содержанием ведущих элементов, тепловое воздействие на жидкий металл (путем изменения скорости охлаждения), выбор режима термической обработки твердого металла или введение специальных лигатур.

С технической точки зрения рациональнее влиять на структуру отливки путем введения специальной добавки. Поэтому после определения оптимального с точки зрения структуры состава Fe-Al сплава, исследования были направлены на разработку способа получения жаростойкого алюминиевого чугуна.

Принимая во внимание тот факт, что вязкость зависит от структуры и является структурно-чувствительной характеристикой металла, по вышеописанной методике нами была проведена серия экспериментов, результаты которых приведены в работах [53-62]. Слитки для исследования были получены сплавлением в индукционной печи чугуна по трём вариантам и по методике, приведенной в приложении А-3.

Для анализа структурообразования в легированных алюминиевых чугунах была использована установка по измерению кинематической вязкости расплавов методом крутильных колебаний. Данная установка, принципы действия которой разработаны Е.Г. Швидковским [42], позволяет замеры декремента затухания вращательных движений тигля с расплавом жидкого металла. Декремент затухания вращения опытного образца является функцией кинематической вязкости металлического расплава. Методика эксперимента и определение погрешности измерений приведены в приложении А-4.

Химический состав твёрдого металла рассчитывался таким образом, чтобы получить алюминиевый чугун, содержащий около 22 % Al. Металл всех трех вариантов нагревался до 1766 °С со скоростью 5 град./мин, выдерживался 10 минут и охлаждался с такой же скоростью до 1200 °С. Затем установка отключалась.

Опытные слитки после выплавки были разрезаны на полосы, из которых приготовлены микрошлифы для дальнейшего металлографического исследования. Фотографии макроструктуры полированных слитков показаны на рисунке 2.7. Размер слитков составлял 150x100x110 мм.

Анализ макроструктуры слитков позволяет сделать вывод, что слиток, полученный путем добавки в чугун чистого алюминия (рис. 2.7, а) не плотный и имеет большое количество пор. Слиток, полученный путем добавки в чугун ФА30-М, пор практически не имеет (рис. 2.7, б). Полученный по III варианту плавки слиток алюминиевого чугуна путем введения добавки быстро охлажденной лигатуры ФА30-В (рис. 2.7, в) не имеет пор. Его макроструктура из трех исследованных вариантов наилучшая.



а



б



в

а - I вариант плавки; б - II вариант плавки; в - III вариант плавки
Рисунок 2.7 - Макроструктуры слитков

В таблице 2.2 приведены результаты химического анализа всех трех исследованных сплавов и тип используемой легирующей добавки. Пробы для анализа отобраны по высоте слитков. Из данных, приведенных в таблице 2.2, следует, что есть незначительная ликвация алюминия. Далее на установке для измерения кинетической вязкости жидкого металла методом крутильных колебаний по мето-

дике, приведенной в приложении А-4, была определена вязкость чугуна, выплавленного по трём вариантам.

Таблица 2.2 - Химический состав сплавов по высоте слитков, мас. %

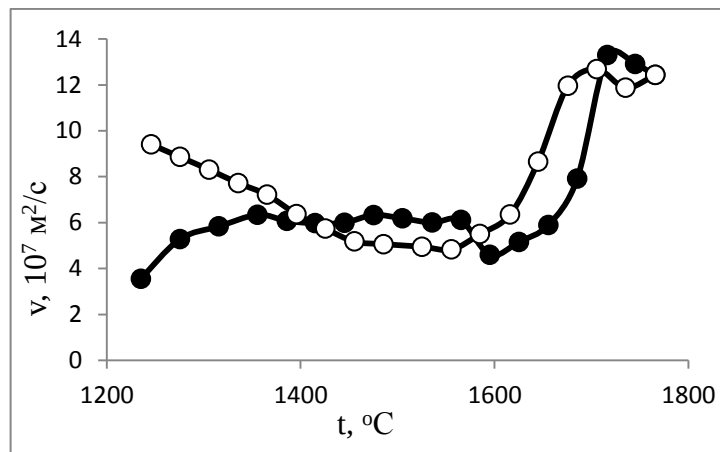
Варианты	Добавка	C	Al	Si
I	Алюминий	1,48	17,10	1,75
II	ФА 30-М	1,09	21,39	0,47
III	ФА 30-В	1,27	20,81	0,81

Полученные политермы вязкости образцов жидкого металла всех трех плавок представлены на рисунке 2.8. Из анализа полученных политерм вязкости следует, что при легировании чугуна гранулированным чистым алюминием, даже при нагреве до температуры 1766 °С, расплавом не достигается микрооднородное состояние. В чугуне, полученном по варианту I (рис. 2.8, а), политермы нагрева и охлаждения немонотонно возрастают с повышением температуры практически во всем температурном диапазоне, что свидетельствует о сохранившейся гетерогенности расплава.

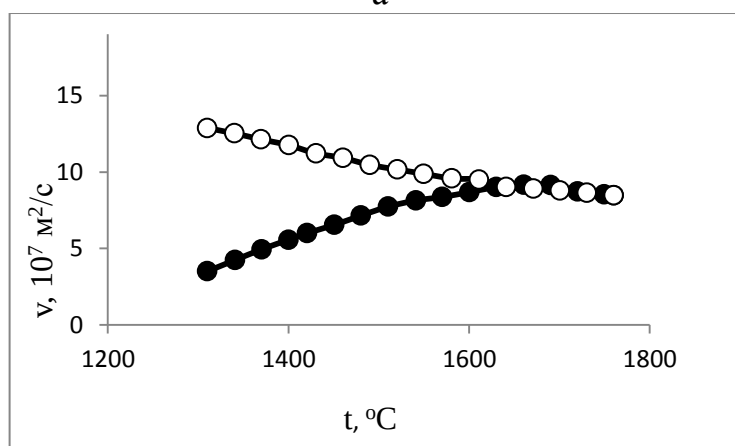
При легировании чугуна медленно охлажденным ферроалюминием ФА30-М расплав становится однородным при температуре 1660 °С (рис. 2.8, б). Кривая нагрева монотонно возрастает до 1660 °С, а далее монотонно убывает по экспоненциальному закону. На политерме не выявлено аномальных участков. Анализ энергии активации показал отсутствие существенных отклонений от линейной зависимости при нагреве в диапазоне от 1660 до 1760 °С (т.е. в гомогенной области), а также при охлаждении во всем исследованном температурном интервале вплоть до кристаллизации. Все это свидетельствует о постепенной равномерной гомогенизации расплава в ходе нагрева. Полная гомогенизация наступает при 1660 °С.

После ввода быстро охлажденного ферроалюминия (ФА30-В, вариант III) расплав становится однородным при более низкой температуре (1470 °С, рис. 2.8, в). Зона однородности расплава III простирается от 1470 до 1766 °С, что, по нашему мнению, в большей степени гарантирует получение однородной

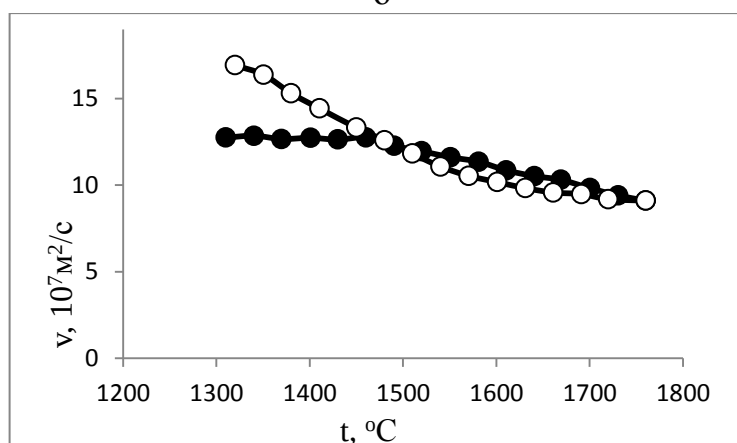
структуры твердого металла, чем у расплава II и, тем более, расплава I. Более однородный расплав III имеет более высокое значение кинематической вязкости ($17 \cdot 10^7 \text{ м}^2/\text{с}$), в то время как расплав II при этой температуре имеет вязкость, равную $13 \cdot 10^7 \text{ м}^2/\text{с}$, а расплав, полученный по варианту I - $5 \cdot 10^7 \text{ м}^2/\text{с}$.



а



б



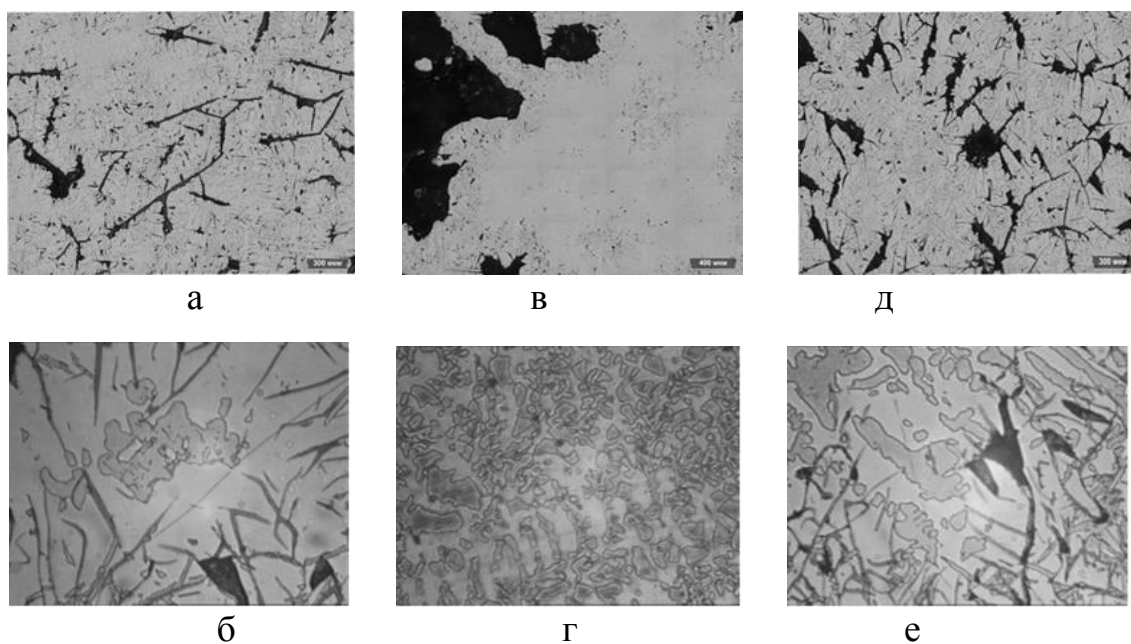
в

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.

• - нагрет; ○ – охлаждение

Рисунок 2.8 - Политермы кинематической вязкости расплавов чугуна

Анализ политерм кинематической вязкости расплавов чугуна показывает, что получить однородное состояние металла возможно только при легировании чугуна быстро охлажденным ферроалюминием (ФА30-В). При вводе медленно охлажденного ферроалюминия (ФА30-М) расплав становится однородным при 1660 °С, а при вводе быстро охлажденного ФА30-В - расплав однороден при более низкой температуре 1470 °С. При вводе чистого алюминия расплав не становится однородным на всем участке исследованных температур. Микроструктура слитка, выплавленного по варианту I, показана на рисунке 2.9.



а, в, д - до травления, при увеличении 100;

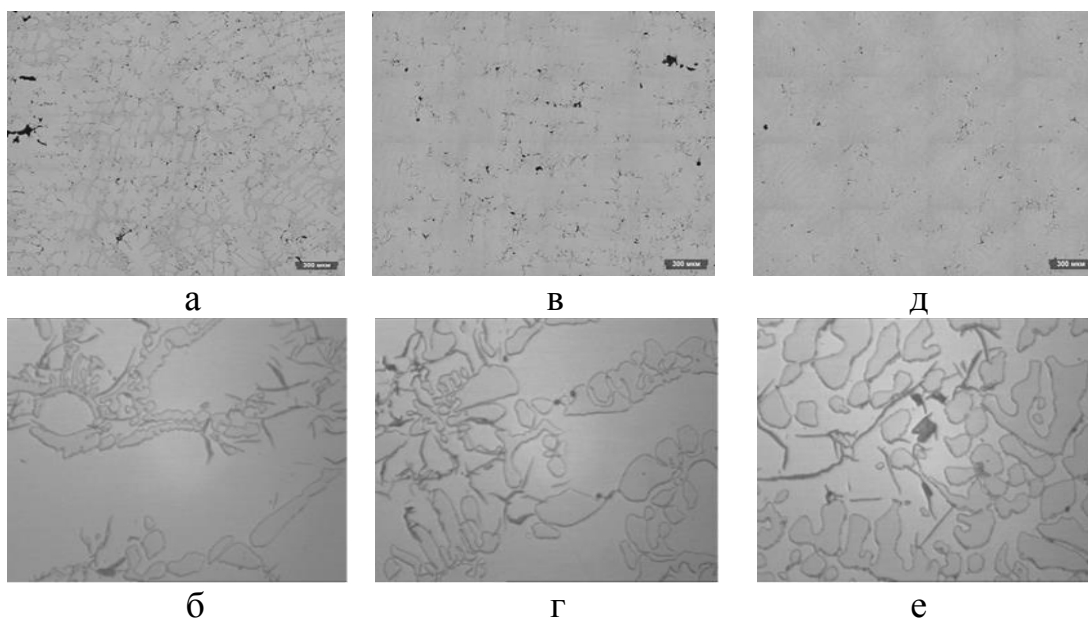
б, г, е - после травления, при увеличении 500

Рисунок 2.9 - Микроструктура по высоте слитка (вариант I)

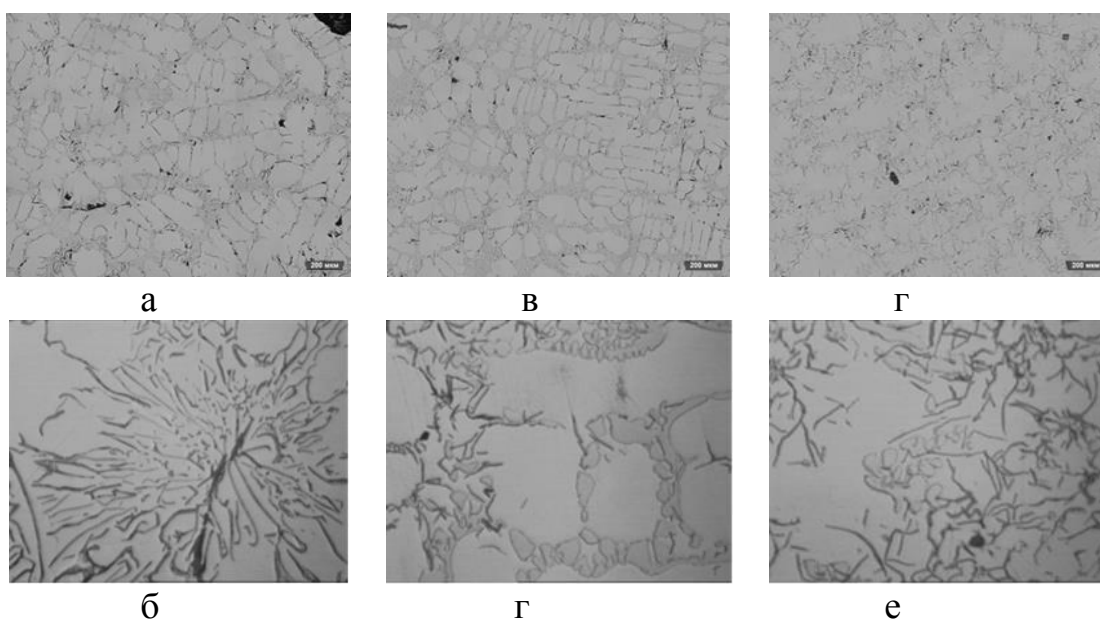
Микроструктура слитка, выплавленного по варианту II, показана на рисунке 2.10.

Микроструктура слитка, выплавленного по варианту III, показана на рисунке 2.11.

С помощью РСФА (рис. 2.12) установлено, что металлическая основа слитка имеет состав FeAl , в которой находятся включения графита и колонии двойного карбида Fe_3AlC_x . Включений свободного графита очень мало, что подтверждает достоверность термодинамических расчётов.



а, в, д - до травления, при увеличении 100;
 б, г, е - после травления, при увеличении 500
 Рисунок 2.10 - Микроструктура по высоте слитка (вариант II)



а, в, д - до травления, при увеличении 100;
 б, г, е - после травления, при увеличении 500
 Рисунок 2.11 - Микроструктура по высоте слитка (вариант III)

Сравним микроструктуру всех трех слитков. На рисунке 2.9 приведены микроструктуры всех зон слитка варианта I (верх – а, б; середина – в, г; низ – д, е). Прежде всего, необходимо отметить отсутствие в этом слитке графита игольчатой формы. Металл этого слитка в верхней и средней части слитка имеет типичную эвтектическую структуру. По мнению А.А. Бочвара [63] такая эвтектическая

структура характеризуется определённой величиной, формой и расположением эвтектических зерен.

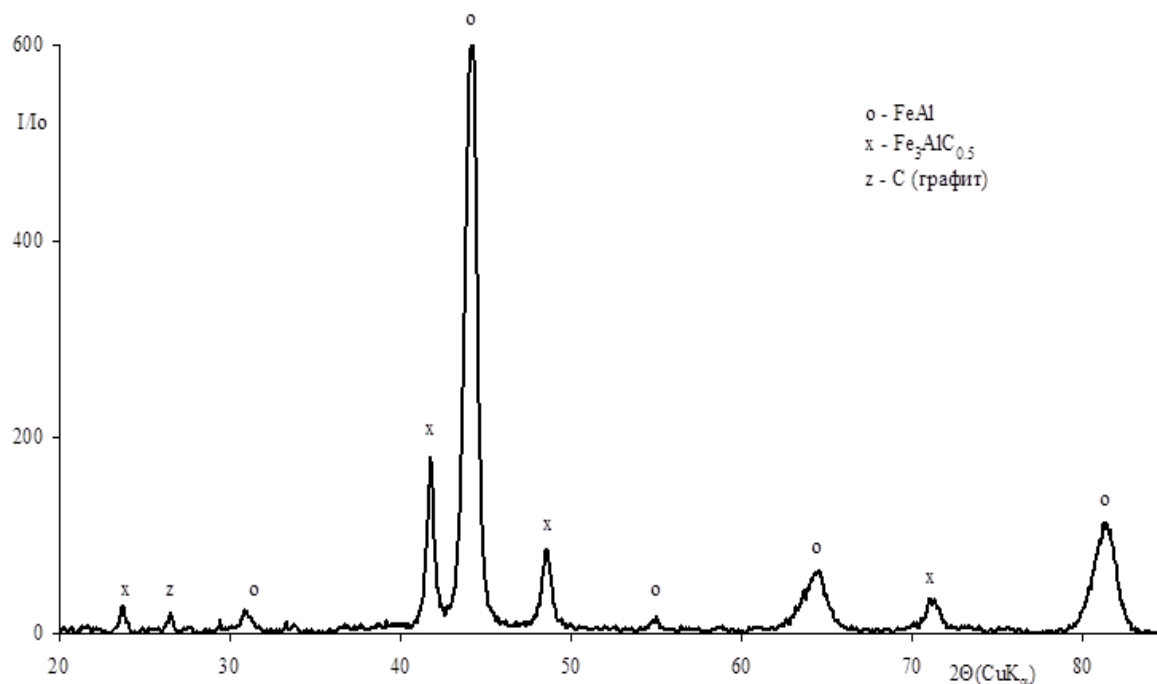


Рисунок 2.12 - Дифрактограмма металла слитка, выплавленного по варианту I

На образцах от верхней и нижней части слитка, полученного по варианту I, обнаружено заметное количество «вырожденного» пластинчатого графита с укрупненной игольчатой формой (ПГФЗ), что можно определить при помощи справочника [64]. В средней части слитка графит такой формы почти не встречается. Кроме того, после травления в слитке (верх слитка) обнаружены островки и целые дендритоподобные колонии фазы серого цвета. В середине и в нижней части слитка эти колонии заметно крупнее (рис. 2.9, г и 2.9, е). Причем, в одной и той же системе эвтектического типа в зависимости от степени переохлаждения могут образовываться эвтектические зерна различного типа.

Именно такой случай мы и имеем в слитке, выплавленном по варианту II. В верхней части слитка структура зерна имеет полиэдрическую форму, в которой графит находится в виде мелкой графитной эвтектики (ПГф2-ПГд15-ПГр2-ПГр6-ПГ6). Для нижней части слитка характерна структура с полным разделением фаз, графит обнаружен только в виде следов (рис. 2.10, е).

Результаты РСФА приведены в таблице 2.3.

Таблица 2.3 - Результаты РСФА исследованного металла, включающие величину параметров решетки образующихся фаз и их количество

Варианты	Место отбора проб	Параметры кристаллической решетки		Фаза	Доля фазы, мас. %
		a (нм)	V(нм) ³		
I	верх	0,2893	0,0242	FeAl	87,96
		0,3742	0,0524	Fe ₃ AlC _x	11,35
		-	-	графит	0,7
	низ	0,2885	0,0240	FeAl	67,07
		0,3742	0,0524	Fe ₃ AlC _x	29,25
		-	-	графит	0,77
II	верх	0,2898	0,0243	FeAl	91,95
		0,3738	0,0522	Fe ₃ AlC _x	5,17
		-	-	графит	1,48
	низ	0,2891	0,0242	FeAl	65,03
		0,3744	0,0525	Fe ₃ AlC _x	34,68
		-	-	графит	0,29
III	верх	0,2893	0,0242	FeAl	99,0
		-	-	Fe ₃ AlC _x	0,43
		-	-	графит	0,57
	низ	0,2894	0,0242	FeAl	95,74
		0,3736	0,0521	Fe ₃ AlC _x	3,71
		-	-	графит	0,55

Иная микроструктура наблюдается в металле слитка, полученного сплавлением чугуна и ФАЗ0-В (вариант III, рис. 2.11). На этом рисунке особенно отчетливо видна более однородная по высоте слитка структура сплава. Это является доказательством выводов, сделанных ранее при сравнении политерм вязкости расплавов всех трех вариантов.

Таким образом, однородная структура твердого металла является следствием высокой гомогенности расплава. Выше было сказано, что по данным РСФА во

всех исследованных сплавах присутствует так называемый двойной карбид со стехиометрией Fe_3AlC_x (табл. 2.3). Особенно много его в металле, полученном по варианту I, заметно меньше в металле, полученном по варианту II, и практически нет в металле, полученном по варианту III. Содержание графита в слитке примерно такое же, как в металле, полученном по варианту II, и он расположен в виде мелкой графитной эвтектики.

На гистограмме (рис. 2.13) можно видеть, как меняется количество двойного карбида в зависимости от способа получения сплава (в данном случае от вида легирующей добавки). При выплавке по варианту III оно минимально. Наличие двойного карбида и его примерный состав были установлены еще в 60-е годы XX века Ю.Г. Бобро. Им было определено [65-67], что он имеет ГЦК решетку и является твердой и хрупкой фазой. По этой причине наличие в структуре значительного количества выделений Fe_3AlC_x сдерживает широкое применение в промышленности алюминиевого чугуна из-за высокой твердости и хрупкости.

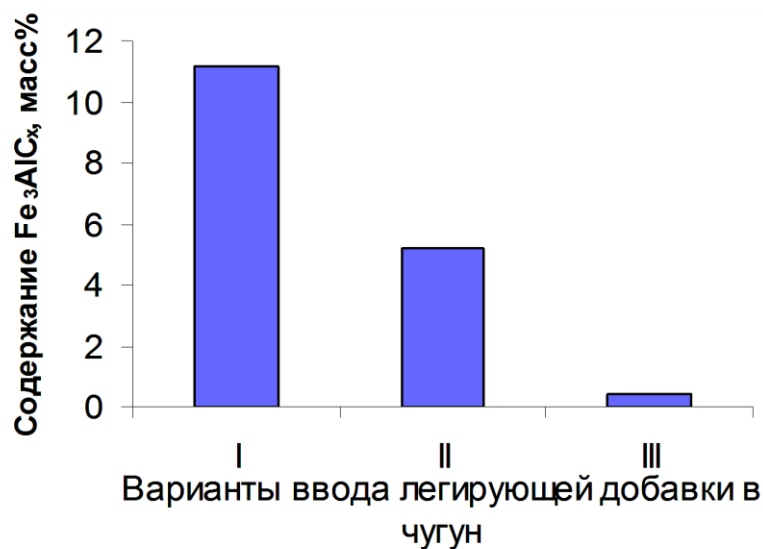


Рисунок 2.13 - Зависимость содержания карбидной фазы от способа легирования алюминиевого чугуна (I, II и III варианты)

Измерения твердости двойного карбида в сплавах, выплавленных по всем трём вариантам, показали, что в металле сплава, выплавленного по варианту III, выделения двойного карбида имеют самую низкую микротвердость (не более 550 HV_{25}), тогда как в металле, выплавленном по вариантам I и II, в которых микротвердость двойного карбида колеблется от 600 до 700 HV_{25} .

Соотношение между алюминием и углеродом в двойном карбиде по данным Л.С. Палатник [68] составляет 1:4,4. Интерес к этой фазе вызван давно сложившимся мнением, что именно двойной карбид обуславливает формирование структуры и служебные свойства содержащего его металла, поскольку двойной карбид в зависимости от содержания в металле углерода имеет довольно высокую (от 680 до 760 HV₂₅) микротвердость.

Микротвердость матрицы (FeAl) в сплавах, выплавленных по вариантам I и II, изменяется от 300 до 410 HV₂₅, а в металле, выплавленном по варианту III (с быстроохлажденной лигатурой ФА30-В), микротвердость FeAl не выходит за пределы узкого интервала (от 280 до 300 HV₂₅). Алюминиевый чугун, легированный быстро охлажденным ФА30-В (вариант III), отличается небольшим размером структурных составляющих. Легирование ФА30-В не повлияло на размер ячеек, образованных выделениями двойного карбида и графита, но заметно отразилось на их морфологии и общей площади, занятой выделениями Fe₃AlC_x.

Таким образом, анализ политейм кинематической вязкости и микроструктуры всех исследованных сплавов показывает, что заметно быстрее и при более низкой температуре становится однородным металл, полученный легированием чугуна быстро охлажденной лигатурой ФА30-В. Причем, зона гомогенности расплава согласно температурным зависимостям вязкости простирается в пределах от 1470 °С до 1766 °С, что в значительной степени гарантирует получение однородной структуры твердого металла.

Помимо этого, предпочтительней с точки зрения прочностных свойств является сплав, полученный легированием чугуна быстро охлажденной лигатурой ФА30-В, т.е. сплав в котором количество твердой и хрупкой фазы двойного карбида Fe₃AlC_x наименьшее. На примере этого сплава, полученного по варианту III, видно, что существует корреляция гомогенности расплава и микроструктуры твердого металла.

Таким образом, показано, что повлиять на служебные свойства алюминиевого чугуна возможно путем его легирования полученной особым образом железоалюминиевой лигатуры. Принимая во внимание результаты исследования, нами

был разработан новый способ получения алюминиевого чугуна. Разработка данного способа получения алюминиевого чугуна автором в составе группы разработчиков запатентована [69]. Патент приведён в приложении В.

2.4 Описание разработанной технологии получения алюминиевого чугуна

Алюминиевые чугуны обладают хорошей жаростойкостью, стойкостью к агрессивным средам, а также обладают меньшим, чем обычный чугун, удельным весом. Для выплавки таких чугунов традиционным способом не требуется введения дорогостоящих лигатур, а в качестве шихтовых материалов, кроме собственно исходного чугуна, используется алюминиевый лом. На сегодняшний день известно несколько способов получения алюминиевого чугуна для массового производства отливок с измельченной структурой.

Известен способ [70] получения алюминиевого чугуна с компактными включениями графита, включающий в себя приготовление расплава чугуна с содержанием алюминия в пределах 9,8-19,7 мас. %, заливку расплава в металлическую форму, помещенную в расплав солей с температурой от 950 до 1100 °С, охлаждение расплава и изотермическое выдерживание закристаллизовавшейся отливки в течение от 0,5 до 2,0 часов при температуре 950-1100 °С. Данный способ имеет существенный недостаток - это техническая сложность его осуществления, обусловленная наличием соляной ванны и необходимостью поддержки в ней стабильной температуры в течение значительного времени выдержки.

Еще одним способом выплавки алюминиевого чугуна является способ получения алюминиевого чугуна с компактной формой графита. Он включает в себя обработку расплава чугуна смесью, состоящую из алюминия, магнийсодержащего модификатора и криолита, с соотношением криолита и алюминия в смеси (0,5-2,5):10. При этом в качестве алюминия используют гранулированный алюминий марки АВ97 (ГОСТ 295-79), а в качестве модификатора - лигатуру ЖКМК-6 [71]. Недостатками данного способа являются недостаточно высокое качество получаемого чугуна, обусловленное его повышенной твердостью и хрупкостью, использование дорогих магнийсодержащего модификатора и криолита, а также слож-

ность организации процесса, т.к. необходимо использование в литейной форме реакционную камеру.

На основе разработанной нами технологии [69] возможно получение алюминиевого чугуна с улучшенными прочностными свойствами, что достигается путём измельчения его структурных составляющих и уменьшения количества карбидной фазы за счёт расплавления исходного серого чугуна с добавлением быстро охлажденной алюмосодержащей лигатуры. В качестве быстро охлажденной алюмосодержащей лигатуры применяется быстро охлажденный ферроалюминий марки ФА-30. Его добавляют в количестве, обеспечивающем содержание алюминия в готовом чугуне в пределах от 20 до 25 мас. % и углерода в пределах от 1,0 до 2,0 мас. %. и кальцийсодержащего материала для формирования покрывного шлака. Быстро охлажденный ферроалюминий марки ФА-30 получают охлаждением со скоростью не менее 1650 град./мин. Получение алюмосодержащей лигатуры ФА-30, охлажденной со скоростью, превышающей 1650 град./мин., не рационально из-за технической сложности.

Кальцийсодержащий шлакообразующий материал добавляют в количестве, обеспечивающем получение слоя покрывного шлака толщиной от 5 до 7 мм. В качестве кальцийсодержащего материала используют смесь оксида и фторида кальция.

Таким образом, совместное расплавление чугуна, быстро охлажденной алюмосодержащей лигатуры и кальцийсодержащего материала, позволяет получить измельченную плотную и однородную макроструктуру чугуна и соответственно улучшить его прочностные свойства за счет снижения твердости. При этом наибольший эффект достигается при использовании в качестве быстро охлажденной алюмосодержащей лигатуры ферроалюминия марки ФА-30.

Как правило, при кристаллизации железоалюминиевого слитка выделившийся двойной карбид Fe_3AlC_x обуславливает формирование структуры и служебные свойства металла. В зависимости от содержания в металле углерода, двойной карбид имеет довольно высокую микротвердость (от 680 до 760 HV_{25}). Измерения твердости двойного карбида в сплавах, полученных при использова-

нии быстро охлажденного ФА-30, показали, что в них выделения двойного карбида имеют более низкую микротвердость по сравнению с исходным чугуном (не более 550 HV₂₅). Микротвердость матрицы (FeAl) также снижается с 360-410 HV₂₅ до 220-270 HV₂₅. Сплавление чугуна с быстро охлажденным ферроалюминием ФА-30 способствует не только снижению твердости, измельчению его структурных составляющих и снижению количества карбидной фазы, в результате чего повышаются служебные свойства твёрдого металла.

Добавка кальцийсодержащего материала в количестве, обеспечивающем получение слоя покрывного шлака, толщиной от 3 до 5 мм, предотвращает взаимодействие расплава алюминиевого чугуна с воздухом атмосферы, существенно снижая угар алюминия. Слой покрывного шлака толщиной менее 3 мм приводит к повышенному угару алюминия. Получение слоя покрывного шлака толщиной более 5 мм экономически нецелесообразно. Использование в качестве кальцийсодержащего материала извести и плавикового шпата позволяет получить легкоплавкий жидкоподвижный шлак, который образуется сразу после расплавления алюмосодержащей составляющей части шихты и предотвращает взаимодействие расплава алюминиевого чугуна с воздухом атмосферы, снижая угар алюминия.

Наша новая технология выплавки алюминиевого чугуна с улучшенными служебными свойствами включает в себя следующее:

1. Плавка алюминиевого чугуна ведется в основной индукционной печи.
2. В завалку в печь одновременно дается исходный чугун, быстро охлажденный ферроалюминий марок ФА-30, полученный со скоростью охлаждения 1650 град./мин, в количестве, необходимом для получения в конечном чугуне от 20 до 25 мас. % Al и от 1,0 до 2,0 мас. % С, и шлаковые составляющие на основе СаО и СаF₂ в соотношении и в количестве, необходимом для создания покрывного шлака толщиной от 3 до 5 мм.
3. После расплавления шихтовых составляющих делается изотермическая выдержка при температуре 1570-1580 °С в течение 5-10 мин. При изотермической выдержке расплава ниже температуры 1570 °С и менее 5 минут он не достигает

гомогенного состояния. Изотермическая выдержка расплава металла выше температуры 1570 °С и более 10 минут экономически нецелесообразна.

4. После отключения печи расплав металла выливают в песчаную форму с отсечкой покрывного шлака и получают алюминиевый чугун с измельченной структурой, который близок по химическому составу к алюминиевому чугуну марки ЧЮ22Ш.

Приведенные снимки слитков (рис. 2.9, а и 2.9, в), полученных двумя различными способами, подтверждают, что получение алюминиевого чугуна путем сплавления алюмосодержащей быстро охлажденной лигатуры ФА-30, кальцийсодержащего материала и исходного чугуна, предпочтительнее, чем сплавление исходного чугуна и чистого алюминия.

2.5. Пример выплавки алюминиевого чугуна по разработанной технологии

В качестве примера можно привести выплавку алюминиевого чугуна, легированного быстро охлажденным ферроалюминием ФА-30. Плавка велась в соответствии с методикой, приведённой в приложении А-3.

Химический состав исходного и полученного чугунов и алюмосодержащей быстро охлажденной лигатуры ФА-30 приведён в таблице 2.4.

Таблица 2.4 - Химический состав исходного и полученного чугунов и алюмосодержащей быстро охлажденной лигатуры ФА-30

Материал	Содержание, мас. %		
	Al	C	Si
Лигатура ФА-30	31,40	0,08	0,68
Исх. серый чугун	0,10	3,36	2,98
Чугун ЧЮ22Ш	19,00-25,00	1,60-2,50	1,00-2,00
Полученный чугун	25,50	1,65	1,20

Как видно из данных, представленных в таблице 2.4, полученный алюминиевый чугун близок по химическому составу к алюминиевому чугуну марки ЧЮ22Ш.

При выплавке и разливке чугуна по предлагаемой технологии в отличие от технологии сплавления с чистым алюминием были обнаружены следующие особенности:

- металл, полученный с использованием чистого алюминия (рис. 2.7, а), в жидком состоянии очень вязкий, вследствие чего литейная форма заполнялась медленно, и получались литейные дефекты, а слиток имел множественные дефекты в виде пор;

- выплавка и разливка металла, полученного с использованием быстро охлажденной железоалюминиевой лигатуры ФА-30 (рис. 2.7, в), особых технологических трудностей не вызывала.

В результате был получен чугун с гомогенной структурой, содержащий 25,5 мас. % алюминия и 1,2 мас. % углерода (табл. 2.4). Для сравнения прочностных свойств были сделаны замеры твердости металла во всех слитках по ГОСТ-9012, выплавленных по обычной и разработанной технологиям. Получены следующие результаты: обычная технология выплавки по прямому сплавлению чугуна с чистым алюминием - 40 HRC и 390 HB, предлагаемая технология выплавки – 20 HRC и 220 HB. Для определения пластических свойств металлов были изготовлены образцы для испытания на разрывной машине. Из металла, полученного по обычной технологии, приготовить образцы для испытаний не удалось из-за высокой пористости пластины. 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 200 МПа, а относительное удлинение 0,88 %.

2.6 Выводы к главе 2

1. Термодинамический расчет температурной зависимости фазового состава системы Fe-Al-C, с использованием программного комплекса «HSC-6.1», позволил сделать предварительный расчет состава фаз при различном содержании алюминия (10,0-30,0 мас. %) и углерода (0,1-3,0 мас. %). Это позволило теоретически определить условия образования и существования при высоких температу-

рах нежелательной фазы Fe_3AlC_x и свободного углерода. Так температура образования двойного карбида с увеличением содержания Al от 10 мас. % до 30 мас. % смещается в область более высоких температур с 550 до 900 °С. Таким образом, чтобы получить в структуре железоалюминиевого сплава минимальное количество нежелательного двойного карбида, нужно охлаждать его с максимально высокой скоростью. Кроме того, расчёты показывают граничные содержания в металле алюминия и углерода, выше которых (20,0 мас. % и углерода 2,0 мас. %) возможно выделение также нежелательного свободного углерода.

2. Результаты рентгенофазового и рентгеноспектрального микроанализа подтвердили результаты металлографического анализа и термодинамических расчетов относительно количества и состава фаз, образующихся в сплавах, содержащих от 20,0 до 30,0 мас. % Al. Исследование отливок алюминиевого чугуна, полученных по технологии легирования быстро охлажденным ФА-30, в среднечастотной индукционной печи, позволило обнаружить взаимосвязь вида легирующей добавки и макроструктуры полученных отливок. Чугун, легированный быстро охлажденным ФА-30, имеет более плотную макроструктуру - центральная пористость отливки соответствует 0 баллу (ГОСТ-10243-75). Несколько меньшая его твердость позволяет производить его механическую обработку.

3. Из анализа политерм кинематической вязкости расплавов чугунов можно сделать вывод, что чугун становится однородным при более низкой температуре 1470 °С благодаря легированию его быстро охлажденной лигатурой ФА-30 в отличие от чугуна, легированного чистым Al или медленно охлажденной лигатурой ФА-30. Причем, температурная зона гомогенности расплава жидкого металла согласно политермам вязкости, простирается от 1470 до 1766 °С, что в значительной степени гарантирует получение однородной структуры твердого металла.

4. На основе новых научных данных стала возможна разработка новой технологии получения жаростойкого алюминиевого чугуна с улучшенными прочностными свойствами, достигнутыми за счет измельчения его структурных составляющих и уменьшения количества карбидной фазы. Это возможно в том случае, когда расплавление исходного чугуна осуществляют с добавлением быстро

охлажденной алюмосодержащей лигатуры и кальцийсодержащего шлакообразующего материала для получения легкоплавкого шлака. При этом в качестве алюмосодержащей лигатуры должен использоваться специальный быстро охлажденный ферроалюминий марки ФА-30, добавленный в количестве, необходимом для содержания в готовом чугуне от 20 до 25 мас. % Al и от 1,0 до 2,0 мас. % С.

Быстро охлажденный ферроалюминий марки ФА-30 получают охлаждением со скоростью не менее 1650 град./мин. В качестве кальцийсодержащего материала используют смесь оксида и фторида кальция в соотношении 3:1 и добавляется в количестве, обеспечивающем получение слоя покрывного шлака толщиной от 3 до 5 мм.

Данная технология выплавки алюминиевого чугуна защищена патентом РФ № 2590772 С1 «Способ получения алюминиевого чугуна» (Приложение В) и по ней проведены опытно-промышленные испытания (Приложение Г).

3 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО КОНСТРУКЦИОННОГО ЖАРСТОЙКОГО ЖЕЛЕЗОАЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

В работе М.М. Ямшинского и др. [72] отмечено, что жаростойкие стали, работающие при температурах до 1000 °С, должны обладать не только высокими эксплуатационными характеристиками (окалиностойкость, термостойкость и ростоустойчивость), но и удовлетворительными технологическими свойствами. Многими учёными, такими как И.И. Корнилов, Ф.Ф. Хромушин, К.И. Ващенко, М.И. Гольдштейн и другими доказано, что возможно получать сплавы с высокой жаростойкостью путём легирования железа менее дорогими химическими элементами, чем хром и никель (титаном, кремнием, алюминием и др.) [73-77].

В качестве примера такого легирования можно привести большой накопленный опыт по выплавке жаростойких сплавов в Институте авиационных моторов (ВИАМ). Так в работе В.В. Сидорова и др. [78] авторы рассматривают основные положения сложного технологического процесса выплавки жаростойких никелевых сплавов (ЖНС). Выплавка ведется в вакуумных индукционных печах с применением особо чистых шихтовых материалов и использованием высокотемпературного рафинирования, микролегирования РЗМ, разливки через пенокерамический фильтр. Понятно, что ответственность таких изделий очень высока, а технология сложная и затратная.

Особый интерес представляет легирование железа алюминием с целью повышения его жаростойкости и эксплуатационных свойств. В главе 2 с помощью рентгеноструктурного фазового анализа было установлено, что в углеродистых сплавах с повышенным содержанием алюминия может присутствовать двойной карбид Fe_3AlC_x , количество которого зависит от применяемых шихтовых материалов. Как уже отмечалось, двойной карбид имеет структуру, подобную перовскиту с кубической решеткой, и является твердой (микротвердость - от 680 до 760 HV), но хрупкой фазой.

Принимая во внимание тот факт, что морфология и количество двойного карбида оказывают непосредственное влияние на служебные свойства твердого металла, очень важно либо иметь возможность повлиять на условия зарождения двойного карбида, либо исключить его появление путем максимального снижения содержания в используемом металле углерода. По этой причине было решено выплавлять сплавы с повышенным содержанием алюминия и с минимальным количеством углерода.

Также в главе 2 были рассмотрены железоалюминиевые сплавы, содержащие около 2,0 мас. % углерода и от 20 до 25 мас. % алюминия. Эти сплавы относятся к группе алюминиевых чугунов, которые в свою очередь по содержанию алюминия классифицируются как высокоалюминиевые. Данный класс чугунов обладает хорошей жаростойкостью и стойкостью в различных агрессивных средах. Но, обладая рядом преимуществ, они имеют и некоторые недостатки. К недостаткам алюминиевых чугунов относится низкий уровень механических свойств. По этой причине актуален вопрос получения низкоуглеродистого железоалюминиевого сплава с повышенным содержанием алюминия (более 10 мас. %), обладающего мелкодисперсной структурой и улучшенными механическими свойствами при высокой жаростойкости.

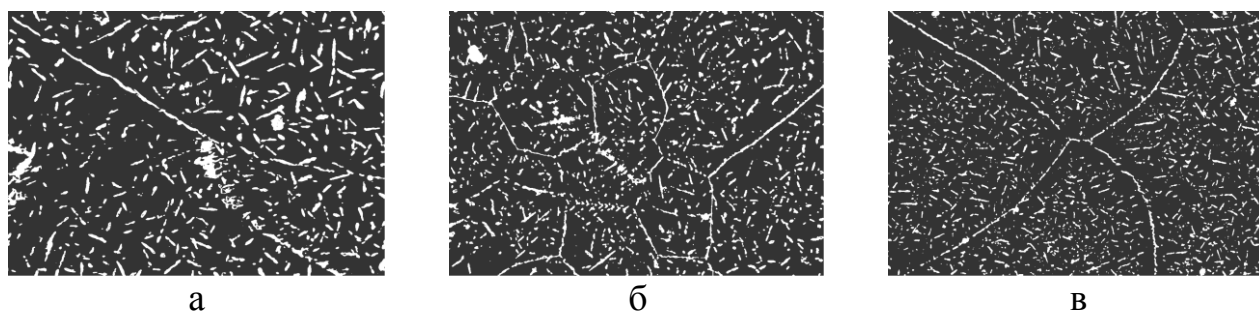
3.1. Выбор оптимального содержания алюминия в железоалюминиевом сплаве для получения твердого металла с мелкодисперсной структурой и оптимальными служебными свойствами

Представляет интерес рассмотрение железоалюминиевых сплавов не как раскислителей сталей, а как самостоятельного конструкционного материала, обладающего высокой жаростойкостью, т.е. способностью сохранять свои свойства при высоких температурах. Как известно, коррозионная стойкость - это способность материала противостоять воздействию коррозии, а жаростойкость - это его высокая способность сохранять свои свойства при высоких температурах в окислительной среде.

Известно [48], что свойства жаростойких сплавов, содержащих повышенное количество алюминия, в значительной степени зависят от металлической основы, т.е. от величины зерна и характеристик (состав, размер, количество) неметаллической фазы. Повлиять на металлическую основу можно путем подбора оптимального содержания в сплаве алюминия, гарантирующего высокую жаростойкость получаемого металла. Это особенно важно при создании специального конструкционного жаростойкого сплава на основе железа, легированного алюминием.

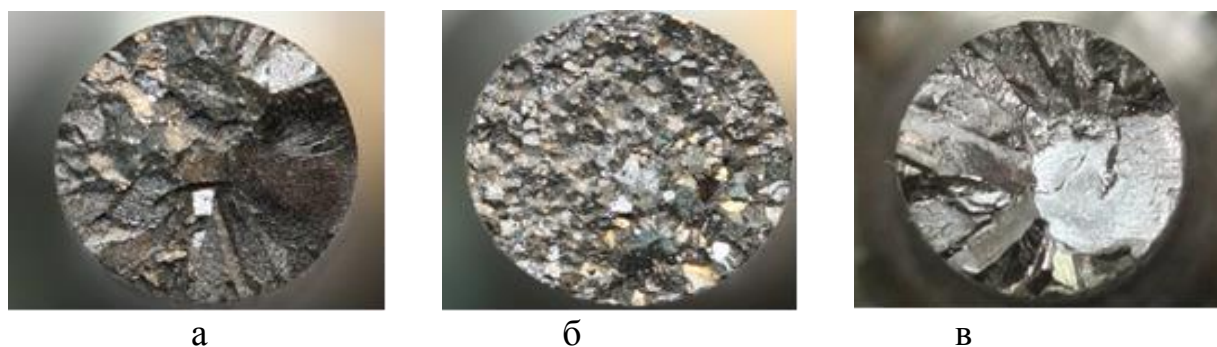
Исследование проводилось по методике, приведённой в приложении А-5. Панорамы, полученные в результате исследований, позволили представить более полно микроструктуру сплава. Кроме того, для изучения микроструктуры и идентификации фаз и для определения доли карбидной фазы в сплавах была использована эта же методика и оборудование.

Исследование микроструктуры образцов металла всех трех слитков позволило выявить количество и морфологию карбидной фазы (рис. 3.1 - вкрапления белого цвета), которая находится и в матрице, и на границах зерен, а также определить степень неравноосности (отношение длин большой оси к малой) зерен в металле. Было обнаружено, что величина зерна и степень его неравноосности зависят от содержания в металле алюминия: в слитке I (12,0 мас. % Al) степень неравноосности равна 4,5; в слитке II (14,0 мас. % Al) - 1,7 и в слитке III (16,0 мас. % Al) - 4,3. Кроме того, на рисунке 3.2, где представлена микроструктура металла всех исследованных слитков с диаметром нагруженной части 5,0 мм, можно увидеть, что самое равноосное зерно имеет металл II слитка.



а - слиток I; б - слиток II; в - слиток III

Рисунок 3.1 - Микроструктура металла слитков при увеличении 500



а - слиток I; б - слиток II; в - слиток III

Рисунок 3.2-Макроструктура изломов слитков после испытаний диаметром 5.0 мм

Из данных, представленных в таблице 3.1, следует, что содержание водорода при увеличении количества алюминия в сплаве заметно снижается. Поэтому можно предположить, что с увеличением содержания алюминия в сплаве, водородное охрупчивание, суть которого описывалось в главе 1, должно снизиться. Но результаты механических испытаний это не подтверждают. В таблице 3.2 приведены результаты механических испытаний образцов.

Таблица 3.1 - Химический состав металла исследованных слитков

Плавка	Содержание элементов, мас. %				
	C	Al	N	H	O
I	0,35	12,08	0,0019	0,00040	0,0074
II	0,31	14,06	0,0034	0,00031	0,0086
III	0,24	16,15	0,0033	0,00013	0,0089

Таблица 3.2 - Механические свойства образцов опытных слитков

Плавка	Твердость			Механические свойства	
	HRC	Матрица HV ₂₅	Карбидная фаза HV ₁₀	σ_b , МПа	δ , %
I	28-31	277-344	413-485	228,74	0,92
II	33-34	314-370	422-511	382,88	1,17
III	31-33	311-387	580-609	255,48	0,85

Механические испытания образцов полученных слитков были проведены на универсальной разрывной машине по методике, приведенной в приложении А. Результаты испытаний, приведенные в таблице 3.2, показывают, что у образцов

металла слитка II уровень твердости (HRC) и прочности (σ_B) выше. Это является следствием того, что металл слитка II с 14,0 мас. % Al имеет более мелкое (согласно ГОСТ 5639) [79] - 1,0-1,5 балл зерно, чем металл других слитков: 0-0,5 в слитке I и 0,5-1,5 в слитке III и более равноосное (степень неравноосности зерна в слитке II в три раза меньше). Кроме того, видно, что с увеличением содержания алюминия, немного увеличивается остаточное количество кислорода в сплаве. Тем не менее, по данным РСФА оксидных фаз в виде неметаллических включений в сплавах не выявлено. Матрица всех трех слитков имеет состав α -твердого раствора железа с растворенным в нем алюминием, а неметаллическая фаза является двойным карбидом Fe_3AlC_x . По-видимому, образование карбидной фазы термодинамически предпочтительнее, чем оксидной.

Макроструктура излома определяется структурой сплава, которая зависит от содержания углерода и легирующих элементов, а также от сочетания прочности и пластичности материала. Обнаружено, что все три слитка имеют камневидный излом по границам зерен, на которых выделилась хрупкая карбидная фаза Fe_3AlC_x (рис. 3.2). Отличие излома образцов слитка II, содержащего 14 % Al, (рис. 3.2, б) от изломов образцов слитков с другим содержанием алюминия (рис. 3.2, а и 3.2, в) можно объяснить только тем, что металл слитка II имеет более мелкое и равноосное зерно.

Анализ микроструктуры слитков показывает, что металл, содержащий около 14,0 мас. % Al, имеет повышенную твердость и прочность на растяжение благодаря более мелкому и более равноосному зерну. Макростроение изломов образцов подтверждает связь макроструктуры металла слитков с механическими свойствами.

Установлено, что твердость матрицы и карбидной фазы при увеличении содержания алюминия в сплаве от 12,0 до 16,0 мас. % растёт (табл. 3.2). От хрупкого излома, характерного для всех исследованных слитков, можно избавиться путем снижения содержания в сплавах количества хрупкой карбидной фазы [80]. Таким образом, можно сделать вывод, что благодаря более мелкому и более рав-

ноосному зерну металл, содержащий около 14,0 мас. % Al, имеет повышенные прочностные свойства. Такое содержание алюминия в сплаве оптимально [81, 82].

3.2. Обоснование выбора плавильного агрегата

На сегодняшний день существует потребность современной техники в специальных сталях и сплавах. Это определяет развитие специальной электрометаллургии как отрасли по производству черных металлов.

Наибольшее распространение в металлургии по мощности и производительности находят дуговые электрические печи. Но сам принцип их работы основан на горении электрической дуги (плазмы), в области которой происходит сильный локальный перегрев металла и его окисление и испарение. Для железоалюминиевых сплавов, имеющих более низкую температуру плавления, чем у любой из сталей, нужен иной принцип нагрева.

Кроме того, интенсивное перемешивание металла имеет очень большое значение для сплавов железа и алюминия, которого нельзя получить в никакой другой печи, в том числе и дуговой. Причиной тому большая розница удельных весов железа 7800 кг/м^3 и алюминия - 2800 кг/м^3 . Большая разница в удельных весах сплавляемых металлов может быть причиной гетерогенности и даже расслоения всего расплава.

Поэтому необходимо уделить особое внимание более «мягкому» индукционному нагреву, в отличие от дугового, который используются в тех случаях, когда к выплавляемому металлу и полученным из него отливкам предъявляют высокие требования по минимальной газонасыщенности и неметаллическим включениям.

Как известно, в процессе индукционного нагрева используют свойства самих обрабатываемых веществ и материалов: электропроводность, магнитную проницаемость, диэлектрическую проницаемость, теплопроводность, теплоемкость [83]. С помощью переменного электромагнитного поля можно внутри проводников индуцировать вихревые токи проводимости. Такой подвод индукцион-

ный энергии осуществляется переменным током высокой или повышенной частоты.

При индукционном нагреве переменный электрический ток пропускают через индуктор, представляющий собой многовитковую катушку, выполненную из металлического провода. В результате вокруг проводника формируется изменяющееся во времени магнитное поле определенной напряженности. При размещении нагреваемого тела либо внутри обмотки индуктора, либо рядом с ним образующийся изменяющийся поток магнитной индукции пронизывает его и индуцирует электрическое поле. Под действием электрического поля в обрабатываемом проводнике возникают вихревые токи, которые увеличивают внутреннюю энергию обрабатываемого материала с увеличением его температуры.

Индукционные установки предназначены для плавки черных и цветных металлов, получения высококачественных сталей и специальных сплавов, требующих особой чистоты, однородности и точности химического состава, а также для плавки цветных и благородных металлов. Основными составляющими индукционной установки являются непосредственно сама печь, генератор частоты, блок управления и токоподводящая цепь.

Интенсивное циркуляционное движение расплавленного металла в ванне имеет важнейшее значение, т.к. почти все тепло индукционного нагрева выделяется в самом металле. В возникновении циркуляции металла определенную роль играет конвекция, связанная с локальным перегревом металла, но основным фактором является электродинамическое взаимодействие тока с магнитным потоком рассеяния, проходящим в индукторе.

К футеровке индукционных печей предъявляются определенные требования. Огнеупорные материалы, прежде всего, должны обладать огнеупорностью, превышающей температуру расплавленного металла. Качество огнеупорных материалов оценивают также по их способности противостоять нагрузке при высоких температурах. Все используемые для футеровки электрических плавильных печей огнеупорные материалы по своему химическому составу делятся на кислые, основные и нейтральные.

К кислым огнеупорным материалам можно отнести кремнеземистые набивные массы с высоким содержанием окиси кремния 97-99 %, диносы, а также шамот, содержащий не связанную с глиноземом окись кремния, а также небольшое количество корунда ($\text{Al}_2\text{O}_3 < 27 \%$).

К основным материалам относятся огнеупоры, которые состоят главным образом из окислов магния или кальция (магнезитовые, магнезитохромитовые, периклазошпинелидные, периклазовые и доломитовые огнеупоры).

К нейтральным огнеупорным материалам относятся огнеупоры, для которых характерно преимущественное содержание амфотерных оксидов алюминия, циркония, а также оксидов хрома (корундовые, муллитовые, хромитовые и цирконовые огнеупоры).

Для правильного выбора и эффективного использования огнеупорных материалов в конкретных печах необходимо детально знать, с одной стороны, все его важнейшие свойства, а с другой стороны условия службы футеровки. Для выплавки железоалюминиевых сплавов из-за высокой основности шлаков, необходимо использовать печи с основной или нейтральной футеровкой.

Таким образом, для выплавки железоалюминиевых сплавов в наибольшей степени удовлетворяют индукционные печи, к основным достоинствам которых относятся:

1. Минимальный угар (окисление) и ограниченное испарение металла, т.к. как нагрев происходит в самом металле, а поверхность металла в ванне имеет сравнительно низкую температуру.

2. Низкий расход энергии на расплавление, перегрев и выдержку металла. Индукционная печь имеет высокий электрический и тепловой КПД печи, так как основная масса расплава находится в ванне, имеющей толстую теплоизолирующую футеровку.

3. Высокая однородность химического состава металла в ванне благодаря циркуляции расплава, обусловленной электродинамическими и тепловыми усилиями. Циркуляция способствует также ускорению процесса плавки.

Принимая всё это во внимание, можно сделать вывод, что индукционная печь в большей степени отвечает необходимым для выплавки железоалюминиевых сплавов требованиям.

Но индукционные печи имеют и ряд недостатков, которые присущи такому типу печей. Их также необходимо учитывать при разработке технологии выплавки железоалюминиевых сплавов. К ним можно отнести следующие основные недостатки:

1. Тяжелые условия работы футеровки. Стойкость футеровки индукционной печи снижается при повышении температуры расплава и при перемешивании металла.

2. Необходимость постоянного присутствия (даже при длительных перерывах в работе) в печи сравнительно большого количества (не менее 10-15 %) расплавленного металла (так называемое «болото»). Полный слив металла затрудняет зажигание следующей плавки.

3. Шлак на поверхности ванны имеет низкую температуру, т.к. источником подвода тепла является сам металл. Это затрудняет проведение нужных металлургических операций между металлом и шлаком. Поэтому предъявляются особые требования к температуре плавления и вязкости шлака.

3.3. Разработка и выбор рационального состава шлака для выплавки низкоуглеродистого конструкционного железоалюминиевого сплава

При разработке технологии получения сплавов с высоким содержанием алюминия необходимо учитывать, что алюминий в расплаве в процессе выплавки в открытой индукционной печи взаимодействует с воздухом. По этой причине существенное значение приобретает выбор состава шлака, способного это предотвратить. Важен состав шлака, который определяет его свойства. К ним относятся жидкотекучесть, температура плавления шлака и его вязкость. Для исследования влияния состава шлака и способа ввода шихтовых материалов на состав и свойства конечного металла была проведена серия плавов по методике, приведенной в приложении А-6.

Для разработки состава покрывного шлака для индукционной выплавки железоалюминиевых сплавов были исследованы следующие материалы:

1. Промышленный шлак от выплавки вторичного алюминия (шлак ОПВА).
2. Промышленный белый ковшевой шлак (шлак АКП).
3. Синтетический шлак эвтектического состава.

Данные шлаки не дефицитны и кроме того являются отходами. На сегодняшний день актуален вопрос их утилизации и вторичной переработки. Исследование данных шлаков проводилось тремя методами. При использовании шлака с высоким содержанием алюминия (ОПВА), шлак после выплавки также содержит много фаз, обогащенных алюминием. В шлаках ОПВА обнаруживались азотсодержащие фазы, которые могут негативно сказываться на качестве металла за счет интенсификации образования карбонитридов. Шлак с большим содержанием кальция (АКП) способствует образованию после выплавки сплава шлака, в котором преимущественно находятся фазы с кальцием. В шлаке эвтектического состава обнаружены свободные оксиды кальция и алюминия совместно с двойными оксидами магния-алюминия и алюминия-кремния. В таблице 3.3 приведён состав шлаков.

Таблица 3.3 - Состав исследованных шлаков [62]

Шлак	Содержание компонентов, мас. %									
	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	FeO	(K,Na)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	-	-	-	-	-
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	-	-	-	-	-	-

Согласно справочным данным [84], 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 состава ЭШ около 1280-1300 °С.

По формуле:

$$\frac{\%CaO + \%MgO}{\%Al_2O_3 + \%SiO_2} \quad (3.1)$$

была определена основность используемых шлаков: ОПВА - 0,15; АКП - 2,0; ОПВА+АКП - 0,74; ЭШ - 0,52.

С помощью РСФА [85] определили и сравнили состав шлака после выплавки (по методу I) трех сплавов с примерно одинаковым содержанием алюминия, но использующих для защиты поверхности расплава шлак различного состава. Поскольку сравнивали шлак от выплавки сплавов с близким содержанием алюминия, то очевидно, что фазовый состав шлака после выплавки в значительной степени определяется составом наводимого шлака. Далее была проведена серия плавок для получения Fe-Al сплавов с использованием шлаков трёх видов и сделано сравнение свойств (величина временного сопротивления σ_B) твердого металла сплавов с различным содержанием алюминия, а также определен фазовый состав полученных сплавов. Фазовый состав шлака после выплавки этих сплавов приведен в таблице 3.4.

Таблица 3.4 - Результаты определения состава шлака после выплавки сплавов методом РСФА

Сплав (содержание алюминия, мас. %)	Наводимый шлак	Фазовый состав шлака после выплавки
14,2	ОПВА	Al, AlN, Al ₂ O ₃ , CaF ₂ , Al ₅ NO ₆ , CaO ₆ Al ₂ O ₃ , 11 Al ₂ O ₃ (NO ₂)O
14,3	АКП	Ca(Mg _{0,5} Al _{0,5})(Al _{0,5} Si _{1,5} O ₆), Al ₂ O ₃ , MgAl ₂ O ₄ , Ca ₁₂ Al ₁₄ O ₃₃ , 2CaO Al ₂ O ₃ SiO ₂ (слабо)
14,9	ЭШ	Al ₂ O ₃ , MgAl ₂ O ₄ , CaO Al ₂ O ₃ SiO ₂ , Ca _{1+x} ·Al ₂₂ O _{34+x} , CaF ₂

В таблице 3.5 представлены результаты испытаний на механические свойства сплавов, выплавленных данными тремя способами (метод I, II и III), там же представлены данные по влиянию способа выплавки состава шлака на временное

сопротивление и фазовый состав Fe-Al сплавов с различным содержанием алюминия и углерода.

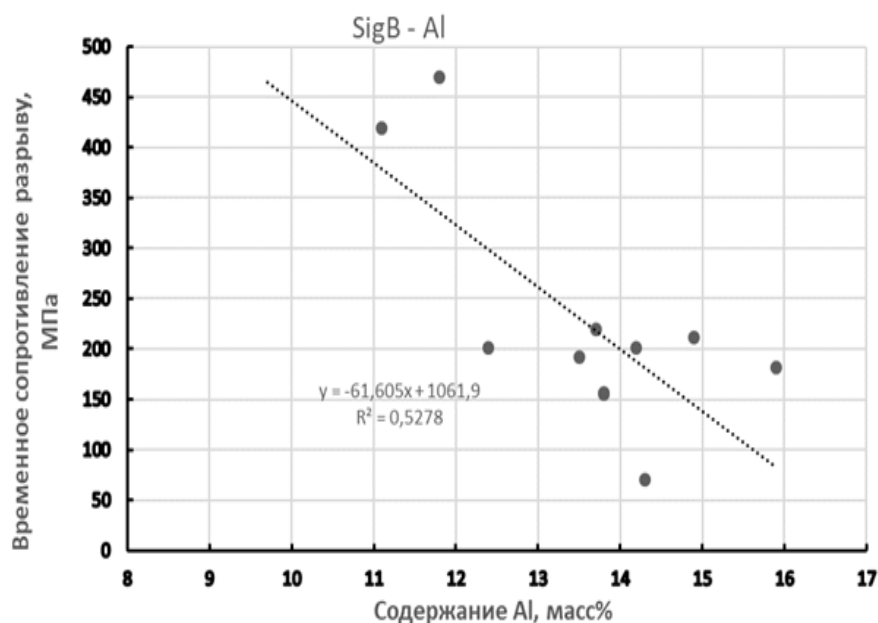
Таблица 3.5 - Влияние способа выплавки и состава шлака на временное сопротивление и фазовый состав Fe-Al сплавов с различным содержанием алюминия и углерода

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

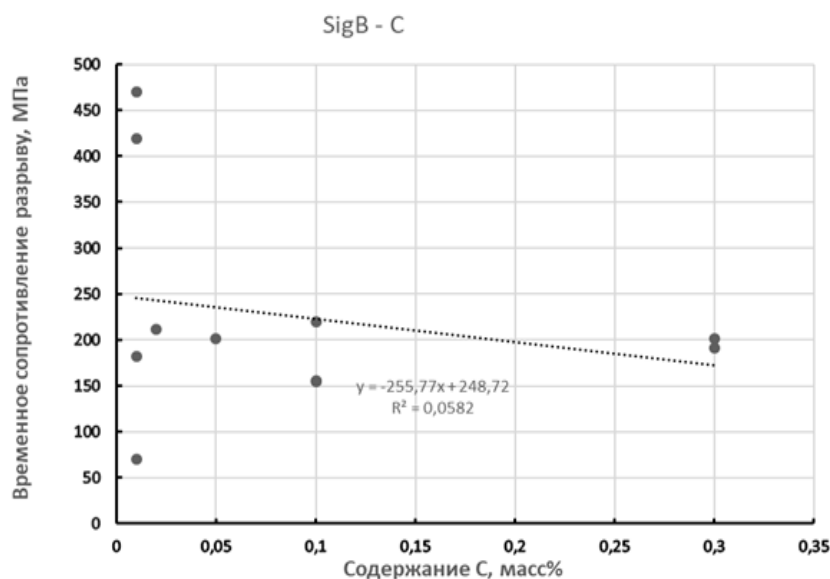
Из анализа данных, представленных в таблице 3.5, следует, что фазовый состав полученных сплавов практически не зависит от содержания алюминия, но зависит от состава наводимого шлака и, прежде всего, от чистоты и происхождения шлакообразующих материалов. Матрица всех 12 исследованных сплавов имеет состав интерметаллида Fe₃Al (табл. 3.5). Не замечено какого-либо значащего влияния на величину временного сопротивления способа (метод I или II) выплавки сплавов, особенно в сплавах под шлаком ОПВА и ОПВА+АКП.

Двойной карбид Fe₃AlC_x обнаружен только в сплавах 1 и 2, имеющих повышенное (0,3 мас. %) содержание углерода. Также двойной карбид Fe₃AlC_x обнаружен в сплавах 6-8, содержащих около 0,1 мас. % С. Наиболее высокие значе-

ния временного сопротивления демонстрируют сплавы, полученные по III методу и использующие для защиты расплава синтетический эвтектический шлак. Интервал содержания алюминия в этих сплавах колеблется от 11,0 до 16,0 мас. %. Причем, в сплавах с более высоким (15-16 мас. %) содержанием алюминия (сплавы 11, 12) временное сопротивление более чем вдвое меньше и составляет около 200 МПа (в сплавах с 11-12 мас. % Al σ_B выше 400 МПа).



а



б

Рисунок 3.3 - Влияние содержания алюминия (а) и углерода (б) в сплавах на временное сопротивление Fe-Al сплава

Далее было проведено исследование влияния метода выплавки и применяемого шлака на микроструктуру Fe-Al сплавов. На рисунках 3.3-3.6 приведена по-

лученная на оптическом микроскопе структура выплавленных различными методами сплавов и использующих шлаки различного состава.

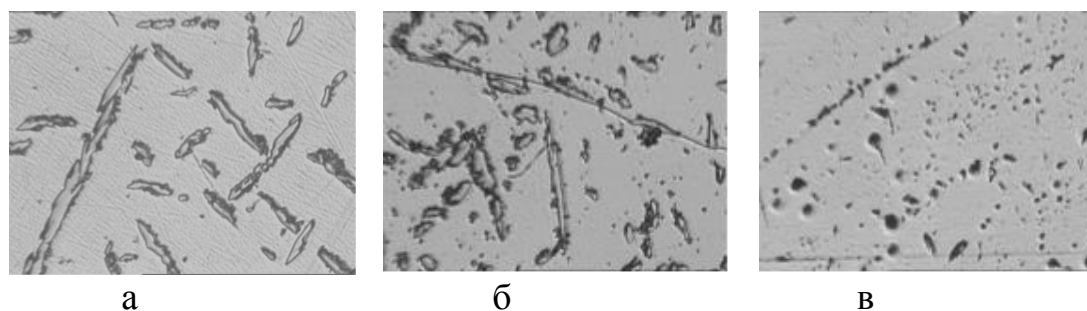


Рисунок 3.4 - Структура сплавов, полученных по методу I (а и б-сплав 1 и 2) и по методу II (в-сплав 3), под слоем шлака ОПВА, при увеличении 200

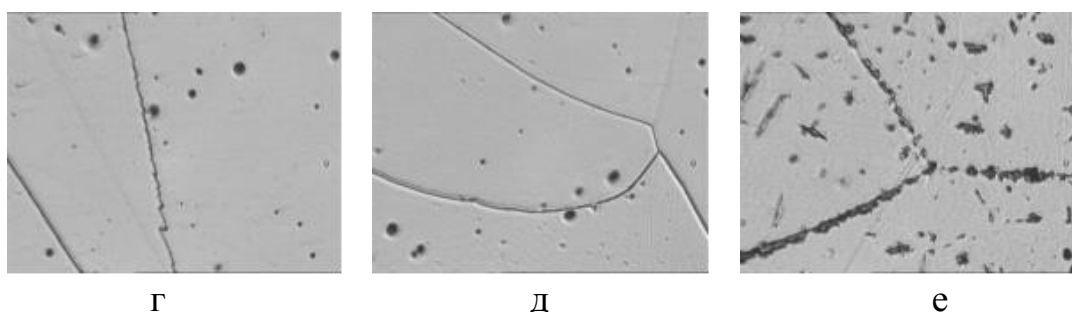


Рисунок 3.5 - Структура сплавов, полученных по методу I (г и д-сплав 4 и 5) и II (е-сплав 6), под слоем шлака АКП, при увеличении 200

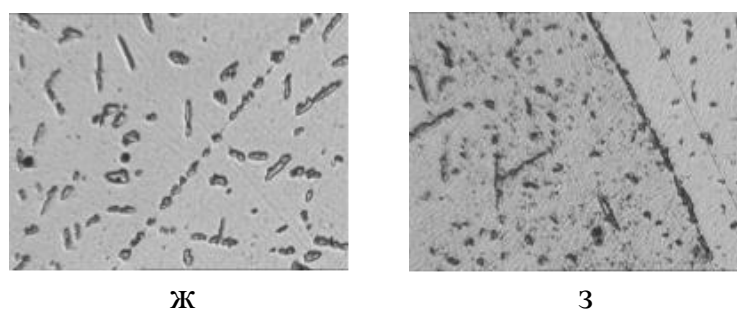


Рисунок 3.6 - Структура сплавов, полученных по методу I (ж-сплав 7) и по методу II (з-сплав 8), под слоем шлака (ОПВА+АКП), при увеличении 200

На рисунке 3.4, видно, что в структуре сплава, выплавленного по методу II (сплав 3), отсутствуют выделения карбидной фазы. Тогда как в сплавах, полученных по методу I (сплавы 1 и 2), обнаружено значительное количество включений двойного карбида Fe_3AlC_x , частицы которого имеют различный размер и располагаются и на границах зерен и в теле зерна. Объяснить присутствие карбидных включений в сплавах 1 и 2 можно только повышенным содержанием в них угле-

рода (0,3 %), которое может быть вызвано только высоким углеродом в применяемом шлаке ОПВА (табл. 3.5).

Ниже показаны результаты регрессивного анализа данных, представленных в таблице 3.5 (рис. 3.3). Из анализа данных, представленных на рисунке 3.3, следует, что содержание алюминия в сплаве влияет на временное сопротивление (рис. 3.3, а), а содержание углерода практически не влияет (рис. 3.3, б). По-видимому, форма существования углерода и морфология карбидов важнее, чем просто общее содержание углерода.

Другая структура наблюдается в сплавах 4 и 5 (рис. 3.5), выплавленных под шлаком АКП (метод I). Карбидная фаза отсутствует, а матрица по-прежнему имеет состав интерметаллида (Fe_3Al), газовые поры есть, но их количество незначительно. Временное сопротивление в сплавах 4 и 5 не превышает 70 Мпа. Появление некоторого количества Fe_3AlC_x в сплаве 6, также выплавленного под слоем шлака АКП, но полученного не из чистых компонентов, как в сплавах 4 и 5, можно пояснить неоднородным составом взятого для выплавки сплава 6 промышленного шлака АКП. Он содержит к тому же повышенное количество углерода (промышленный шлак формируется под воздействием электрических дуг и графитированных электродов). Присутствие карбидной фазы объясняет более высокое (220 Мпа) значение временного сопротивления сплава 6.

В случае выплавки сплавов под шлаком, состоящим из ОПВА и АКП, следовало ожидать появления карбидной фазы независимо от метода выплавки сплава, так как шлак ОПВА содержит высокое количество углерода. В матрице (Fe_3Al) сплавов 7 и 8 (рис. 3.6) обнаружены карбидные частицы, хотя они мельче и не в таком количестве, как в сплавах, выплавленных под шлаком ОПВА без разбавления шлаком АКП. Независимо от метода выплавки: сплав 7 получали по I методу, а сплав 8 - по II методу, сплавы имеют одинаковый уровень временного сопротивления (около 155 Мпа, табл. 3.5).

Структура сплавов 9-12, которые были выплавлены по методу III и под эвтектическим шлаком, приведена на рисунке 3.7. Все сплавы, имеющие в составе

от 11 до 16 % Al, не содержат карбидной фазы и имеют матрицу Fe_3Al . Обнаруженные поры находятся и в теле зерна и на границах зерен.

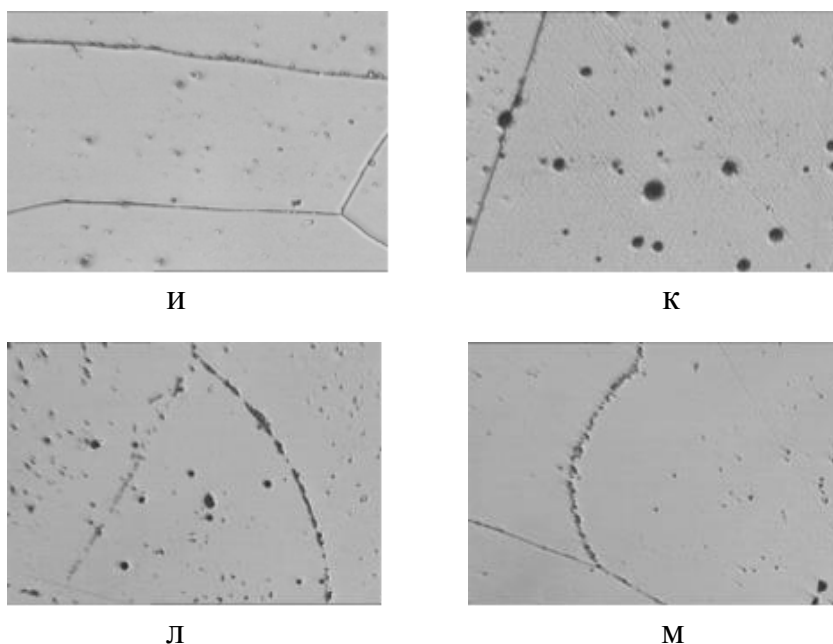


Рисунок 3.7 - Структура сплавов, полученных по методу III и под слоем шлака ЭШ, (и-сплав 9, к-сплав 10, л-сплав 11, м-сплав 12), , при увеличении 200

Ранее (рис. 3.3, а) было замечено, что временное сопротивление зависит от содержания в сплавах алюминия. Это относится и к сплавам, выплавленным под эвтектическим шлаком (сплавы 9-12). Так временное сопротивление сплавов, содержащих 11-12 % алюминия (сплавы 9 и 10) составляет от 417 до 470 Мпа, а сплавы с более высоким (15-16 %) содержанием алюминия (сплавы 11 и 12) имеют временное сопротивление более чем вдвое ниже (от 182 до 211 Мпа).

В результате проведенных исследований установлено, что в случае применения для защиты расплава в качестве шлакообразующего материала ОПВА, АКП или ОПВА+АКП фазовый состав и микроструктура Fe-Al сплавов зависят от загрязненности шлакообразующих углеродом. Не обнаружено какого-либо заметного влияния этих материалов на временное сопротивление, фазовый состав и микроструктуру сплавов методов выплавки в индукционной печи сплавов, получаемых с применением промышленных шлаков ОПВА, АКП или ОПВА+АКП.

Статистическая обработка полученных данных позволила сделать вывод о том, что при использовании различных типов шлака на временное сопротивление

сплава влияет только содержание алюминия, а содержание углерода нет. Это подтверждают данные, приведенные на рисунке 3.8.

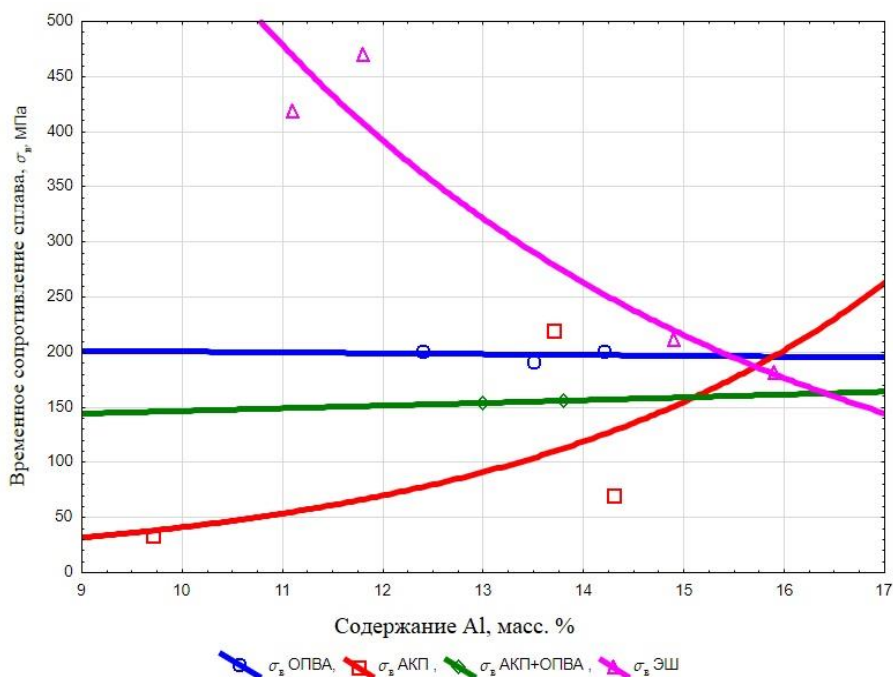


Рисунок 3.8 - Зависимость временного сопротивления сплава от типа шлака и содержания алюминия

Чем выше содержание алюминия в Fe-Al сплавах, полученных под ЭШ, тем ниже значение временного сопротивления. Данная зависимость видна в сплавах, выплавленных в индукционной печи под эвтектическим шлаком по методу III. Для шлаков ОПВА и ОПВА+АКП такой зависимости не выявлено.

Для шлака АКП даже наблюдается тенденция к росту величины временного сопротивления. Объяснением этому может служить тот факт, что легкоплавкий эвтектический шлак сплавляется из чистых компонентов, в результате чего влияние фактора загрязненности на свойства сплавов исключается.

Поэтому применение техногенных промышленных шлаков (ОПВА, АКП) в качестве укрывного шлака для выплавки железоалюминиевых сплавов возможно после тщательного анализа их химического состава.

Таким образом, наилучший результат по величине временного сопротивления можно получить при использовании эвтектического шлака (ЭШ) с низкой основностью и низкой температурой плавления, имеющего в своем составе,

масс. %: 23 CaO; 50 SiO₂; 16 Al₂O₃ и 11 MgO. Эвтектический шлак был выбран с точки зрения особенностей технологии индукционной плавки.

3.4. Исследование влияния различных модифицирующих добавок на служебные свойства низкоуглеродистого конструкционного железоалюминиевого сплава

Известно [86-91], что модифицирование чугуна и стали является высокоэффективным способом управления структурой сплавов на основе железа. Исследования [92, 93] показали, что введенные в расплавленный металл модификаторы обеспечивают появление дополнительных центров кристаллизации, благодаря которым образуется гомогенная и мелкозернистая структура сплавов в твердом состоянии.

До настоящего времени нет единого понимания механизма процесса модифицирования, нет оценки модифицирующей (инокулирующей) способности отдельных элементов. Это особенно важно в случае использования комплексных модификаторов, содержащих в своем составе инокуляторы с различной физико-химической природой и свойствами.

Ранее было определено [94], что редкоземельные металлы (РЗМ) активно взаимодействуют с кислородом, серой и азотом, обеспечивая значительное снижение содержания этих примесей в расплавленном металле. Методика исследования влияния модификаторов приведены в приложении А-7.

Технические показатели модификатора определяются главным образом содержанием в нем химически активных элементов (редкоземельных металлов (РЗМ), Ca, Ti и др.) [95, 96].

Титан может образовывать в составе модификатора нерастворимые или трудно растворимые частицы нитрида титана, карбида или карбонитрида титана (карбид титана и нитрид титана имеют полную взаимную растворимость) [97]. Карбиды, нитриды и карбонитриды титана, присутствующие в модификаторе, благодаря их высокой температуре плавления ($T_{\text{плTiC}} = 3140\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{плTiN}} = 2959\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{плTiCN}} \sim 2500\text{-}3000\text{ }^{\circ}\text{C}$), могут служить центрами при кристаллизации зерен сплава, т.е. играть роль инокуляторов [98, 99].

Выбор типа модификатора был обусловлен тем, что для ввода в сплав были нужны сильные карбидообразующие элементы, которые бы образовывали тугоплавкие мелкодисперсные карбиды. При кристаллизации они могли бы служить центрами зарождения зерна, что способствовало бы его измельчению и улучшению прочностных свойств. Состав использованных в работе модификаторов был определен методом химического анализа и приведен в таблице 3.6.

Таблица 3.6 - Химический состав модификаторов

Модификатор	Содержание элементов мас. %										
	C	Zr	Mg	Al	Si	Ca	Ti	Fe	Ba	La	Ce
ФТi30	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	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Определение фазового состава ферротитана ФТi30 методом РСФА позволило говорить о наличии в нём только двух фаз ($(\text{Fe}_{0,76}\text{Al}_{0,24})_2\text{Ti}$ и Ti_2CN). ФТi30 был проанализирован также с помощью РСМА. Установлено, что матрица представляет собой твердый раствор титана (30,0 мас. %); кремния (4,5 мас. %) и алюминия (10,0 мас. %) в железе.

Авторы работы [93] приводят аналогичные данные по составу матрицы алюмотермического ферротитана, но считают, что твердый раствор близок по составу к соединению Fe_2Ti . Согласно данным, представленным в этом же исследовании, температура плавления Fe_2Ti составляет 1427 °С. Кроме того, в матрице обнаружены включения корунда (Al_2O_3) в виде частиц геометрической формы и крупные (до 100 мкм длиной) дендритоподобные выделения карбида титана (TiC).

Химический состав полученных сплавов при использовании выбранных модификаторов приведен в таблице 3.7.

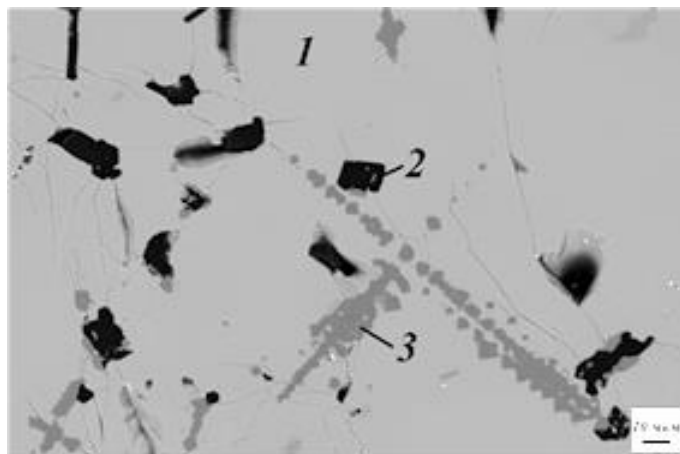
Именно частицы карбида титана TiC , температура плавления которых превышает 2500 °С, могут выступать в качестве инокуляторов, необходимых для получения в изучаемых сплавах мелкозернистой структуры.

Ранее [100-105] было установлено, что редкоземельные металлы в его составе комплексных модификаторов могут замещать кальций в силициде кальция с образованием сложных соединений.

Таблица 3.7 - 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 (2,0кг/т)	0,01	11,5	—	0,3	0,3	—	—	—
3	Фти30(20,3кг/т)	0,01	13,7	1,2	0,1	0,6		—	—
4	Фти30 (33,0кг/т) +Zr(1,0кг/т)	0,01	12,9	1,1	0,3	0,4	—	—	—
5	Фти30 (62,1кг/т) +Zr (1,9кг/т)	0,01	12,1	1,8	—	0,4	—	—	—
6	Insteel 7 (76,7 кг/т)	0,02	12,7	1,0		2,5	0,037	0,017	0,005
7	Insteel 7 80,3/кг/т	0,03	14,2	1,3		2,9	0,033	0,013	0,005

Микроструктура модификатора ФТи30 показан на рисунке 3.9.

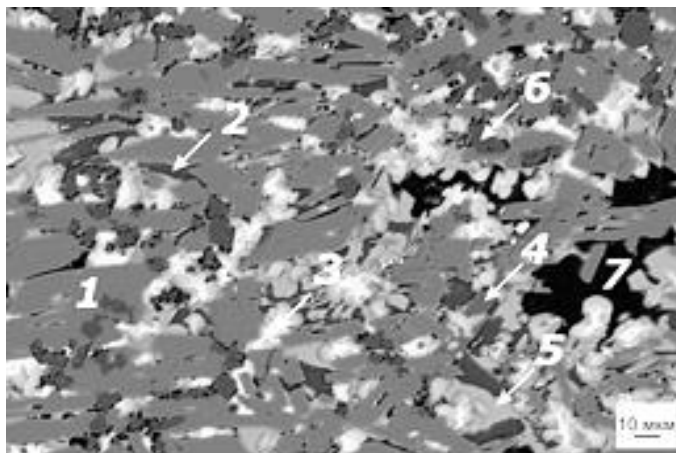


1 - матрица (твердый раствор титана (30 %) кремния (4,5 %) и алюминия (10 %) в железе); 2 - корунд (Al_2O_3); 3 - карбид титана (TiC)

Рисунок 3.9 - СЭМ-изображение микроструктуры ферротитана ФТи30

Обнаруженные нами в составе модификатора фазы (рис. 3.10), как содержащие, так и не содержащие РЗМ, могут способствовать снижению содержания растворенных газов в модифицируемых сплавах, а труднорастворимые карбонит-

риды могут привести к измельчению зерна обрабатываемого металла. Микроструктура модификатора Insteel 7 представлена на рисунке 3.10.



1 - TiFeSi_2 ; 2 - CaSi_2 ; 3 - $\text{Ca}_{1-x}(\text{La,Ce})_x\text{Si}_2$; 4 - FeSi_2 ; 5 - фаза на основе BaSi_2 , содержащая Ca, свободный Si, Al и Mg; 6 - TiCN ; 7 - пора

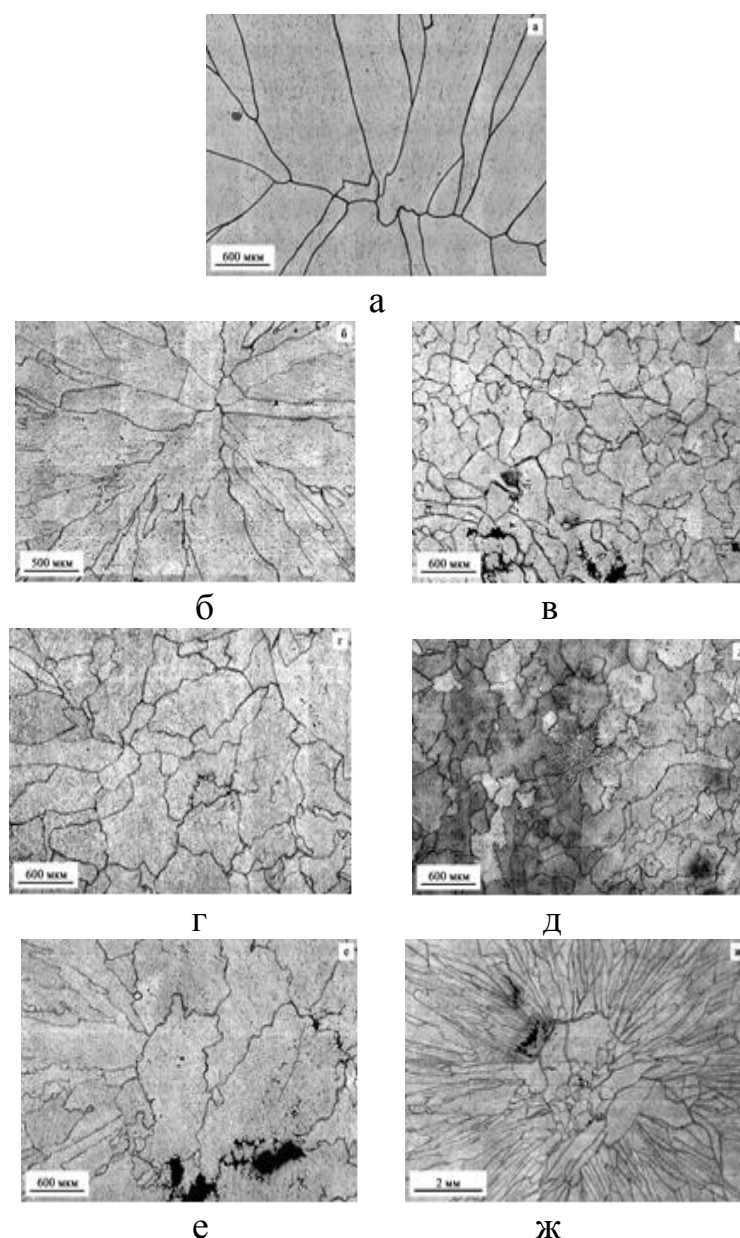
Рисунок 3.10 - СЭМ-изображение микроструктуры комплексного модификатора Insteel 7

Ниже на рисунке 3.11 представлена зёрненная структура исследованных сплавов до и после модифицирования ферротитаном, цирконием, совместно ферротитаном и цирконием или комплексным модификаторов Insteel 7. Из представленных данных видно, что сплав 1 (без модифицирования) имеет характерную столбчатую структуру. Зерна растут к центру слитка в направлении противоположном отводу тепла и имеют ровные, плавные границы. При модифицировании цирконием (сплав 2) столбчатая структура занимает 100 % поверхности шлифа, причем зерна длиннее и тоньше. Коэффициент формы (K_f) [79] в данном случае заметно выше, чем в случае столбчатой структуры сплава 1. Границы зерен этого сплава имеют извилистую и ступенчатую форму.

Микроструктура металла, полученного при вводе модификатора ФТи30 (1,2 мас. % Ti, сплав 3), также представлена на рисунке 3.10. Равноосная или близкая к равноосной структура этого сплава занимает 100 % поверхности шлифа. Подобная структура получается и при вводе в Fe-Al сплавы двух компонентов (ФТи30 + цирконий, сплавы 4 и 5).

Чем больше в металле (сплав 5) титана, тем более равноосным становится зерно (величина коэффициента формы зерен в сплаве 5 гораздо ниже, чем в спла-

ве 4 (табл. 3.8)). При модифицировании сплавов комплексным модификатором Insteel 7 (сплавы 6 и 7) структура сплавов имеет две зоны: зону со столбчатыми кристаллами и зону, в которой преобладают равноосные или близкие к равноосным зерна. В таблице 3.8 приведены сводные данные по результатам модифицирования железоалюминиевого сплава без и после модифицирования ферротитаном, цирконием, совместно ферротитаном и цирконием или комплексным модификаторов Insteel 7.



сплав 1(а) - без модифицирования; сплав 2 (б) - после ввода Zr (0,3 %); сплав 3 (в) - после ввода ФТi30 (1,2 % Ti); сплав 4 (г) - после ввода ФТi30 (1,1 % Ti) + Zr (0,1 %); сплав 5 (д) - после ввода ФТi30 (1,8 % Ti) + Zr (0,30 %); сплав 6(е) - после ввода Insteel 7 (1,0 % Ti); сплав 7(ж) - после ввода Insteel 7 (1,3 % Ti)

Рисунок 3.11 - Микроструктура литых Fe-Al сплавов

В сплаве 7, в металле которого больше 1,3 мас. % титана, столбчатая зона занимает около 35,0 % площади образца (K_f - 4,9), тогда как в сплаве 6 (1,02 мас. % Ti) она занимает примерно 56,0 % (K_f - 4,3). Зона, близкая к равноосной, в металле с более высоким содержанием титана (сплав 7) занимает не 44 % площади образца, как в сплаве 6, а около 65 % и зерна в этом сплаве ближе к равноосным (K_f - 1,2).

Таблица 3.8 - Влияние типа модификатора на фазовый состав, параметры зеренной структуры и временное сопротивление (σ_b) Fe-Al сплавов

Спла в	Тип модификатора	Состав матрицы PCMA, мас. %	Протяженность зоны, об. %		Коэффициент формы* (K_f)		σ_b , МПа
			Столб- чатые зерна	Равно- осные зерна	Столб- чатые зерна	Равно- осные зерна	
1	Без модификатора	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	ФТи30	13,4 % Al; 85,4 % Fe; 1,1 % Ti	0	100	0	1,5	153,1
4	ФТи30+Zr	13,6 % Al; 85,6 % Fe; 0,8 % Ti	0	100	0	1,8	132,9
5	ФТи30+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

* – усредненные значения

Из анализа данных, представленных на рисунке 3.11 и в таблице 3.8, 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 (ферротитан + цирконий) компонентов.

Также можно отметить, что равноосная структура металла не гарантирует высокий уровень временного сопротивления металла разрыву. Более высокое значение временного сопротивления (от 312 до 470 МПа) имеют Fe-Al сплавы со столбчатой структурой и с наименьшим (около 11,0 мас. %) содержанием алюминия. Причем, при повышении содержания алюминия в матрице сплавов до 14,0 мас. %, временное сопротивление снижается до 150 МПа. По-видимому, за уровень временного сопротивления сплава отвечает матрица, которая во всех сплавах имеет состав интерметаллида Fe_3Al .

Таким образом, установлено, что матрица во всех исследованных Fe-Al сплавах, полученных в индукционной печи, независимо от типа модификатора (ферротитан, цирконий, ферротитан совместно с цирконием, комплексный модификатор Insteel 7) имеет состав интерметаллида Fe_3Al .

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, по нашему мнению, ферротитану, поскольку в нем присутствует карбид титана, играющий инокулирующую роль при вводе модификатора в изучаемые сплавы.

Кроме того, двухзонная структура (зона равноосных зерен и зона столбчатых зерен) образуется только при модифицировании Fe-Al сплавов комплексным модификатором Insteel 7. Более высокое значение временного сопротивления разрыву демонстрируют сплавы со столбчатой структурой. Вероятно, для материалов с интерметаллидной матрицей (Fe-Al сплавы) в отличие от ферритной, аустенитной и других марок сталей, для повышения уровня временного сопротивления на разрыв нет необходимости стремиться к получению в этих сплавах равноосной зеренной структуры. Уровень временного сопротивления разрыву Fe-Al сплавов зависит от содержания в матрице алюминия (чем выше содержание алюминия, тем ниже значение временного сопротивления).

3.5. Определение жаростойкости низкоуглеродистых конструкционных железоалюминиевых сплавов

Как уже отмечалось ранее, под жаростойкостью или окалинотойкостью металла понимают свойство материала в течение длительного времени сопротивляться химическому разрушению при повышенных температурах. Жаростойкость материала зависит, в первую очередь, от свойств образующейся на поверхности сплава оксидной пленки. Сплав, а значит и оксидная пленка, должны содержать в своем составе легирующие элементы, обладающие более высоким сродством к кислороду, чем основной металл. В сталях к ним относятся никель, хром, алюминий и кремний.

Повышению жаростойкости способствуют также титан, цирконий, ниобий и некоторые другие элементы. Все вышеперечисленные элементы изменяют состав, структуру и свойства образующейся пленки, т.е. влияют на кинетику процесса окисления. Жаростойкие оксиды легирующих элементов внутри оксидной пленки предотвращает металл от дальнейшего окисления [106, 107].

Важная задача - исследовать сплавы с высоким содержанием алюминия, как элемента, который может создать при высокой температуре на поверхности сплавов плотную оксидную пленку с хорошими защитными свойствами. Способность пленки защищать металл от дальнейшего окисления обычно оценивают по её сплошности. Пленки, содержащие оксид алюминия, обычно относят к пленкам с высокой сплошностью.

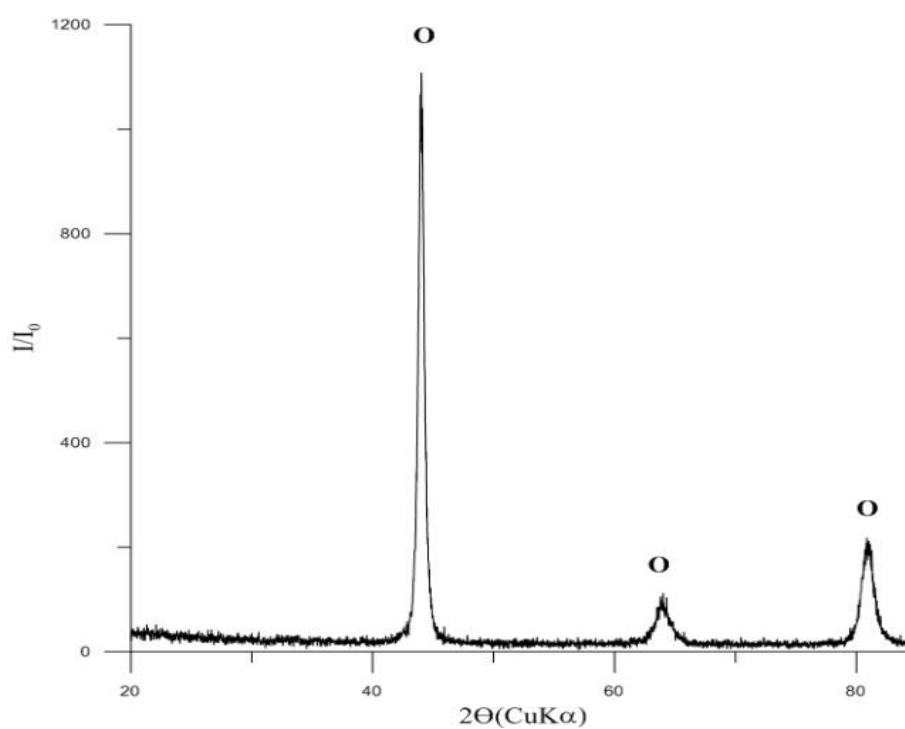
Задача определения сплошности пленок, обнаруженных на исследуемых сплавах после длительного окисления, также важна для определения жаростойкости металла при помощи ГОСТа и справочника [108, 109]. Методика исследования жаростойкости сплавов приведена в приложении А-8.

В таблице 3.9 представлены результаты определения химического состава литых сплавов, полученных путем легирования лигатурами ФТи30 и цирконием, используемых в эксперименте по длительному окислению образцов на воздухе.

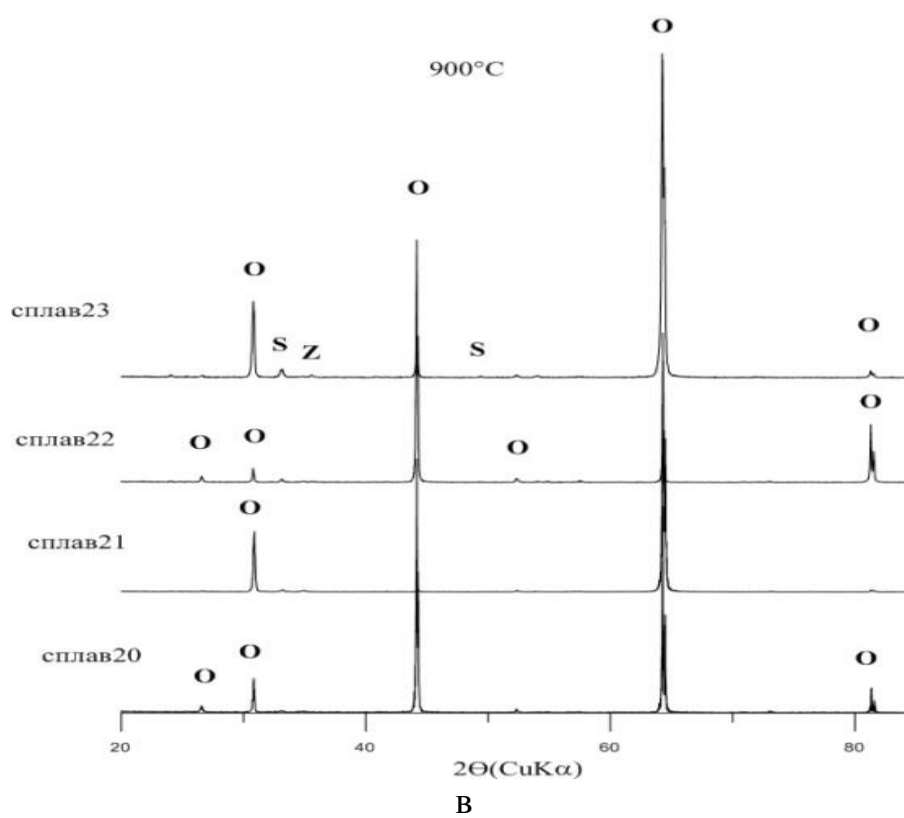
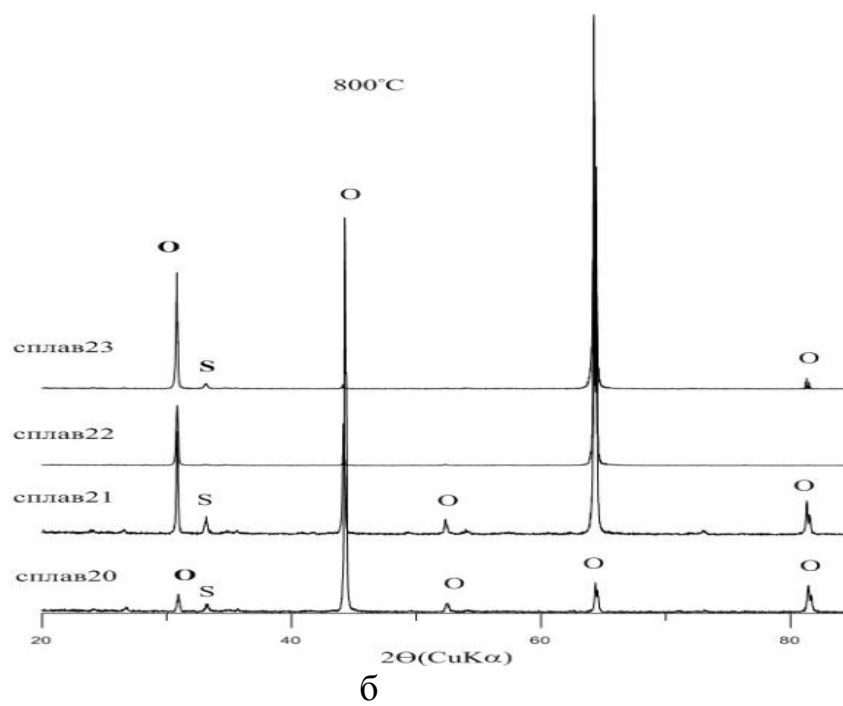
Таблица 3.9 - Химический состав легированных литых сплавов, мас. %

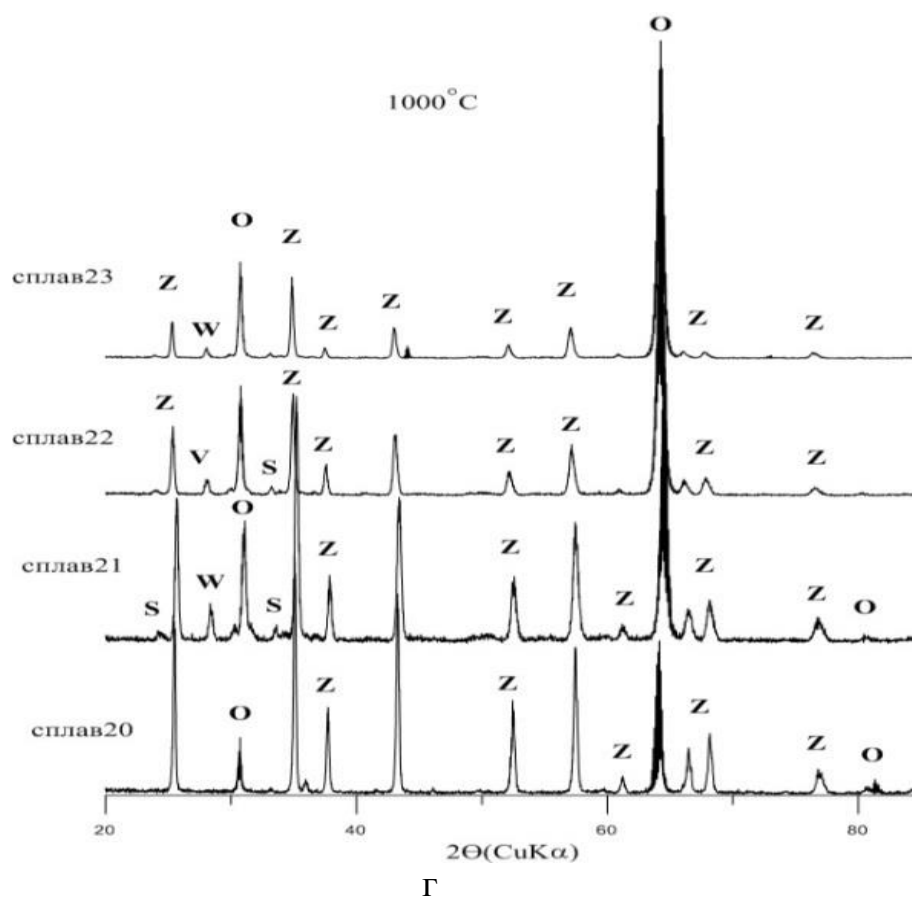
Наименование добавляемой лигатуры	Номер сплава	C	Si	Al	Ti	Zr
Нет	20	0,02	0,4	13,8	-	-
Фти30	21	0,08	0,4	13,3	0,87	-
Zr	22	0,09	0,3	14,6	-	0,22
Фти-30+ Zr	23	0,2	0,3	13,9	0,90	0,20

На рисунке 3.12, а представлена дифрактограмма исследуемых сплавов до окисления. Как и следовало ожидать, покрывная пленка нелегированного сплава состоит из оксида алюминия Al_2O_3 .



а





O - Fe_3Al ; S - Fe_2O_3 ; Z - Al_2O_3 ; W - TiO_2 ; V - ZrO_2

а - исходная; б - при 800 °С; в - при 900 °С; г - при 1000 °С

Рисунок 3.12 - Дифрактограммы исходных сплавов и сплавов 20, 21, 22 и 23 после окисления в течение 200 часов

Дифрактограммы поверхностей всех исследованных сплавов после окисления при 800, 900 и 1000 °С в течение 200 часов показаны ниже (рис. 3.12, б-г). Анализ данных, которые представлены в таблице 3.9, показывает, что мы можем провести сравнение показателя жаростойкости у полученных нами Fe-Al сплавов и известного жаростойкого сплава 20X23H18 только при окислении при температуре 1000 °С, потому что в справочнике [110] данные по другим температурам отсутствуют. Кроме того, увеличение массы сплава 20X23H18 и 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 (13,9 мас. % - сплав 23 и 14,6 мас. % - сплав 22)

жаростойкость несколько выше (табл. 3.10), чем у сплава, содержащего 13,3 мас. % Al (сплав 21).

Показатели жаростойкости стали 20Х23Н18 и исследованных сплавов приведены в таблице 3.10.

Таблица 3.10 – Показатели жаростойкости стали 20Х23Н18 и Fe-Al сплавов

Сплав	Температура окисления, °С	Увеличение массы, мг/см ² ·ч	Уменьшение массы, мг/см ² ·ч
20Х23Н18 (ГОСТ 5632-2014)	800	—	—
	900	—	—
	1000	0,02	—
20	800	—	0,0003
	900	0,0012	—
	1000	0,02	—
21	800	—	0,001
	900	0,0013	—
	1000	0,009	—
22	800	—	0,002
	900	0,003	—
	1000	0,007	—
23	800	—	0,002
	900	0,002	—
	1000	0,006	—

Исследование образующихся пленок методом РСФА показало, что их состав зависит от температуры и от химического состава сплава:

- при 800 °С во всех сплавах образуется пленка Fe₂O₃ (кроме сплава 22);
- при 900 °С в сплаве 23 - Fe₂O₃ и Al₂O₃;

- при 1000 °С в сплаве 20 только фазу Al_2O_3 ; сплава 21 - Al_2O_3 , Fe_2O_3 и TiO_2 ; сплава 22 - Al_2O_3 , Fe_2O_3 и ZrO_2 ; сплава 23 - Al_2O_3 , Fe_2O_3 , TiO_2 и ZrO_2 . Дальнейшие исследования показали, что на поверхности исследованных сплавов при высокотемпературном окислении образуются пленки, способные защитить эти сплавы. По причине различного состава покрывающих пленок исследованные сплавы проявляют различную жаростойкость.

При сравнении показателей жаростойкости (табл. 3.10) видно, что немодифицированный Fe-Al (13,8 мас. % Al, сплав 20) имеет такую же стойкость при окислении при 1000 °С в течение 200 часов, как и известный жаростойкий сплав 20Х23Н18 и равную $0,02 \text{ мг/см}^2 \cdot \text{ч}$ [110]. Наиболее высокий показатель жаростойкости ($0,006 \text{ мг/см}^2 \cdot \text{ч}$) показывает Fe-Al сплав (13,9 мас. % Al), который был модифицирован как одним титаном, так и совместно с цирконием.

На рисунке 3.13 приведены результаты изменения веса образцов исследуемых сплавов после их испытания на жаростойкость при 1000 °С.

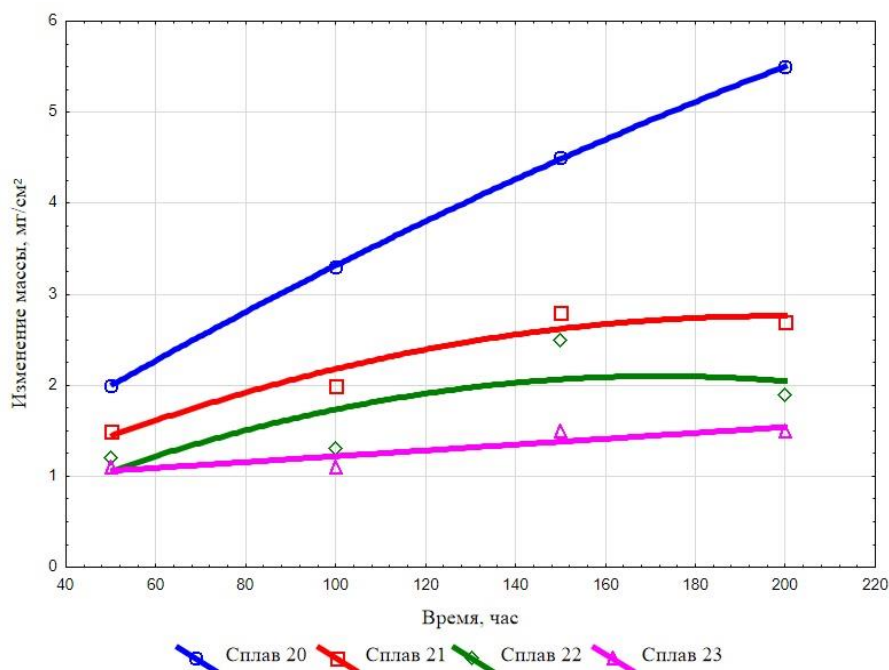


Рисунок 3.13 - Кинетика окисления Fe-Al сплавов при 1000 °С

Сравнивая показатели жаростойкости исследованных сплавов необходимо принять во внимание стоимость легирующих элементов. Тогда немодифицированный сплав Fe-Al, содержащий 13,8 мас. % Al, является более предпочтительным в сравнении со сплавом Fe-Al (мас. % 13,9 Al, 0,9 Ti и 0,2 Zr) для получения

ненагруженных деталей, предназначенных для работы в агрессивных средах при температуре около 1000 °С. Но если произвести комплексное сравнение исследованных сплавов, принимая во внимание и механические свойства, то более предпочтительным будет сплав, легированный титаном.

В заключении можно сделать вывод о том, что все образующиеся при длительном окислении на исследуемых сплавах оксидные пленки, способны защитить сплавы от дальнейшего окисления. Все сплавы благодаря защитной пленке проявляют хорошую жаростойкость. Но в комплексе наилучшие показатели по жаростойкости, превышающие более чем в десять раз показатели жаростойкости нержавеющей хромоникелевой стали марки 20Х23Н18 (ГОСТ 5632-2014) [111], имеет железоалюминиевый сплав, легированный титаном.

3.6. Описание предлагаемой технологии

Печь: Выплавка жаростойкого железоалюминиевого сплава производится в среднечастотной индукционной печи. Основной тигель печи выполнен из набивной основной хромомagneзитовой огнеупорной массы.

Шихтовые материалы: Для получения железной основы сплава используется прутки электротехнической стали марки 10880 Э либо другой железосодержащий материал, содержащий в своем составе не более 0,1 мас. % углерода и 0,2 мас. % кремния (например, лом трансформаторной стали). Источником алюминия для сплава также может служить лом алюминия.

Титан дается в виде лигатуры ФТи30, которая соответствует ГОСТ 4761-91 и имеет в своем составе от 28 до 32 мас. % титана. Размер кусочков титановой лигатуры размером от 1 до 5 мм. Синтетический шлак для получения легкоплавкой эвтектики системы (Al_2O_3 -SiO-CaO-MgO) с температурой плавления менее 1300 °С готовится из извести, магнезита, корунда и кварцита в процентном соотношении 23,0; 11,0; 16,0; 50,0 мас. % соответственно. На практике возможна замена чистой извести известняком с коэффициентом 0,56 и кварцита стеклом с коэффициентом 0,95. Количество шлака составляет 2-3 % от веса металлической части шихты.

Пример плавки опытных образцов сплава:

Заготовка в виде цилиндра диаметром 30 мм и высотой 30-31 мм из низкоуглеродистой трансформаторной стали марки 10880 Э обдирается на наждаке от ржавчины. Вес такой заготовки составляет около 180 г. Вес алюминиевых гранул чистого алюминия берется из расчета получения 14 мас. % Al в железоалюминиевом сплаве. На окисление алюминия он берется с превышением на 2 % и для 180 г стальной заготовки составит 3,6 г. Содержание титана в сплаве рассчитывается на 1,0 %. С учетом усвоения не менее 50 % ведущего элемента из лигатуры, навеска составит 13,2 г. ФТи30. Количество шлака для плавки при его кратности 4,0 % от количества металла составляет 8,8 г.

Плавка опытных образцов сплава проводилась в индукционной печи ИП-15 мощностью 15 кВт. Загрузку шихты проводили в следующем порядке: металлический цилиндр помещали в тигель. Постепенно, с увеличением мощности с шагом 1 кВт, за каждые 5 минут набирали нагрузку печью до уровня 9 кВт. Сразу после расплавления металла на его поверхность задается шлаковая навеска. По мере формирования шлакового слоя после выдержки около 5 минут производится контрольный замер температуры расплава. Если температура расплава достигает 1570-1580 °С, то под шлак вводится алюминиевая часть навески совместно с навеской лигатуры, обернутая в алюминиевую фольгу в виде капсулы. После полного растворения капсулы производится завершающая выдержка в течении 2-3 минут. Для разжижения шлака непосредственно перед разливкой на поверхность жидкого металла присаживается 1,5-2 г плавикового шпата. Разливка осуществляется в предварительно прогретую до температуры 200 °С графитовую разъемную изложницу с отсечкой шлака. Далее слиток для снятия термического напряжения подвергался отжигу при температуре 1000 °С в течение 1 часа и охлаждался до комнатной температуры вместе с печью.

3.7. Выводы к главе 3

В результате проведенных исследований сделаны следующие выводы:

1. Определено оптимальное содержание алюминия в железоалюминиевом сплаве, обладающего мелкодисперсной структурой и хорошими служебными свойствами, которое составляет порядка 14 мас. %.

2. Показано, что основным плавильным агрегатом для выплавки данного сплава может быть открытая индукционная печь, которая благодаря интенсивному перемешиванию металла отвечает требованиям технологии выплавки железоалюминиевых жаростойких конструкционных сплавов.

3. Разработан состав шлака, содержащий мас. %: 50,0 SiO_2 ; 23,0 CaO ; 16,0 Al_2O_3 и 11,0 MgO ; обладающий достаточно низкой температурой плавления и достаточной жидкоподвижностью, и способный защищать металл во время плавки от контакта с атмосферой печи.

4. С целью получения твердого металла с оптимальными служебными свойствами было исследовано влияние легирующих добавок, таких как титан, РЗМ и цирконий. Определено, что совместное модифицирование титаном (около 1 мас. %) и цирконием (около 0,2 мас. %) позволяет получить твёрдый металл с оптимальными служебными свойствами. Влияния РЗМ не выявлено. Хотя экономически более оправдано, по нашему мнению, легирование одним титаном.

5. Исследования основных технологических аспектов позволили разработать и опробовать технологию выплавки низкоуглеродистого железоалюминиевого жаростойкого сплава с оптимальным содержанием алюминия.

Технология выплавки жаростойких железоалюминиевых сплавов была разработана и успешно опробована на лабораторной установке. Чтобы приступить к разработке реально работающей промышленной технологии, необходимо было опробовать полученные в ходе лабораторных исследований результаты выплавки Fe-Al сплава в промышленной индукционной печи.

4 ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ РАЗРАБОТАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Разработка основ технологии выплавки жаростойких железоалюминиевых сплавов основывается на результатах исследования их свойств, таких как вязкость жидкого металла, структура и фазовый состав. С учетом проведенных исследований и опираясь на их результаты, были определены главные технологические особенности выплавки Fe-Al сплавов. Важным шагом в разработке технологии выплавки нового сплава является этап её промышленной апробации, и, в конечном итоге, внедрения этой технологии в производственный процесс.

На следующем этапе разработки новой технологии выплавки жаростойких железоалюминиевых сплавов стояла задача опробовать на промышленной индукционной печи все те наработки, которые были многократно испытаны в лабораторных условиях.

4.1. Опытные-промышленные испытания технологии получения жаростойкого алюминиевого чугуна

Опытные-промышленные испытания технологии получения жаростойкого алюминиевого чугуна проводились в условиях литейного участка ООО «Литейное производство УБМ» (г. Верхние Серги, Свердловская область). На предприятии имеется в эксплуатации две индукционные печи ИСТ-0,25 с рабочей частотой 1000 Гц и емкостью 250 кг по стали и чугуну. На одной из этих печей, имеющей основную футеровку, была проведена выплавка жаростойкого алюминиевого чугуна по разработанной нами технологии. Проведение испытаний технологии выплавки алюминиевого чугуна проводилось следующим образом:

Компоненты шихты загружались в индукционную основную печь в следующем количестве и порядке:

1. Чугун серый, исходный - 43,5 кг.
2. Лигатура (специально быстро охлажденный ферроалюминий ФА-30 (ГОСТ 26590-85) - 135,0 кг.

3. Шлак (смесь извести и плавикового шпата в соотношении 3:1) - 7,0 кг.

Плавка начиналась с расплавления всего объема исходного серого чугуна и данной на него шлаковой смеси. Затем в расплав обычного серого чугуна под слой жидкого шлака частями по мере расплавления вводился быстро охлажденный ферроалюминий ФА-30.

После расплавления последней части, вводимой под шлак быстро охлажденной лигатуры ФА-30, производилась доводка расплава до температуры 1570-1580 °С и изотермическая выдержка с контролем температуры металла в течение 5 минут с последующей разливкой металла с отсечкой шлака в песчаную форму в виде литых изделий нужной предприятию формы.

Опока с формовочной смесью после заливки чугуна приведена на рисунке 4.1.



Рисунок 4.1 - Опока с формовочной смесью после заливки в неё чугуна

После завершения плавки оставшийся шлак сливался в чугунную изложницу. Общее время плавки составило не более 45 минут. Состав металлической части шихты проведенной плавки и твердого металла приведен в таблице 4.1.

Таблица 4.1 - Химический состав исходных шихтовых материалов, мас. %

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

В результате плавки было получено 169,0 кг алюминиевого чугуна и 5,9 кг шлака. Химический анализ алюминиевого чугуна соответствует требованиям ГОСТ 7765-82 «Чугун алюминиевый высоколегированный жаростойкий, износостойкий при высокой температуре».

Проведённая плавка подтверждает возможность получения предлагаемым способом без использования специальных технологических приемов алюминиевого жаростойкого чугуна, близкого по составу к чугуну марки ЧЮ22Ш. Результаты химического анализа полученного чугуна и для сравнения чугуна ЧЮ22Ш приведены в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Результаты химического анализа алюминиевого чугуна, мас. %

Материал	Al	C	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

Как видно из данных, представленных в таблице 4.2, полученный нами алюминиевый чугун близок по химическому составу к алюминиевому чугуну марки ЧЮ22Ш. Выплавка и разливка чугуна, полученного с использованием быстро охлажденной железоалюминиевой лигатуры ФА-30, особых технологических трудностей не вызывала. В результате был получен чугун с гомогенной структурой, содержащий 25,4 мас. % Al и 1,5 мас. % C (табл. 4.2). Для сравнения прочностных свойств по ГОСТ-9012 выплавленных по обычной (прямое сплавление чугуна и алюминия) и разработанной технологиям, были произведены замеры твердости металла всех слитков. Получены следующие результаты:

- прямое сплавление с чистым алюминием (40 HRC и 390 HB);
- разработанная технология (20 HRC и 220 HB).

Для определения пластических свойств металлов были изготовлены образцы для испытания [112]. Из металла, полученного по обычной технологии, приготовить образцы для испытаний на разрывной машине не удалось. Образцы изготовить удалось лишь из слитка, полученного по разработанной технологии выплавки. Предел прочности образцов составил около 220 МПа, а относительное удлинение 0,88 %.

Микротвердость двойного карбида Fe_3AlC_x зависит от содержания в металле углерода и меняется от 680 до 760 HV_{25} . Результаты определения микротвердости полученного чугуна показали, что микротвердость выделившегося двойного карбида Fe_3AlC_x имеют довольно низкое значение (не более 550 HV_{25}). Микротвердость матрицы (FeAl) также ниже (220-270 HV_{25}), а по обычной технологии (360-410 HV_{25}). Таким образом, сплавление чугуна с быстро охлажденным ферроалюминием ФА-30 способствует не только снижению твердости, но и измельчению его структурных составляющих и снижению количества карбидной фазы, в результате чего улучшаются служебные свойства твердого металла. Испытание технологии выплавки алюминиевого чугуна подтверждено соответствующим актом (Приложение Г).

4.2. Опытные-промышленные испытания технологии получения жаростойкого малоуглеродистого конструкционного железоалюминиевого сплава

Выплавка жаростойкого малоуглеродистого конструкционного железоалюминиевого сплава по новой технологии проводилась на производственной площадке предприятия ООО НПП «Альфа-Мет» (г. Екатеринбург) в индукционной печи ИСТ-0,25 с рабочей частотой 1000 Гц, и емкостью 250 кг.

Компоненты шихты загружались в индукционную основную печь в следующем порядке и количестве:

1. Шихтовая заготовка (лом) трансформаторной стали - 90 кг.
2. Лом (чушка) алюминия вторичного - 18,0 кг.
3. Ферротитан марки ФТи30 - 6,5 кг.

4. Шлаковая смесь из извести (известняка), корунда, магнезита и боя стекла (кварцита) в соотношении 2:2:1:5 - 3,5 кг.

Состав металлической части шихты плавки приведен в таблице 4.3.

Таблица 4.3 - Химический состав металлической части шихты, мас. %

Материал	C/Ti/Fe	Si	Al	S	P
Лом (заготовка) стали	0,008	3,10	0,1	0,02	0,03
Лигатура ФТи30 (ГОСТ 4761-91)	30,1	5,20	11,8	0,003	0,06
Алюминий чушковый А7 (ГОСТ 11069-2001)	0,15	0,15	99,7	-	-

После расплавления всего объема исходной железной части шихты производится подача на поверхность расплава частями по мере расплавления шлаковой смеси. После полного расплавления шлаковой части шихты производилась доводка расплава до температуры 1570-1580 °С и изотермическая выдержка металла в течение 5-7 мин. Затем под слой шлака вводилась обёрнутая в алюминиевую фольгу в виде капсул лигатура ФТи30 совместно с алюминием, предварительно разделенная на несколько частей.

После доводки температуры расплава до 1570-1580 °С и изотермической выдержки в течение 3-5 минут производится выпуск металла в земляную формовочную смесь в опоке для отливки заданной модели детали. После завершения плавки оставшийся шлак сливается в чугунную изложницу. Общее время плавки составляет 55 минут. Количество полученных в результате плавки продуктов составляет:

- жаростойкий железоалюминиевый сплав - 110,0 кг;
- шлак - 3,8 кг.

Полученный сплав был выплавлен и разлит без каких-либо технологических трудностей. Итоги выплавки подтверждают возможность получения предлагаемым способом жаростойкого железоалюминиевого сплава и его разливки для получения литых изделий. Результаты химического анализа полученного сплава приведены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Результаты химического анализа выплавленного сплава, мас. %

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

Для разливки металла была выбрана модель в виде стержней переменного сечения, которые после небольшой доработки использовались для механических испытаний на механические свойства. Другая форма для разливки была в виде пластины, из которых также можно изготовить образцы для дальнейшего испытаний на жаростойкость. Одна из таких отливок сборки стержней для механических испытаний приведена на рисунке 4.2.



Рисунок 4.2 - Образец готовой отлитой заготовки с прибыльной и летниковой частями

На рисунке 4.3 показана макроструктура излома слитка металла диаметром 5,0 мм после испытания. Видно, что излом хрупкий, но в структуре нет зоны столбчатых зерен, характерной для железоалюминиевых сплавов, полученных по обычной технологии. Испытания образцов на разрывной машине показало, что такая структура приводит к улучшению механических свойств образцов. Этому же способствует легирование нового сплава титаном.



Рисунок 4.3 - Макроструктура излома образца ($d=5,0$ мм) слитка металла

После компьютерной обработки результатов испытаний шести образцов были построены зависимости, представленные на рисунке 4.4, из которых следует, что все они разрушались в пределах 200-300 МПа. А два испытываемых образца показали предел прочности выше 300 МПа. Среднее значение σ_b составило 220 МПа. Среднее относительное удлинение составило около 1 %.

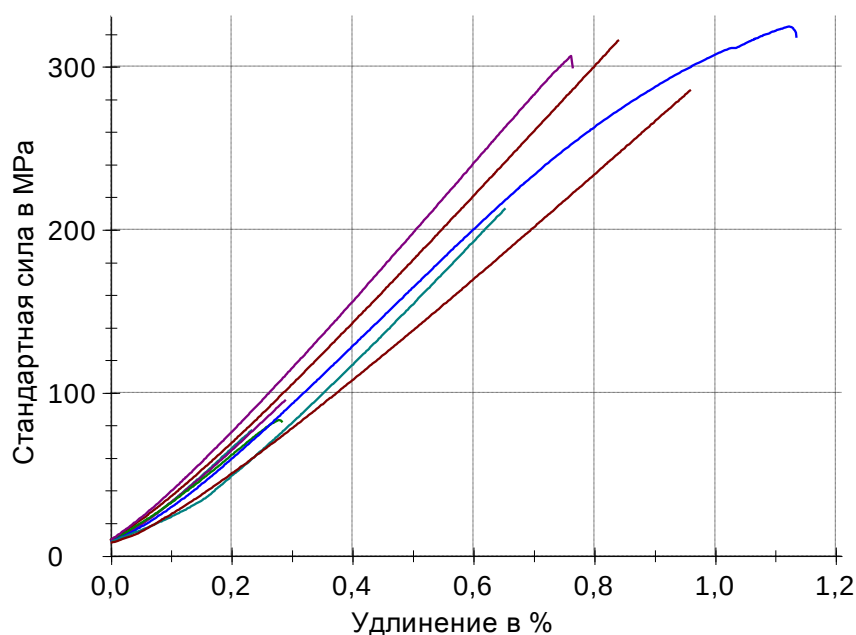


Рисунок 4.4 - Результаты механических испытаний, выплавленных образцов
нового сплава

Затем опытные образцы были испытаны на жаростойкость по методике, приведённой в ГОСТ 6130-71 [108] «Металлы. Методы определения жаростойкости» и описанной в приложении А-8.

Нагрев образцов выполняли в камерной электропечи сопротивления марки КО-14 в воздушной атмосфере. Сравнительные показатели жаростойкости стали 20Х23Н18 (ГОСТ 5632-2014) и нового сплава приведены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 - Показатели жаростойкости стали 20Х23Н18 и нового сплава

Сплав	Температура окисления, °С	Увеличение массы, мг/см ² ·ч	Уменьшение массы, мг/см ² ·ч
20Х23Н18 (ГОСТ 5632-2014)	800	-	-
	900	-	-
	1000	0,020	-
Жаростойкий сплав	800	-	0,001
	900	0,001	-
	1000	0,006	-

Как следует из данных, представленных в таблице 4.5, показатель жаростойкости выплавленного по новой технологии жаростойкого железоалюминиевого сплава выше, чем у хромоникелевой жаростойкой стали 20Х23Н18. Увеличение массы образца при выдержке 200 часов при температуре 1000 °С составило 0,006 мг/см²·ч., в то время как аналогичный показатель жаростойкости нержавеющей стали составляет 0,02 мг/см²·ч.

На основании исследования жаростойкости малоуглеродистых железоалюминиевых титансодержащих сплавов разработана технология их выплавки, что подтверждается актом промышленных испытаний (Приложение Д). Такие сплавы, выплавленные по новой технологии 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 ненагруженных или 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 алюминия и углерода теоретически 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 (Приложение А).

2. Металлографические исследования полученных быстрым охлаждением образцов Fe-Al лигатур показали, что их структура зависит от скорости охлаждения. Оценка роли содержания Al в быстро охлаждённых сплавах показала, что размер данной фазы уменьшается от 108 мкм при 70,0 мас. % Al до 11,5 мкм при 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 политермам вязкости находится в интервале 1470-1766 °С. 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.

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 содержание в готовом чугуне 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 (Приложение В). Проведены опытно-промышленные испытания технологии (Приложение Г).

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 SiO₂; 16,0 Al₂O₃ 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 20Х23Н18 (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 20Х23Н18, 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 20Х23Н18 применительно к экономическим условиям в период выполнения работы.

Перспективность работы. 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, что подтверждено соответствующими актами. При востребованности данных сплавов промышленностью, имеется новая разработанная и испытанная технология получения жаростойких железоалюминиевых сплавов.

ТЕРМИНЫ, ОПРЕДЕЛЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

ОАО «НСММЗ»	ОАО «Нишнесергинский метизно-металлургический завод»
ОАО «ЧЭМК»	ОАО «Челябинский электрометаллургический комбинат»
ОАО «СЗФ»	ОАО «Серовский завод ферросплавов»
ГОК	Горно-обогатительный комбинат
РЗМ	Редкоземельные металлы
ЦКП «Урал-М»	Центр коллективного пользования ИМЕТ УрО РАН «Урал-М»
ИМЕТ УрО РАН	Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук
ФГУП ВИАМ	Федеральное государственное унитарное предприятие Всероссийский институт авиационных моторов
УПИ-УрФУ	Уральский политехнический Институт им. С.М.Кирова – Уральский федеральный университет им. Первого президента России Б.Н. Ельцина
ФГБОУ ВО «КНАГУ»	Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Комсомольский-на-Амуре государственный университет»
НИОКР	Научно-исследовательские оконченные конструкторские разработки
ОЦК, ГЦК	Объемно-, гранецентрированная кубическая решетка
B_2 , DO_3	Тип расположения атомов в кристаллической решетке
α , γ	Фазовые составляющие железа на диаграмме состояния Fe-Al
Fe_3Al , FeAl и т.д.	Стабильные интерметаллиды в системе Fe-Al
Fe_3AlC_x	Сложный оксикарбид железа и алюминия

HB, HV, HRC	Единиц твердости по Бринеллю, Виккерсу и Роквеллу
ИСТ-1,0/0	Индукционная печь емкостью 1,0 тонна
ППО-1,3-50	Печь сопротивления емкостью 0,4 тонны
ИПП-30 и ИП-15	Индукционные печи мощностью 30 и 15 кВт
КО-14	Камерная обжиговая печь
ЧШГ, ЧВГ, АЧВГ	Классификация чугунов по форме графита
ЧЮ22Ш, ЧХ1, ЧС5Ш, ЧС13, ЧХ2	Марки жаростойких чугунов
ФС75	Ферросилиций, содержащий 75% кремния
ФА-30(М,В)	Ферроалюминий, содержащий 30% Al медленно – или быстро охлажденный
ЧДА и АВ-97	Марки алюминия химически чистого и содержащего 97 % Al
$T_{\text{гом}}$	Температура гомогенизации расплава
ТВО	Термо-временная обработка расплава
«HSC-6.1»	Программный комплекс для термодинамических расче- тов
РСМА и РФА	Рентгеноструктурный микроанализ и рентгенофазовый анализ
ВР-5	Тип вольфрам-рениевой термопары
Шлак АКП	Шлак агрегата «ковш-печь»
Шлак ОПВА	Шлак отходов производства вторичного алюминия
Шлак ЭШ	Шлак эвтектического состава
Фти30	Марка ферротитана, содержащего 30% Ti, ост. Железо
INSTEEL 7	Лигатура на кремниевой основе, содержащая РЗМ
K_f	Коэффициент формы зерна в структуре металла
σ_B	Предел прочности (временное сопротивление), (Мпа)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чернобровин, В.П. Сырьевая безопасность черной металлургии России / В.П. Чернобровин. – Челябинск: 2011. – 81 с.
2. Мюльгес, К. От атома до автомобиля / К. Мюльгес // Чёрные металлы. – 2015. - №8. С. 53-55.
3. Сушков А.И. Металлургия алюминия / А.И. Сушков, И.А. Троицкий. – М.: Металлургия, 1965. – 518 с.
4. Напалков, В.И. Физико-химические процессы рафинирования алюминия и его сплавов / В.И. Напалков, С.В. Махов, Б.Л. Бобрышев, В.С. Моисеев. / Под ред. В.И. Напалкова. – М.: Теплотехник, 2011. – 496 с.
5. Бигеев, А.М. Металлургия стали / А.М. Бигеев, В.А. Бигеев. – Магнитогорск: МГТУ, 2000. – 544 с.
6. Шешуков, О.Ю. Использование алюминия для раскисления стали / О.Ю. Шешуков, В.И. Жучков, В.В. Зорихин, С.В. Виноградов, А.А. Полушин, Н.В. Теляшов // Сталь. – 2004. - № 9. – С. 26-27.
7. Патент РФ № 2214443, МПК С 22 С35/00 опубл.20.10.2003.
8. Патент РФ № 2275431, МПК С 21 С7/06 опубл. 27.04.2006.
9. Дюдкин Д.А. Прецизионная обработка металлургических расплавов / Д.А. Дюдкин, В.В. Кисилenko, И.А. Павлюченков, В.Ю. Болотов. – М.: Теплотехник, 2007. – 424 с.
10. Сильман, Г.И. Система железо-углерод, железо-углерод-кремний и железо-углерод-алюминий / Г.И. Сильман. Старый Оскол: «ТНТ» 2012. 336 с.
11. Банных, О.А. Диаграммы состояния двойных многокомпонентных систем на основе железа / О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова. – М.: Металлургия, 1986. – 189 с.
12. Prakash, U. Structure and properties of intermetallics based on the Fe-Al system / R. Buckley, H. Jones, C. Sellars // ISIJ International – 1991. – Vol. 31.10. – P. 1113-1126.

13. Prakash, U. Intermetallic matrix composites based on iron aluminides / <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-85709-346-2.00002-9>
14. Ковтунов, А.И. Технология литья и свойства композиционных материалов на основе пористых сталей, пропитанных алюминидом железа // А.И. Ковтунов, Ю.Ю. Хохлов, С.В. Мямин // Литейное производство. – 2019. - №2. – С. 21-23.
15. Добаткина, В.И. Плавка и литье алюминиевых сплавов / В.И. Добаткина. – М.: Металлургия, 1983. – 298 с.
16. Кубашевский, О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа / О. Кубашевский; [перевод с англ. Под ред. Л.А. Петровой]. – М: Металлургия, 1985. – 184 с.
17. Манегин, С.Ю. Перспективы использования сплавов на основе железа для создания высокоэффективных композиционных радиопоглощающих материалов СВЧ-диапазона / С.Ю. Манегин, А.Л. Соколов, О.А. Скачков // Сталь. – 2018. - №9. С. 64-66.
18. Schneider, A. Iron aluminium alloys with strengthening carbides and intermetallic phases for high- temperature applications /A. Schneider, G. Sauthoff // Steel research International. – 2004. – Vol.75.1. – P. 55-61.
19. Косников, Г.А. Алюминиевые конструкционные чугуны для облегченных отливок ответственного назначения / Г.А. Косников, Л.М. Морозова // Литейное производство. – 1997. - №5. – С.19-29.
20. Патент РФ №2139950, МПК С 22 С 37/10, опубл. 20.10.1999
21. Вертман, А.А. Методы исследования свойств металлических расплавов / А.А. Вертман, А.М. Самарин. - М,: Металлургия, 1978. - 198 с
22. Александров, Н.Н. Технология получения и свойства жаростойких чугунов / Н.Н. Александров, Н.И. Ключнев. – М.: Машиностроение, 1964. – 174 с.
23. Жук, П.П. Курс теории коррозии и защиты металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.
24. Кубашевский, О. Окисление металлов и сплавов / О. Кубашевский, Б. Чопкинс. – М.: Металлургия, - 1965. – 315 с.

25. Архаров, В.И. Окисление металлов / В.И. Архаров. - М.: Свердловск: Metallurgizdat, - 1945. – 171 с.
26. Рябчиков, И.В. О качественных характеристиках модификаторов / И.В. Рябчиков, А.Г. Панов, А.Э. Корниенко // Сталь. – 2007. - №6. С. 18-22.
27. Shivkumar, K. Effect of Melting Process and Aluminium Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Fe-Al Alloys / K. Shivkumar, R.G. Baligidad, M. Sankar, V.V. Satya Prasad // ISIJ International. – 2010. – Vol.50.10. – P. 1483-1487.
28. Пуляев, А.А. Алюминиевый ЧВГ-материал для поршневых форсированных дизельных ДВС / А.А. Пуляев, О.В. Акимов, Б.П. Таран // Литейное производство. - 2016. - №1. – С.14-16.
29. Матвеев, С.В. Способы внепечной обработки при получении отливок из специальных чугунов / С.В. Матвеев, Е.В. Рожкова, Э.Б. Тен, А.И. Орехова, А.С. Дрокин // Литейное производство. – 2010. - №9. – С. 2-5.
30. Баум, Б.А. Металлические жидкости / Б.А. Баум. – М.: Наука, 1979. – 135 с.
31. Баум, Б.А. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов. – М.: Metallurgiya, 1984. – 208 с.
32. Гельд, П.В. Расплавы ферросплавного производства / П.В. Гельд, Б.А. Баум, М.С. Петрушевский. – М.: Metallurgiya, 1973. – 288 с.
33. Цепелев, В.С. Свойства металлических расплавов / В.С. Цепелев, В.В. Конашков, Б.А. Баум, Г.В. Тягунов // Сб. научн. Тр. В 2-х частях. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, - 2008. - Ч.1. – 358 с.
34. Цепелев, В.С. Свойства металлических расплавов / В.С. Цепелев, В.В. Конашков, Б.А. Баум, Г.В. Тягунов // Сб. научн. Тр. В 2-х частях. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, - 2008. – Ч.2. – 383 с.
35. Никитин, В.И. Исследование применения наследственности шихты для повышения качества отливок / В.И. Никитин // Литейное производство. – 1985. - № 6. – С. 20-21.
36. Никитин, В.И. Закономерности и механизмы структурного наследования в системе шихта-расплав – отливка: Наследственность в литых сплавах: тез. Докл.

Обл. межотраслевого научно-техн. Семинара / В.И. Никитин. – Куйбышев: Эза-принт, - 1990. – С. 1-7.

37. Конашков, В.В. Связь механических свойств литых изделий из стали 40Х24Н12СЛ с их микроструктурой и вязкостью расплава / В.В. Конашков, В.С. Цепелев, О.А. Чикова, А.В. Белоносов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2015. – Т. 58. - №3.- С. 167-173.

38. Чикова, О.А. Определение температур фазовых равновесий высокоэнтропийных металлических сплавов вискозиметрическим методом / О.А. Чикова, К.Ю. Шмакова, В.С. Цепелев // Металлы. -2016. - №2. С. 54-59.

39. Кондратюк, С.Е. Наследственность структуры и свойств литой стали / С.Е. Кондратюк // Литейное производство. – 2008. - №9. – С. 6-10.

40. Гаврилин, И.В. Плавление и кристаллизация сплавов / И.В. Гаврилин. – Владимир: ВлГУ, 2000. – 255 с.

41. Степанов, А.И. Совершенствование технологии плавки металлизированных шихт на основе вискозиметрии их расплавов: дис. канд. Техн. Наук: 05.16.02 / Степанов Александр Игоревич. – Свердловск, 1986, - 160 с.

42. Швидковский, Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов [Текст] / Е.Г. Швидковский. – М.: Гостехтериздат, 1955. – 206 с.

43. Гудов, А.Г. Исследование особенностей структурных состояний расплавов железа с целью повышения эксплуатационных свойств твердого металла [Текст]: дис. канд. Техн. Наук: 05.16.02 / Гудов Александр Геннадьевич. – Екатеринбург, 2005, - 177 с.

44. Боровых, М.А. Об оптимальном режиме температурно-временной обработки жидких сталей 32Г1 и 32Г2 / М.А. Боровых, О.А. Чикова, В.С. Цепелев, В.В. Вьюхин // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия – 2015. Т. 58. - № 3. С. 177-179.

45. Чикова, О.А. Определение температур фазовых равновесий высокоэнтропийных металлических сплавов вискозиметрическим методом / О.А. Чикова К.Ю. Шмакова, В.С. Цепелев // Металлы. -2016. -№2. – С. 54-59.

46. Баталин, Г.И. Термодинамика и строение жидких сплавов на основе алюминия / Г.И. Баталин, Е.А. Белобородова, В.П. Казимиров. – М.: Металлургия, 1983. – 160 с.

47. Рябчиков, И.В. Структура и свойства быстро охлаждённых модификаторов / И.В. Рябчиков, В.Д. Поволоцкий, Н.М. Соловьев // Литейное производство. - 1994. - №7. С. 4-7.

48. Шешуков, О.Ю. 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. (БАК)

49. Sheshukov, O.Y. 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. (Scopus).

50. Sheshukov, O.Y. 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. (Scopus).

51. 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.: Эзапринт, - 2013. – С. 91-94.

52. Ермакова, В.П. Влияние состава и скоростей охлаждения жидкого металла на структуру сплавов системы Fe-Al / В.П. Ермакова, О.Ю. Шешуков, Л.А. Маршук // МиТОМ. – 2010. - №8. – С. 3–7.

53. Смирнова, В.Г. Исследование микроструктуры и химического состава фаз магнийсодержащего модификатора, полученного с разной скоростью охлаждения. / Е.А. Вязникова, Л.А. Овчинникова, О.Ю. Шешуков, В.И. Жучков, О.В. Заякин, И.В. Рябчиков. // Электротехнология. – 2009. - №4. С. 33-36.

54. Ермакова, В.П. 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 // МиТОМ. – 2014. - №3(705). – С. 7-11. (ВАК).

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

56. Ermakova, V.P. 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. (Scopus).

57. 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. Научно-техн. Конф., посвященной 110-летию со дня рождения К.К. Чуприна – М.: ФГУП ВИАМ. – 2014. – С. 8-10.

58. Катаев, В.В. Влияние различных алюмосодержащих добавок на структуру чугуна: Рациональное природопользование и передовые технологии материалов. Институт металлургии УрО РАН. ЦКП «Урал-М» / В.В. Катаев, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, В.В. Катаев, О.Ю. Шешуков, В.В. Конашков, Л.А. Овчинникова, Л.А. Маршук // Екатеринбург: Эзапринт, - 2014. – С. 69-72.

59. 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. – М.: - 2014, - № 2. – С. 4.

60. Катаев, В.В. Связь структуры ферросплава со структурой и свойствами алюминиевого чугуна / В.В. Катаев, О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смир-

нова, В.В. Конашков, Л.А. Маршук // «Крым Hi –Tech» Международный форум. – 2014. – <http://krym.extech.ru/docs/theses.pdf>.

61. Катаев, В.В. Исследование свойств расплавов алюминиевого чугуна [Текст] / В.В. Катаев, О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, В.В. Конашков // Структура и свойства металлических и шлаковых расплавов: тр. XIV Рос. Конф. - Екатеринбург: Эзапринт, - 2015. – С. 154-155.

62. Шешуков, О.Ю. Влияние содержания алюминия на структуру и механические свойства сплавов на основе системы Fe-Al / О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова. В.В. Катаев, Л.А. Овчинникова, М.В. Лапин, А.В. Долматов // Рациональное природопользование и передовые технологии материалов. Ежегодное научно-практическое издание. Институт металлургии УрО РАН. ЦКП «Урал-М». - Екатеринбург: Эзапринт. - 2015. С. 83-85.

63. Бочвар, А.А. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа / А.А. Бочвар. – М.: Главная редакция литературы по цветной металлургии, 1935. – 820 с.

64. ГОСТ 3443-87. Отливки из чугуна с различной формой графита. – М.: Государственный комитет стандартов совета министров СССР. – 30 с.

65. Бобро, Ю.Г. Жаростойкие и ростоустойчивые чугуны / Ю.Г. Бобро. - М.: Машгиз. 1960. - 170 с.

66. Бобро, Ю.Г. Алюминиевый чугун / Ю.Г. Бобро. Харьков: Изд-во Харьковского государственного университета им. А.М. Горького. 1964. – 194 с.

67. Бобро Ю.Г. Легированные чугуны / Ю.Г. Бобро. - М.: Металлургия, 1976. – 288 с.

68. Палатник, Л.С. О природе ε -фазы в сплавах Fe-Al-C / Л.С. Палатник, И.А. Тананко. Кристаллография. – М.: Наука. 1964. – Т.9. - №2. – С.209-212.

69. Патент РФ № 2590772, МПК С 21 С 1/10, опубл.10.07.2016.

70. Патент РФ № 2487950, МПК С 21 С 1/10, опубл.20.07.2013.

71. Патент РФ № 1211299, МПК С 21 С 1/00, опубл.15.02.1986.

72. Ямшинский, М.М. Литейные и механические свойства жаростойких сталей / М.М. Ямшинский, Г.Е. Федоров // Литейное производство. – 2015. - № 2(79). – С. 17-23.

73. Корнилов, И.И. Основные свойства и применение жароупорного железо-хромалюминиевого сплава №2 / И.И. Корнилов, В.С. Михеев. - М.: Изд-во АН СССР, 1968. - 8 с.

74. Хромушин, Ф.Ф. Нержавеющие стали / Ф.Ф. Хромушин. - М.: Металлургиздат. - 1963. - 600 с.

75. Хромушин, Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф.Ф. Хромушин. - М.: Металлургия. 1964. - 672 с.

76. Ващенко, К.И. Безникелевая жаростойкая сталь для отливок, работающих при переменных температурах до 1200 °С / К.И. Ващенко, В.Я. Жук, В.А. Лютый // Литейное производство. – 1970. - №4. С. 28-32.

77. Гольдштейн, М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачёв, Ю.Г. Векслер. Учеб. Для ВУЗов. М.: МИСиС, - 1999. - 408 с.

78. Сидоров, В.В. Основные положения металлургии литейных жаропрочных сплавов / В.В. Сидоров, А.В. Горюнов, О.М. Косенков // Литейное производство. – 2018. - №6. С. 6-11.

79. ГОСТ 5639-82. Методы выявления и определения величины зерна. - М.: Государственный комитет стандартов совета министров СССР. – 28 с.

80. Шешуков, О.Ю. 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, Л.А. Овчинникова, И.В. Некрасов, 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.

81. Смирнова, В.Г. 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.

82. Смирнова, В.Г. К вопросу наследования структуры шихтовых материалов алюминий содержащими сплавами: Рациональное природопользование и передовые технологии материалов. Ежегодное научно-практическое издание. Институт металлургии УрО РАН. ЦКП «Урал-М» / В.Г. Смирнова, В.П. Ермакова, В.В. Катаев, О.Ю. Шешуков, М.В. Лапин, А.Б. Шубин, Л.А. Овчинникова // - Екатеринбург: Эзапринт, - 2016. – 60 с.

83. Карелов, С.В. Конструирование и расчет индукционных плавильных печей: учебное пособие / С.В. Карелов, В.И. Матюхин, О.В. Матюхин, Б.А. Сокунов, Л.С. Грובה. Под ред. С.Н. Гущина. – Екатеринбург: УрФУ. – 2013. – 165 с.

84. SLAG ATLAS, 2nd Edition. Under Verein Deutscher Eisenhüttenleute ed. Dusseldorf: Verlag Stahleisen GmbH. – 1995. - 616 pp.

85. Балтер, А.А. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей / А.А. Балтер, А.П. Любченко, С.И. Аксенова. – М.: Машиностроение. 1987. – 160 с.

86. Гольдштейн, Я.Е. Инокулирование Fe – C сплавов / Я. Е. Гольдштейн, В. Г. Мизин. – М.: Металлургия. 1993. – 416 с.

87. Гольдштейн, Я. Е. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали / Я. Е. Гольдштейн, В. Г. Мизин. М.: Металлургия. 1986. – 272 с.

88. Шешуков, О.Ю. Структура модификатора и свойства чугуна. Инновации в материаловедении и металлургии: материалы первой Международной интерактивной науч.- практ. конф. / О.Ю. Шешуков // - Екатеринбург: - 2012. – Ч.2. – С. 186-195.

89. Рябчиков, И. В. История развития производства модификаторов и основные требования к ним. Модифицирование как эффективный метод повышения качества чугунов и сталей: сборник докладов «Литейного консилиума» / И.В. Рябчиков // Челябинск: - 2006. - №1. – С. 4-7.

90. Шуб, Л.Г. О целесообразности модифицирования стального литья. Модифицирование как эффективный метод повышения качества чугунов и сталей: сборник докладов «Литейного консилиума» / Л.Г. Шуб, А.Ю. Ахмадеев // - Челябинск: - 2006. - №1. – С.15 – 19.

91. Ермакова, В.П. Микроструктура комплексного кремнийсодержащего модификатора: 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 / В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, С.Ю. Мельчаков, В.В. Катаев, О.Ю. Шешуков, И.В. Некрасов // - Екатеринбург: Эзапринт, УрФУ, - 2018. – С. 20 – 22.

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

93. Мельчаков, С.Ю. Способ изменения структуры литых Fe-Al сплавов путем ввода титансодержащих модификаторов. 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» / С.Ю. Мельчаков, В.Г. Смирнова, В.П. Ермакова, В.В. Катаев, Л.А. Маршук, И.В. Некрасов, О.Ю. Шешуков // ООО «Альфа Принт». Екатеринбург: - 2018. – С.297-303.

94. 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 // Электрометаллургия. – 2019. - №7. С. 3-10.(ВАК)

95. Смирнов, Н.А. Применение РЗМ для повышения качества стали / Н. А. Смирнов // Электromеталлургия. - 2004. - №2. - С.34-39.
96. Горюнов, А.В. Влияние редкоземельных металлов на чистоту и служебные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого сплава / А. В. Горюнов, В. Е. Ригин, В. В. Сидоров // Metallurg. – 2018. - №2. – С. 61- 65.
97. Ершов, Г.С. Кинетика растворения нитридов в системе Fe-C-O / Г. С. Ершов, В. М. Бычков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1975. - №4. – С. 72-73.
98. Ефимов, В.А. Разливка и кристаллизация стали / В. А. Ефимов. – М.: Metallургия. 1976. – 552 с.
99. Гасик, Л.Н. Структура и качество промышленных ферросплавов и лигатур / Л.Н. Гасик, В.С. Игнатов, М.И. Гасик. – М.: Техника. 1975, - 152 с.
100. Nakano, H. Structural study of the solid solutions in a $\text{CaSi}_2\text{-LaSi}_2$ system / H. Nakano, Sh. Yamanaka // Journal of Solid State Chemistry. – 1994. – Vol. 108. – P. 260-266.
101. Silverman, M. S. New high pressure form of calcium disilicide / M. S. Silverman. // Journal of Physical Chemistry. – 1963. – Vol. 67. – P. 1919- 1920.
102. McWhan, D. B. Crystal structure and superconductivity of a high- pressure phase of CaSi_2 / D. B. McWhan // Journal of Less-common Metals. – 1967. – Vol. 12. – P. 75- 76.
103. Yamanaka, Sh. High pressure synthesis of silicon clathrates and related compounds / Sh. Yamanaka, M. Komatsu, K. Inumaru // Review of high pressure Science and Technology. – 2012. – Vol. 22, - № 1. – P. 9 – 16.
104. Imai, M. Structural phase transitions of Zintl-phase silicide BaSi_2 and formation of Si clathrate $\text{Ba}_8\text{Si}_{46}$ at high pressures and high temperatures / M. Imai // Review of high pressure Science and Technology. – 2012. – Vol. 22, - № 1 – P. 17 25.
105. Imai, Y. Assessment of the possibility of the band gap widening of BaSi_2 by incorporation of carbon / Y. Imai, A. Watanabe // Intermetallics. – 2010. – Vol.18, - № 8 – P. 1432 – 1436.

106. Химушин, Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф.Ф. Химушин. – М.: Металлургия. 1964. – 672 с.
107. Фетисов, Г.П. Материаловедение и технология металлов [Текст] / Г.П. Фетисов. – М.: Высшая школа. 2001. – 640 с.
108. ГОСТ 6130-71. Металлы. Методы определения жаростойкости. – М.: Государственный комитет стандартов совета министров СССР. – 13 с.
109. Щедров, К.П. Жаростойкие материалы: справочное пособие / К.П. Щедров, Э.Л. Гакман. – М.: Машиностроение. 1965. – 168 с.
110. Арзамасов, Б.Н. Конструкционные материалы: справочное пособие / Б.Н. Арзамасов. – М.: Машиностроение. 1990. – 688 с.
111. ГОСТ-6532-2014. Легированные стали и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. – М.: Государственный комитет стандартов совета министров РФ. – 13 с.
112. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытания на растяжение. – М.: Государственный комитет стандартов совета министров СССР. – 32 с.

Приложение А

Методика исследований, приборы, оборудование и материалы

Приложение А-1

Термодинамические расчеты

Для решения поставленных задач с помощью программного комплекса «HSC-6.1» были проведены термодинамические расчеты в системе Fe-Al-C с целью определения температурных зависимостей и возможного фазового состава.

Универсальный программный комплекс «HSC 6.1» широко распространен среди специалистов в области компьютерных термодинамических расчетов химических реакций в различных системах. Он известен своей универсальностью. С его помощью можно рассчитывать возможность протекания различных химических реакций и существования тех или иных соединений при заданных условиях.

Приложение А-2

Исследование влияния на структуру введения различных алюмосодержащих лигатур

Для исследования влияния на структуру введения различных алюмосодержащих лигатур были получены сплавлением в индукционной печи чугуны по трём вариантам, мас. % (3,36 C; 2,08 Si; 0,105 Al) и три типа легирующих добавок: 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).

Приложение А-3

Определение взаимосвязи структуры железоалюминиевой лигатуры на основе системы Fe-Al со скоростью ее охлаждения

Для определения взаимосвязи структуры железоалюминиевой лигатуры на основе системы Fe-Al со скоростью ее охлаждения в среднечастотной индукционной печи ИПП-30 мощностью 30 кВт были выплавлены слитки алюминиевого чугуна массой до 5,0 кг безшлаковым способом по трем вариантам, по две плавки в каждом варианте [52]. Содержание алюминия находилось в пределах от 22,0 до 25,0 мас. %.

При исследовании по методу РСФА применялся рентгеновский дифрактометр «XRD 7000C SHIMADSU» с автоматическим программным управлением в отфильтрованном монохроматизированном Cu K α -излучении.

Для исследования по методу РСМА использовался электронный микроскоп Philips SIM 535, оснащенный системой проведения РСМА Genesis 2000.

Химический анализ металла осуществлен с использованием атомно-эмиссионного спектрометра «SpectroFlame Modula S» и атомно-адсорбционного спектрометра «Hitachi Z-8000» и анализатора углерода «CS 225 Leco».

Для определения влияния введения быстро охлажденной лигатуры ФА-30 на структуру алюминиевого чугуна шихта состояла из 870 г серого чугуна, 2700 г быстро охлажденного ФА-30 и смеси извести и плавикового шпата в соотношении 3:1 в количестве 140 г. После расплавления чугуна производилась наводка шлака и доведение температуры расплава до 1570-1580 °С. Затем частями по мере расплавления, вводился быстро охлажденный ферроалюминий ФА-30 и производилась изотермическая выдержка металла в течение 5 минут. Последующая разливка металла велась в песчаную форму в виде пластины размером 15x150x200 мм.

Приложение А-4

Определение вязкости жидкого металла методом крутильных колебаний и погрешности её измерения

Методика определения вязкости жидкого металла методом крутильных колебаний подробно описана в работах [44,45], авторы которых считают, что кинематическая вязкость является структурно-чувствительным свойством расплавов.

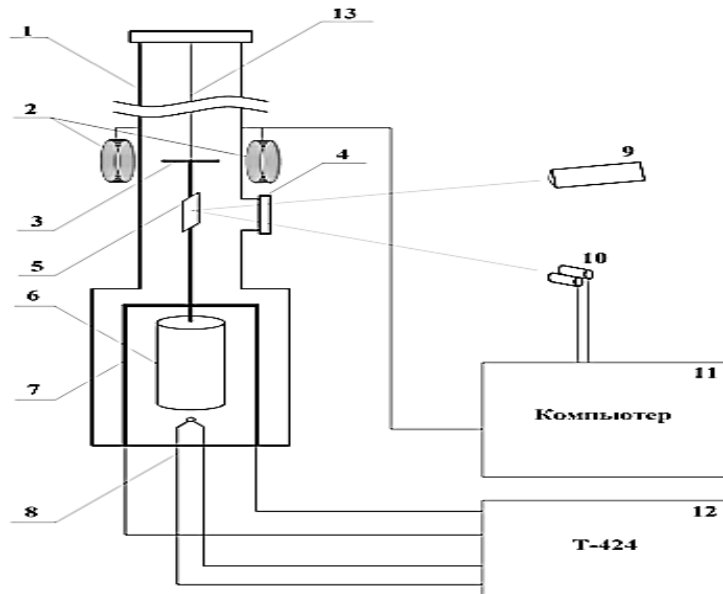
Для анализа структурообразования в расплаве жидкого металла была использована установка по измерению кинематической вязкости расплавов методом крутильных колебаний. Все изменения, происходящие в металлическом расплаве в ходе изотермической выдержки или при изменении температуры, химического состава и других факторов оказывают влияние на кинематическую вязкость расплава. Для изучения вязкости металлических расплавов необходимо создать следующие условия: обеспечить качественное проведение всех вспомогательных операций (подготовку образцов, их правильную загрузку, взвешивание, измерение геометрии), обеспечить поддержание температурных условий и чистоты рабочей атмосферы, осуществить измерение декремента затухания колебаний, произвести расчет значений вязкости.

Первые две задачи выполняются с использованием стандартных средств (металлорежущего оборудования, измерительных и регулирующих приборов, вакуумной техники и др.). Для пересчета декремента затухания в кинематическую вязкость имеется большое количество теоретических моделей и компьютерных программ.

Измерение декремента затухания является одной из самых важных и трудоемких задач при проведении эксперимента. При этом именно измерение декремента имеет решающее значение для качества получаемых результатов. На рисунке представлена принципиальная схема установки для измерения кинематической вязкости методом крутильных колебаний. При работе с высокими температурами (до 1800 °C) предъявляются особые требования к конструкции экспериментальной установки. При высоких температурах необходимо обеспечить высокую герметичность и работу узлов установки. Затруднительно использовать, например, датчики Холла для фиксации угла закручивания или шаговые двигатели для раскрутки подвески.

По этой причине наиболее распространенным способом регистрации параметров крутильных колебаний подвески является наблюдение за траекторией светового луча, отраженного от зеркала и жестко связанного с колеблющейся подвесной системой.

Раскачка подвесной системы осуществляется при помощи электромагнитных катушек, магнитное поле которых воздействует на якорь подвесной системы. Во время раскачки, в начале каждого полупериода меняется полярность питания катушек. Это позволяет уменьшить время раскачки, а также снизить напряжение питания катушек. Схема установки для измерения кинематической вязкости приведена на рисунке А1.



- 1 - водоохлаждаемая вакуумная камера; 2 - катушки разгона; 3 - якорь подвесной системы; 4 - окно камеры; 5 - зеркало подвесной системы; 6 - тигель с исследуемым расплавом; 7 - нагреватель; 8 - термopара; 9 - осветитель; 10 - фотоприемники; 11 - компьютер; 12 - терморегулятор

Рисунок А1 - Схема установки для измерения кинематической вязкости расплавов

Критерием для начала и окончания разгона являются амплитуды колебаний. Таким образом, количество колебаний подвесной системы, по которым производится расчет декремента затухания, жестко не задаётся, но задаются максимальная и минимальная амплитуды, между которыми производится измерение. Оптимальное соотношение максимальной и минимальной амплитуды составляет около 2,7-3,0. В наших условиях при таком соотношении амплитуд число колебаний на один замер декремента составляет от 10 до 20. Определение декремента затухания колебаний осуществляется автоматически следующим образом:

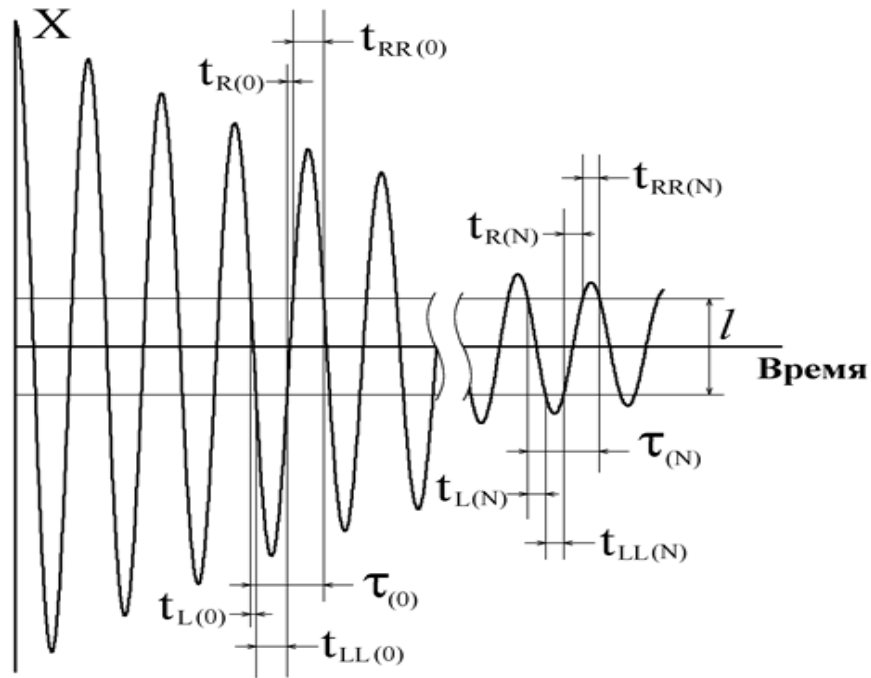
- по полученным временам прохождения по методу наименьших квадратов вычисляются коэффициенты a и b уравнения экспоненты;
- по полученному уравнению вычисляется логарифмический декремент затухания колебаний δ .

Измерение времени прохождения и вычисления декремента затухания проводится отдельно для «прямого» (справа налево) и «обратного» (слева направо) хода светового луча через фотодатчики. Соответственно, одновременно получают два практически независимых измерения декремента δ_1 и δ_2 . Есть данные, что различие между δ_1 и δ_2 вызвано поперечными колебаниями подвесной системы.

Главной причиной этого различия является смещение (дрейф) нулевой линии в ходе эксперимента. Это смещение наблюдается как неравенство и изменение соотношения времен $t_{LL}(i)$ и $t_{RR}(i)$ в ходе опыта. Для повышения точности и достоверности измерений следует обеспечить контроль «нулевого» положения в ходе опыта и усреднять значения δ_1 и δ_2 при получении окончательного результата, предварительно созданного в реакционной камере разрежения 10^{-3} Мпа.

Изначально при подготовке к эксперименту подвесная система устанавливается так, чтобы $t_{LL}(i)$ и $t_{RR}(i)$ были равны, что соответствует нахождению фотоприемников в точке, отвечающей положению светового пятна в равновесии подвесной системы. Смещение нулевой точки связано с различными факторами, часть из которых невозможно контролировать (например, тепловое расширение элементов подвесной системы). Оценка погрешности измерений определяется следующим образом. Измеряемыми параметрами, необходимыми для получения значений кинематической вязкости расплава являются логарифмический декремент затухания δ , период колебаний τ , температура t , масса образца m , а также радиус и высота образца R и H . Кроме того, для пересчета декремента в вязкость, необходимо знать момент инерции подвесной системы I и параметр пустой системы F , зависящий от декремента и периода колебаний пустой системы. Эти два параметра являются градуировочными и определяются один раз на несколько де-

сятков опытов. Прямыми измерениями являются измерения τ , t , m , H , R . Схема затухающих колебаний приведены на рисунке А2.



X - координата светового пятна; $t_L(i)$ и $t_R(i)$ - времена прохождения светового пятна между двумя фотоэлементами; $t_{LL}(i)$ и $t_{RR}(i)$ - времена нахождения светового пятна соответственно слева и справа от блока фотоприемников;
 t - расстояние между фотоэлементами; τ - период колебаний

Рисунок А2 - Схема затухающих колебаний

Косвенно измеряются δ , I , F . Погрешность определения периода T можно рассчитать по формулам (А1 и А2):

$$S_{\langle x \rangle} = \sqrt{\frac{(x_1 - \langle x \rangle)^2 + (x_2 - \langle x \rangle)^2 + \dots + (x_n - \langle x \rangle)^2}{n(n-1)}} \quad (\text{А1})$$

$$\varepsilon_x = t_{p,n} S_{\langle x \rangle} \quad (\text{А2})$$

В нашем случае, для доверительной вероятности 0,95 и числа наблюдений более 10 коэффициент Стьюдента $t_{p,n}$ примем равным 2,26. При прямом измерении времени τ отношение систематической и случайной погрешности $Q_x/S_{\langle x \rangle} < 0,8$. Следовательно, систематической погрешностью можно пренебречь и считать $\Delta_x = \varepsilon_x$. В результате получаем $\Delta\tau = 1,82713 \cdot 10^{-05}$ с. При средней величине $\tau = 4,02555$ с, что соответствует относительной погрешности определения периода 0,0005 %.

Погрешность измерения температуры определяем по паспорту используемого измерительного прибора ввода MDS AI-8TC/D для термопары ВР (А-1). Погрешность составляет ± 1 °С, что соответствует относительной погрешности порядка 10^{-2} %. В этой погрешности не учтена систематическая составляющая, связанная с чистотой металлов, используемых для градуировки, температурного диапазона измерений, износом нагревателя и другими факторами.

Погрешность измерения массы определяется техническими характеристиками используемых весов и составляет в данном случае $\pm 0,001$ грамма. Масса образца ≈ 25 г. Относительная погрешность определения массы 0,004 %. Нужно иметь в виду, что изменение массы образцов в процессе эксперимента для разных сплавов составляет от 0,001 до 0,025 г. Таким образом, в некоторых случаях погрешность измерения массы определяется изменением массы образцов в процессе эксперимента, а не точностью весов.

Погрешность измерения высоты и радиуса образцов определяется погрешностью измерительных инструментов, шероховатостью поверхности и разницей геометрии твердого и жидкого образца. С учетом всех этих факторов погрешность измерения диаметра образца составляет $\approx 0,07$ %, а высоты образца составляет $\approx 0,05$ %. При этом основная причина погрешности связана с различием геометрии твердого и жидкого образца. По этой причине можно существенно уменьшить погрешности измерения геометрии, если провести измерения плотности образца в твердом и жидком состоянии.

Погрешностью измерения момента инерции пустой системы I можно пренебречь, поскольку измерения проводятся при комнатной температуре, точными приборами и повторяются многократно. Погрешность примерно соответствует погрешности измерения периода $\approx 0,0005$ %.

Параметр пустой системы F вычисляется по логарифмическому декременту и периоду колебаний пустой системы. Точность его определения соответствует точности определения декремента. Относительная погрешность составляет 0,6 %. Основная проблема при определении F состоит в том, что этот параметр зависит от температуры, а точнее от давления газа внутри установки, которое увеличива-

ется с ростом температуры. Эта проблема решается путем проведения градуировочных опытов с пустой системой.

Таким образом, погрешности в определении τ , t , m , H , R , I , F либо пренебрежимо малы, либо могут быть уменьшены путем проведения градуировочных опытов и тщательной подготовки эксперимента. Кроме того, эти погрешности имеют систематический характер и суммарное их влияние косвенно можно оценить по результатам измерений вязкости чистых металлов. Можно построить многомерные градуировочные таблицы, связывающие логарифмический декремент, геометрию, массу образцов с вязкостью, и таким образом, убрать все систематические погрешности.

Главным источником случайной погрешности является измерение логарифмического декремента. При этом для изучения тонких эффектов в жидкости наиболее важно уменьшить именно случайную погрешность. Уменьшать систематическую погрешность важно для получения абсолютных значений вязкости, например, при получении справочных данных. Относительные погрешности измерения приведены в следующей таблице А1.

Таблица А1 - Относительные погрешности измерения величин используемых при расчете абсолютных значений кинематической вязкости ν , %

ΔI	ΔF	Δm	ΔR	ΔH	Δt	$\Delta \tau$	$\Delta \delta$	$\Delta \nu$
0,0005	0,6	0,004	0,07	0,05	0,07	0,0005	0,6	3,0

Величина случайной погрешности составляет 0,8 %. Полная относительная погрешность измерений эксперимента составляет 3,0 %.

Как уже было отмечено, для изучения тонких эффектов, например, нестациональности вязкости во времени или аномальных участков на температурных зависимостях важна величина случайной погрешности. Случайная погрешность обусловлена точностью измерений, δ и τ . Все предыдущее обсуждение погрешностей касалось единичного измерения. На практике, точность и достоверность получаемых данных зависит от количества измерений в единицу времени.

За счет применения автоматики удалось увеличить скорость измерений. В результате время одного измерения составляет от 40 до 60 с. При этом количество колебаний подвесной системы составляет от 10 до 20 на каждое измерение, что соответствует установленному нами оптимальному соотношению максимальной и минимальной амплитуды ≈ 3 .

Приложение А-5

Определения оптимального содержания количества алюминия в Fe-Al сплаве

С целью определения оптимального содержания количества алюминия в Fe-Al сплаве, в индукционной печи ИП-15 (рис. А3) мощностью 15 кВт. Контроль температуры производился инфракрасным термометром марки СЕМ ДТ-8868Н с пределом измерения до 1850 °С. В качестве шихтовых материалов использовали чистый гранулированный алюминий и малоуглеродистую сталь марки 10883 (Э) с содержанием мас. %: 0,008 С; 0,17 Si; 0,19 Mn; 0,02 S и 0,012 P.



Рисунок А3 – Индукционная печь ИП-15

Количество шихтовых материалов рассчитывалось таким образом, чтобы получить в готовом металле 12, 14 и 16 мас. % Al. Для предотвращения контакта металла с окружающей атмосферой вместе с металлической составляющей шихты вводили шлакообразующие материалы, состоящие из оксидов CaO, SiO₂, MgO и Al₂O₃, количество их составляло от 2 до 4 % от веса металла. Выбор такой шлаковой системы основывался на том, что при определенном сочетании данные окислы образуют легкоплавкую эвтектику с температурой плавления около

1280 °С [84]. Для индукционной плавки легкоплавкий жидкоподвижный шлак играет важную роль. Разливку жидкого металла проводили в подогретую до 200 °С графитовую изложницу (температура выпуска 1570-1580 °С, скорость охлаждения около 800 град./мин). Из опытных слитков (рис. А4) диаметром 15 мм и высотой 120 мм токарной обработкой были получены образцы для определения механических свойств, из которых в дальнейшем были изготовлены микрошлифы для металлографического анализа.



Рисунок А4 - Образец слитка выплавленного металла

Из опытных слитков диаметром 15 мм и высотой 120 мм токарной обработкой были получены образцы для определения механических свойств, из которых в дальнейшем были изготовлены микрошлифы для металлографического анализа.

Образцы на растяжение испытаны в соответствии с методикой [112] на универсальной разрывной машине Zwick BT1-FRO050THW.A1K с усилием 50кН со скоростью перемещения захватов 2 мм/мин.

Для исследования, разработки технологических параметров и получения низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов была использована индукционная среднечастотная печь ИП-15 (рис. А3) мощностью 15 кВт. Выплавку сплавов проводили в алундовых тиглях в печи емкостью около 0,5 кг. Контроль температуры производился инфракрасным термометром марки СЕМ ДТ-8868Н с пределом измерений 1850 °С. В качестве металлической части шихты использовали гранулированный алюминий марки ЧДА и низкоуглеродистую сталь 10880 (Э). Количество шихтовых материалов на плавку рассчитывалось таким образом, что-

бы получить в готовом сплаве от 10 до 18 масс. % Al. После достижения расплавом металла температуры около 1580 °С и изотермической выдержки при этой температуре в течение 5 минут металл выливали в прогретую до 200 °С разъемную графитовую изложницу. Из охлажденных слитков, имеющих вид цилиндрического столбика диаметром 15 мм и высотой 120 мм, на токарном станке вытачивали образцы для механических испытаний.

Приложение А-6

Разработка состава покрывного шлака для индукционной выплавки железоалюминиевых сплавов

Для исследования железоалюминиевых сплавов использовались шлаки различного состава:

1. Промышленный шлак от выплавки вторичного алюминия (шлак ОПВА).
2. Промышленный белый ковшевой шлак (шлак АКП).
3. Синтетический шлак эвтектического состава.

Сплавы выплавляли тремя различными методами:

Метод I - одновременный ввод всех подготовленных шихтовых материалов.

Метод II - выплавка через лигатуру, т.е. когда сначала получают расплав с высоким (около 30 мас. %) содержанием алюминия, а затем вводят сталь для получения сплава с нужным содержанием алюминия;

Метод III - последовательный ввод в печь всех шихтовых материалов.

С помощью метода РСФА определяли и сравнивали состав шлака до и после выплавки трех сплавов.

Приложение А-7

Изучение влияния модифицирующих добавок на свойства железоалюминиевых сплавов

Для изучения влияния модифицирующих добавок на свойства Fe-Al сплавов в открытой среднечастотной индукционной печи ИП-15 была проведена серия плавов. Мощность печи во время плавки достигала 9 кВт. Жидкий металл выливали при температуре 1570-1580 °С в предварительно прогретую до 200 °С графитовую изложницу.

товую изложницу. Чтобы сравнить варианты плавок, одна из них была без ввода модификатора. За 5 минут до слива металла, в капсуле из алюминиевой фольги на штанге в расплав вместе с алюминием вводили различные модификаторы.

Были исследованы следующие сплавы:

Сплав 1 - исходный, 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 (76,7 кг/т).

Сплав 7 - обработан Insteel 7 (80,3 кг/т).

Защиту поверхности расплава осуществляли путем наведения ранее применённого эвтектического шлака (ЭШ). Для снятия напряжений слитки диаметром 14,3 мм. И высотой 131 мм помещали в камерную электрическую печь сопротивления КО-14 с воздушной атмосферой, выдерживали один час при температуре 1000 °С и охлаждали с печью. После такой обработки из центральной части слитков на высоте 60 мм были вырезаны образцы диаметром 5 мм и высотой 10 мм для изготовления микрошлифов.

Определение твердости по Роквеллу (HRC) проведены на образцах согласно ГОСТ 9013-59. Исследование жаростойкости производилось по ГОСТу 6130-71.

Приложение А-8

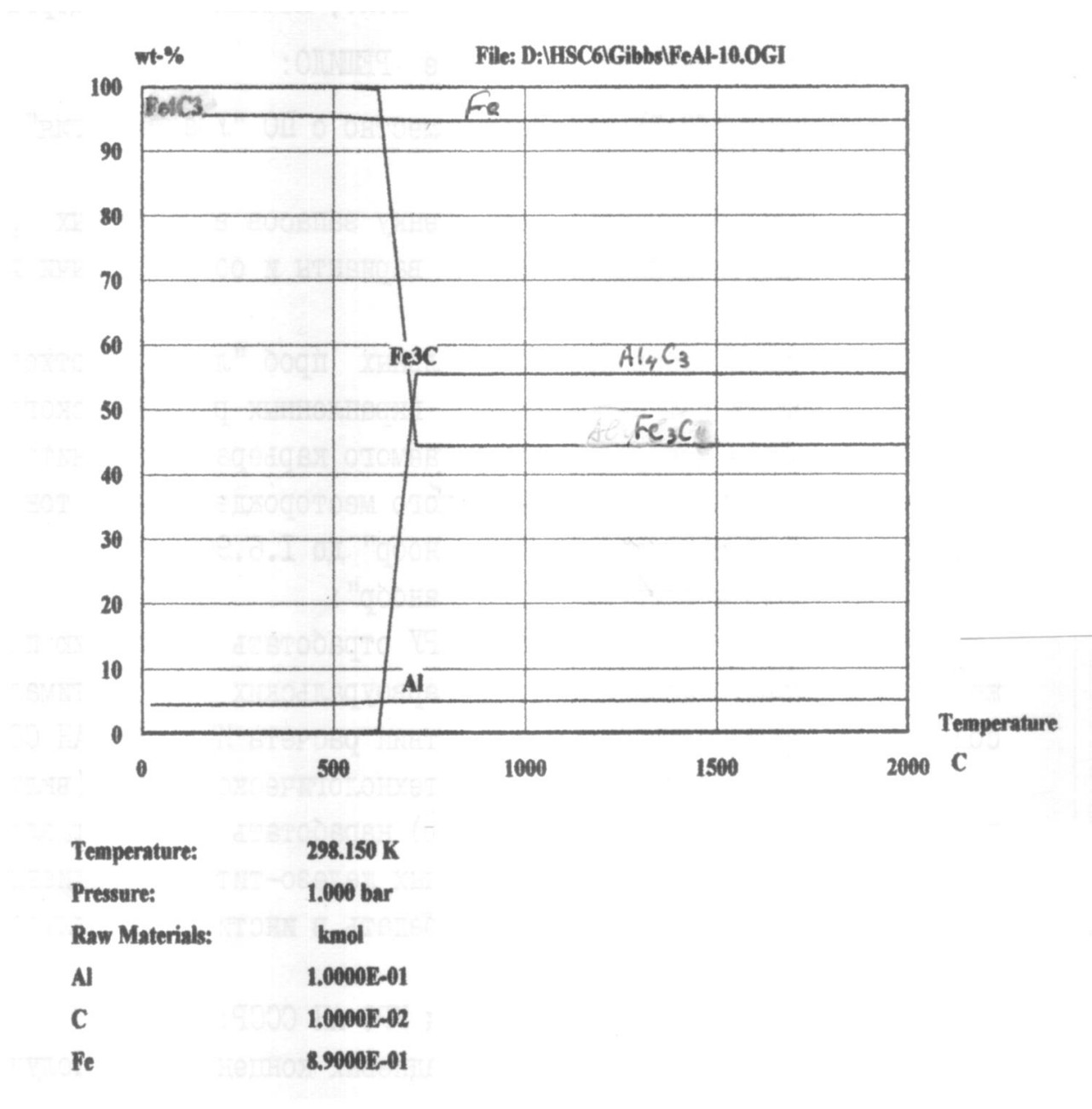
Определение жаростойкости железоалюминиевых сплавов

Жаростойкость определяется по потере (прибыли) массы, изменению состава пленки на поверхности, характеру и глубине окисленного слоя и др. Основной характеристикой жаростойкости материала считается изменение массы образца за определенное время при определенных условиях испытания (при постоянной температуре и составе атмосферы). Методы определения жаростойкости гостированы и приведены в работе [108] ГОСТ 6130-71 «Металлы. Методы определения жаростойкости».

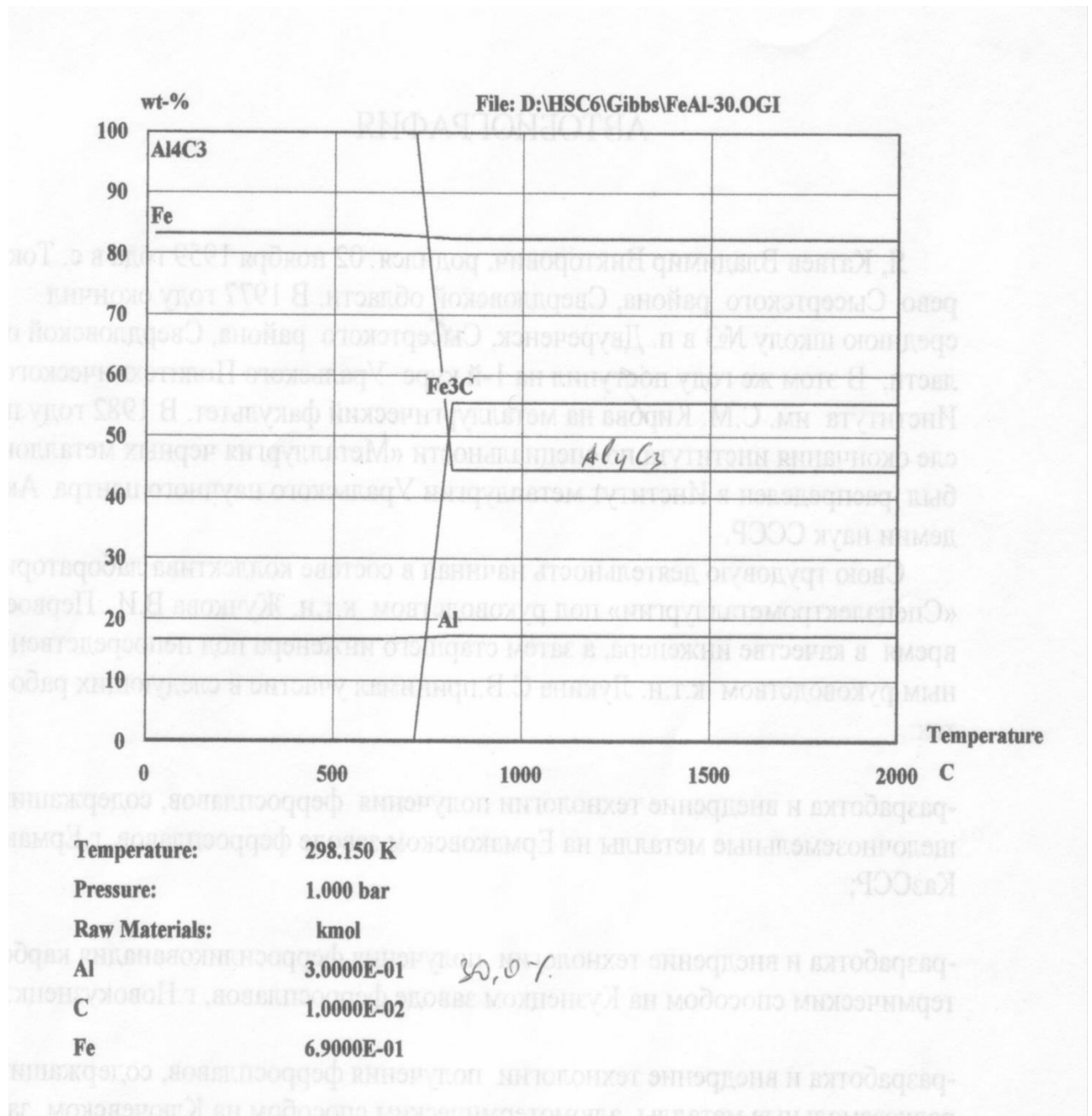
Образцы для исследования сплавов до и после длительного окисления были предварительно обработаны на шлифовальной бумаге, подвергнуты ультразвуковой очистке. Затем все подготовленные образцы были взвешены на электронных лабораторных весах ATL фирмы «Acculab» с точностью взвешивания до $1 \cdot 10^{-4}$ г. Длительное окисление образцов выполняли в камерной электропечи сопротивления КО-14 в воздушной атмосфере.

Температура в печи контролировалась с точностью ± 10 °С. Для подтверждения воспроизводимости результатов, были проведены две серии экспериментов. Взвешивание образцов делали после их выемки из печи и охлаждения через каждые 50 часов до суммарной продолжительности 200 часов при дискретных температурах 800, 900 и 1000 °С.

Пример термодинамического расчета фазового состава в системе Fe-Al-C программой «HSC-6.1» в системе Fe-Al-C крайних значений при содержании Al 10,0 – 30,0 мас. % и углерода 1,0 мас. %.



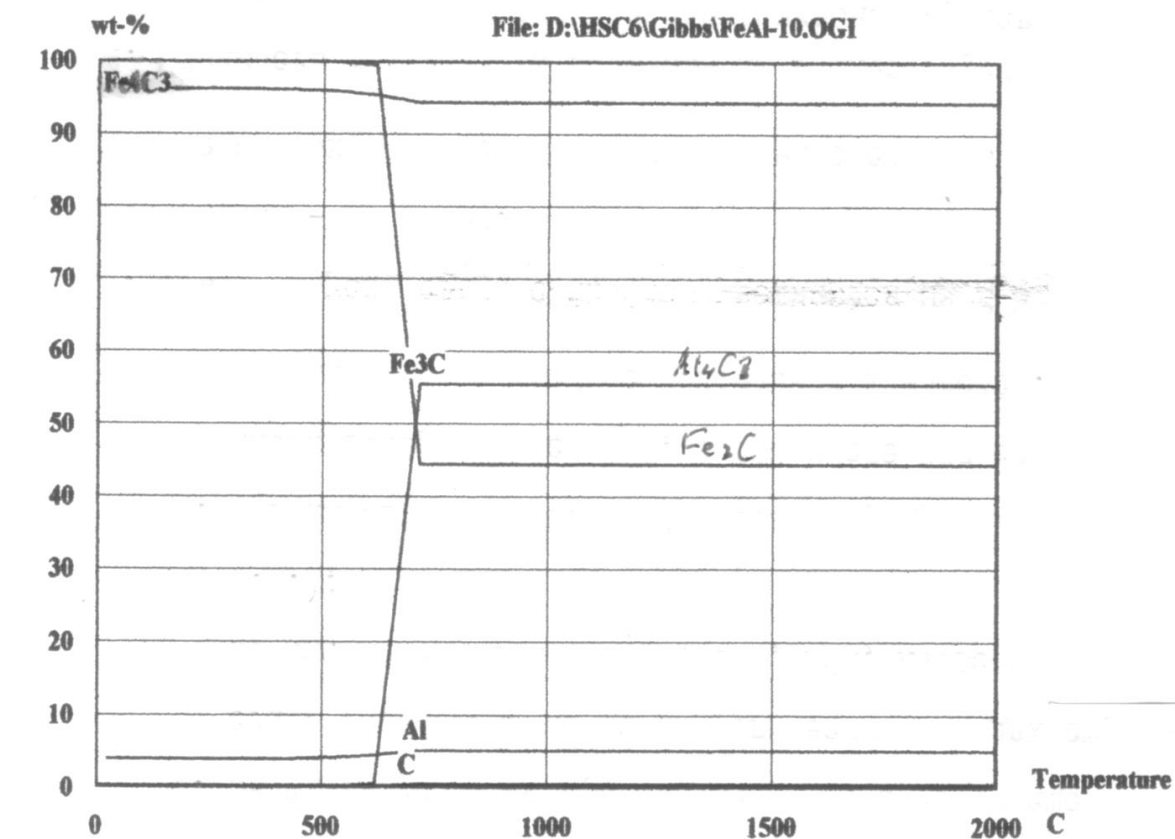
a



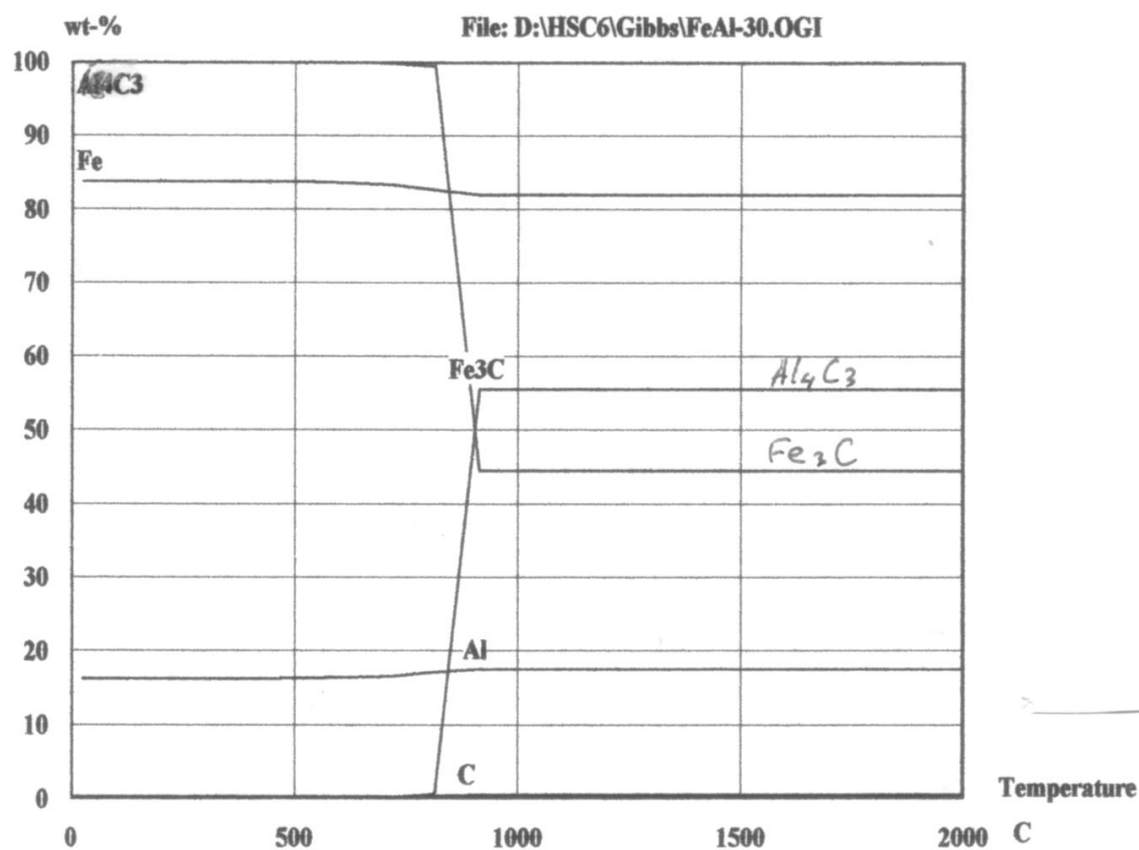
б

а – при содержании Al 10,0 мас. %; б – при содержании Al 30,0 мас. %
 Рисунок Б1 - Результаты термодинамического расчета фазового состава в системе Fe-Al-C при содержании углерода 1,0 мас. %

Пример термодинамического расчета фазового состава в системе Fe-Al-C программой «HSC-6.1» в системе Fe-Al-C крайних значений при содержании Al 10,0 – 30,0 мас. % и углерода 2,0 мас. %.



Temperature: 298.150 K
 Pressure: 1.000 bar
 Raw Materials: kmol
 Al 1.0000E-01
 C 2.0000E-02
 Fe 8.8000E-01

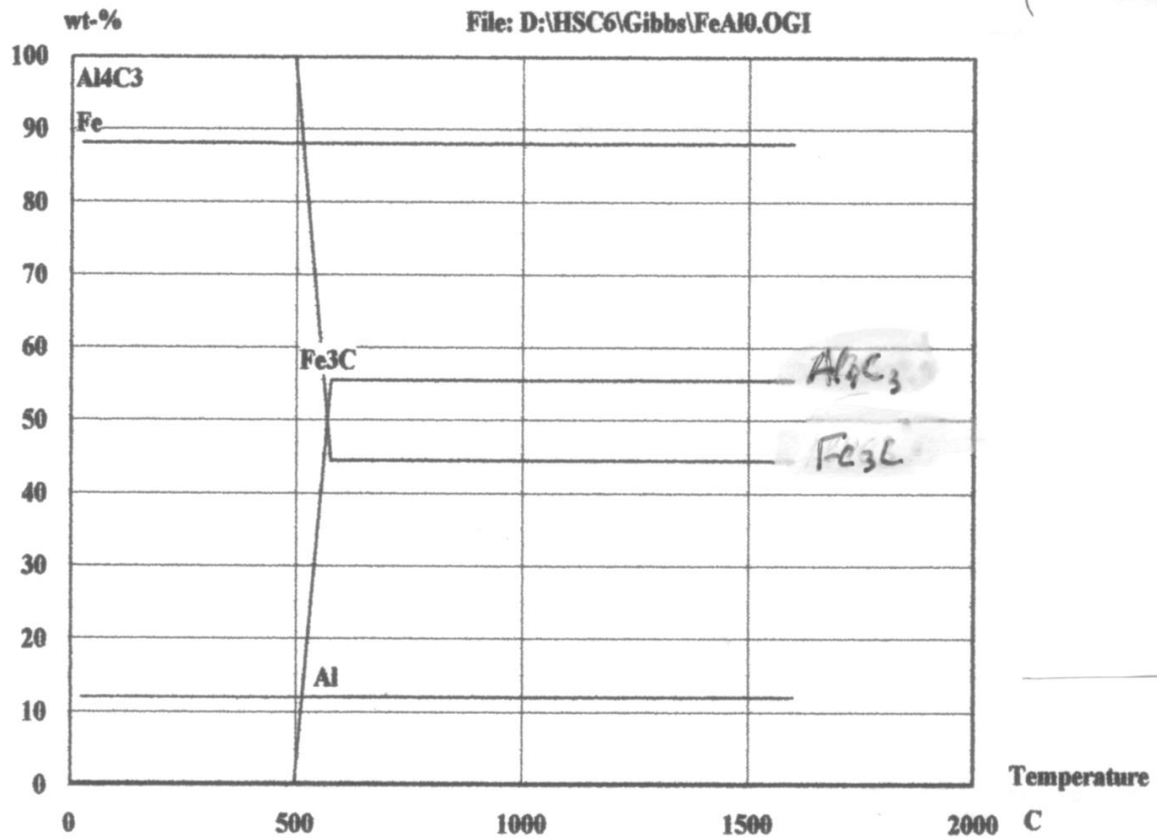


Temperature: 298.150 K
 Pressure: 1.000 bar
 Raw Materials: kmol
 Al 3.0000E-01
 C 2.0000E-02
 Fe 6.8000E-01

б

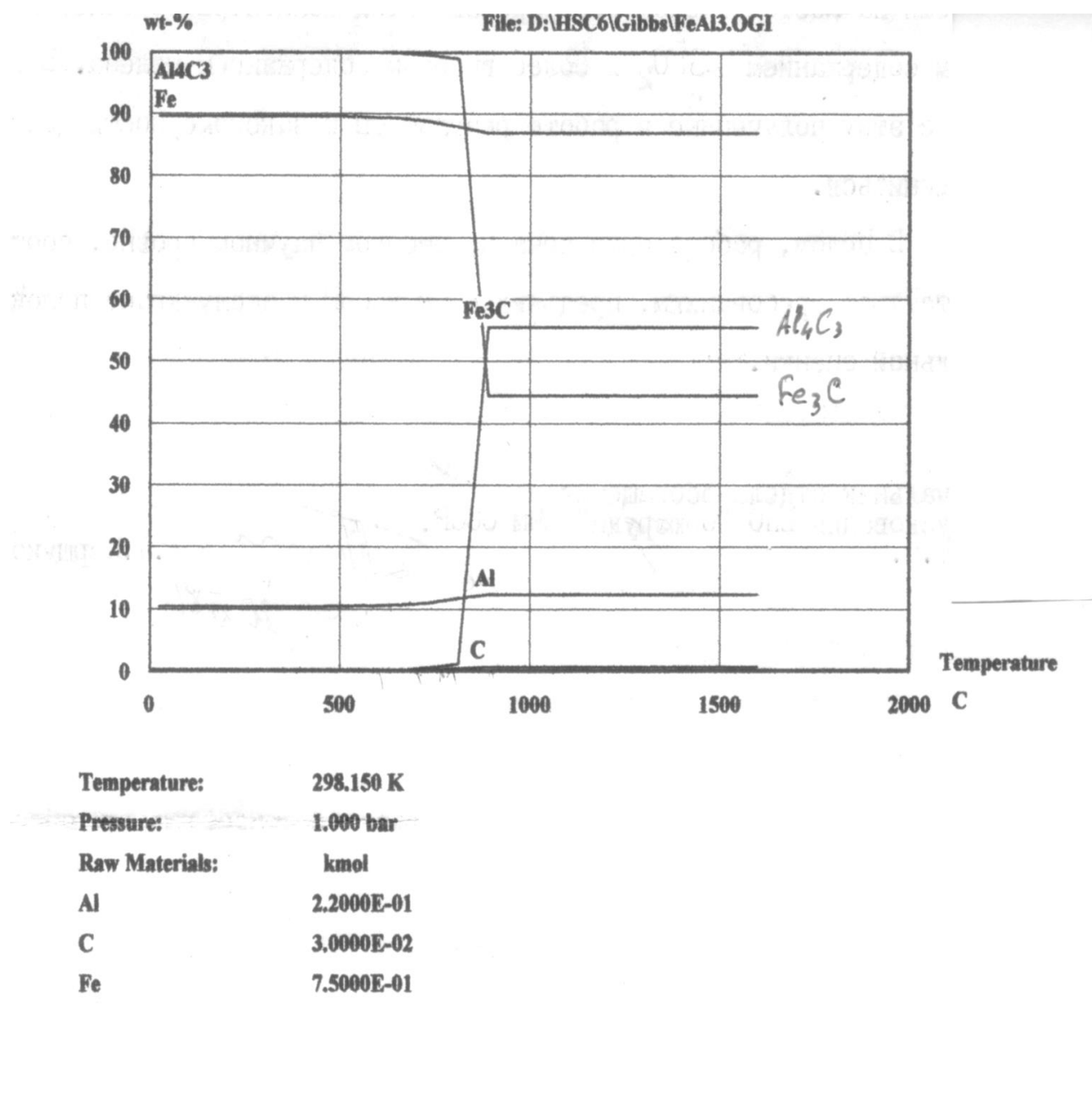
а - при содержании Al 10,0 мас. %; б - при содержании Al 30,0 мас. %
 Рисунок Б2 - Результаты термодинамического расчета фазового состава в системе Fe-Al-C при содержании углерода 2,0 мас. %

Пример термодинамического расчета фазового состава программой «HSC-6.1» в системе Fe-Al-C крайних значений при содержании Al 22,0 мас. % и углерода 0,1-3,0 мас. %.



Temperature:	298.150 K
Pressure:	1.000 bar
Raw Materials:	kmol
Al	2.2000E-01
C	1.0000E-03
Fe	7.7900E-01

a



б

а - при содержании углерода 0,1 мас. %; б - при содержании углерода 3,0 мас. %
 Рисунок Б3 - Результаты термодинамического расчета фазового состава в системе Fe-Al-C при содержании алюминия 22,0 мас. %

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

**ПАТЕНТ**

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2590772

СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО ЧУГУНА

Патентообладатель(ли): **Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук (ИМЕТ УрО РАН) (RU)**

Автор(ы): **см. на обороте**

Заявка № 2015113264

Приоритет изобретения **09 апреля 2015 г.**

Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений Российской Федерации **15 июня 2016 г.**

Срок действия патента истекает **09 апреля 2035 г.**

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Г.П. Ивлиев



РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

(19) **RU** ⁽¹¹⁾ **2 590 772** ⁽¹³⁾ **C1**

(51) МПК

C21C 1/10 (2006.01)

C22C 37/04 (2006.01)

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(21)(22) Заявка: 2015113264/02, 09.04.2015

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
09.04.2015

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 09.04.2015

(45) Опубликовано: 10.07.2016 Бюл. № 19

(56) Список документов, цитированных в отчете о
поиске: SU 1211299 A, 15.02.1986. RU 2487950
C1, 20.07.2013. RU 2201967 C2, 10.04.2003. DE
1263043 B, 14.03.1968.

Адрес для переписки:

620016, г. Екатеринбург, Амундсена, 101, ИМЕТ
УрО РАН, Нач. отдела патентной и
изобретательской работы Л.А. Сандлер

(72) Автор(ы):

Катаев Владимир Викторович (RU),
Шешуков Олег Юрьевич (RU),
Ермакова Валентина Петровна (RU),
Смирнова Валентина Григорьевна (RU),
Маршук Лариса Александровна (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Федеральное государственное бюджетное
учреждение науки Институт металлургии
Уральского отделения Российской академии
наук (ИМЕТ УрО РАН) (RU)

(54) СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО ЧУГУНА

(57) Реферат:

Изобретение относится к области металлургии, в частности к способам получения алюминиевого чугуна с измельченной структурой из исходного, который используют при массовом производстве отливок. В способе осуществляют совместное расплавление исходного чугуна, кальцийсодержащего материала и алюмосодержащей лигатуры, при этом в качестве алюмосодержащей лигатуры используют быстро охлажденный ферроалюминий марки ФА-30, который добавляют в количестве, обеспечивающем содержание в готовом чугуне,

мас.-%: алюминия 20-25 и углерода 1,5-2,0, а кальцийсодержащий материал добавляют в количестве, обеспечивающем получение слоя покрывного шлака толщиной 3-5 мм, перед разливкой полученный расплав выдерживают при температуре 1570-1580°C в течение 5-10 минут. Изобретение позволяет получить алюминиевый чугун с улучшенными прочностными свойствами за счет измельчения его структурных составляющих. 2 з.п. ф-лы, 1 табл., 3 ил.

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор



ООО «Литейное производство УБМ»

И.Е. Фурман

2019 г.

АКТ

опытно-промышленных испытаний
технологии выплавки алюминиевого чугуна

В феврале 2019 года при сотрудничестве между ООО «Литейное производство УБМ» и ИМЕТ УрО РАН на производственном участке предприятия были проведены опытно-промышленные испытания технологии выплавки алюминиевого чугуна в индукционной печи ИСТ-0,25 с рабочей частотой 1000 Гц и емкостью 250 кг. Контроль температуры производился пирометром марки СЕМ ДТ-8868Н с пределом измерений до 1850 °С.

Опытно-промышленные испытания технологии выплавки алюминиевого чугуна проводились в следующем порядке: компоненты шихты загружались в индукционную печь с основной футеровкой в количестве:

1. Чугун серый, исходный – 43,5кг.
2. Специально быстро охлажденный ферроалюминий ФА-30 – 135,0 кг.
3. Шлаковая смесь извести и плавикового шпата в соотношении 3:1 – 7,0 кг.

После расплавления всего объема исходного серого чугуна и шлаковой смеси, частями по мере расплавления вводился специальный быстро охлажденный ферроалюминий ФА-30. Затем производилась доводка расплава до температуры 1570-1580 °С и изотермическая выдержка с контролем температуры металла в течение 5 минут и последующая разливка металла с отсечкой шлака в песчаную форму в виде литых изделий заданной формы. После завершения плавки оставшийся шлак сливался в чугунную изложницу. Общее время плавки составило 45 минут. Химический состав составляющих металлической части шихты проведенной плавки приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав металлической части шихты для выплавки алюминиевого чугуна

Материал	Al	C	Si	S	P
Лигатура ФА-30 (ГОСТ 26590-85)	34,10	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:

- алюминиевый чугун – 169,0 кг;
- шлак 5,9 кг.

Полученный алюминиевый чугун соответствует требованиям ГОСТ 7765-82 «Чугун алюминиевый высоколегированный жаростойкий, износостойкий при высокой

температуре». Данные результаты подтверждают возможность получения предлагаемым способом алюминиевого жаростойкого чугуна, близкого по составу к чугунам с шаровидным графитом марки ЧЮ22Ш. Результаты химического анализа полученного чугуна приведены в таблице 2.

Таблица 2 - Результаты химического анализа выплавленного чугуна

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

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. В результате плавки в индукционной печи ИСТ-0,25 емкостью 250 кг выплавлено и разлито в песчаную форму в виде литых изделий нужной формы 169 кг алюминиевого чугуна.

2. Полученный алюминиевый чугун соответствует требованиям ГОСТ 7769-82 «Чугун алюминиевый высоколегированный жаростойкий, износостойкий при высокой температуре».

3. По результатам проведенных опытно-промышленных плавов опробована технология, позволяющая получать алюминиевый жаростойкий чугун с улучшенными служебными свойствами.

4. Себестоимость выплавки 1 тонны алюминиевого жаростойкого чугуна с улучшенными служебными свойствами при цене: чугуна - 25 тыс.руб./т; ФА-30 - 50 тыс.руб./т; шлака - 10 тыс.руб./т; и эл.энергии - 5,9 руб./кВт.ч.(расход 1000кВт/ч/т) и накладных расходах 12 тыс.руб./т.в условиях ООО «Литейное производство УБМ» составила 67,9 тыс. руб./т.

От ООО «Литейное производство УБМ»
Начальник литейного цеха №13



Колясников Е.М.

От ИМЕТ УрО РАН
Гл. научный сотрудник, д.т.н.



Шешуков О.И.

Младший научный сотрудник



Катаев В.В.



ОООППП «Альфа-Мет»

Общество с Ограниченной Ответственностью Научно-Производственное Предприятие «Альфа-Мет»
620908, г. Екатеринбург, пос. Шувакиш ул.Привокзальная д. № 50 телефон, факс (343)267-89-27.
ИНН.6659216852, КПП.66780100 ЮКПО.91372635, ОГРН.1116659003064
Банк ПАО КБ «УБРиФ» 620014г.Екатеринбург.
к/с: 30101810900000000795. БИК: 046577795. р/с: 40702810362320000452.

www.alphamet.ru

alpha-met@yandex.ru

Исх.№ 07.02.1 от 07.02.2019

УТВЕРЖДАЮ

Директор

ООО НПП «АльфаМет»

 Мокрушин И.Ю.
 Тел факс: +7(343)267-89-27,
 E-mail: alpha-met@yandex.ru

АКТ

опытно-промышленных испытаний технологии выплавки низкоуглеродистого железоалюминиевого жаростойкого сплава, легированного титаном

В январе 2019 года при сотрудничестве между ООО НПП «Альфа-Мет» и ИМЕТ УрО РАН на производственной площадке предприятия были проведены опытно-промышленные испытания технологии выплавки низкоуглеродистого железоалюминиевого жаростойкого сплава, легированного титаном в основной индукционной печи ИСТ-0,25 с рабочей частотой 1000 Гц, и емкостью 250 кг. по стали. Замеры температуры производились пирометром марки СЕМ ДТ-8868Н.

Опытно-промышленные испытания технологии выплавки низкоуглеродистого жаростойкого сплава проводилось по следующей схеме: компоненты шихты перемешивались и загружались в индукционную печь в количестве:

1. Шихтовая заготовка (лом) трансформаторной стали - 90кг.;
2. Лом (чушка) алюминия вторичного - 18,0кг.;
3. Ферротитан марки ФТи-30 - 6,5кг.;
4. Шлаковая смесь: известь, корунд, магнезиты бой стекла в соотношении 2:2:1:5-3,5кг.

После расплавления всего объема исходной железной части шихты производится подача на поверхность расплава шлаковой смеси частями по мере её расплавления. После полного расплава линия шлаковой части шихты производилась доводка расплава до температуры 1570-1580°C и изотермическая выдержка металла в течение 5 минут. Затем под слой шлака вводился ферротитан совместно с алюминием, предварительно разделенный на несколько равных частей и обернутый в алюминиевую фольгу в виде капсул.

После корректировки температуры расплава до 1570-1580°C изотермической выдержки в течении 5 минут производился выпуск металла в земляную формовочную смесь в опоке для отливки детали по заданной модели. Оставшийся шлак сливался в чугунную изложницу. Общее время плавки составило 55 минут.

Состав металлической части шихты проведенной плавки приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав металлической части шихты

Материал	C/Ti/Fe	Si	Al	S	P
Ломтрансформ. стали	0,008	3,10	0,1	0,02	0,03
Лигатура ФТи-30	30,1	5,20	11,8	0,003	0,06
Алюминий	0,14	3,20	96,0		

Количество полученных в результате плавки продуктов составило:

- Жаростойкий железоалюминиевый сплав - 110,0кг.;
- Шлак 3,8 кг.

Полученный сплав выплавлен и разлит без каких-либо технологических трудностей. Результаты выплавки подтверждают возможность получения предлагаемым способом жаростойкого железоалюминиевого сплава и его разливки для получения литых изделий. Результаты химического анализа полученного сплава приведены в таблице 2.

Таблица 2 - Результаты химического анализа выплавленного сплава

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

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. В результате плавки в индукционной печи ИСТ-0,25 выплавлено и разлито в песчаную форму 110 кг. жаростойкого железоалюминиевого сплава, легированного титаном.
2. Выплавка и разливка жаростойкого железоалюминиевого сплава по приведенной технологии трудностей не вызвала.
3. По результатам проведенных опытно-промышленных плавов предлагается технология, позволяющая получать жаростойкий железоалюминиевый сплав, легированный титаном, с улучшенными служебными свойствами в виде литых деталей нужной формы.
4. Себестоимость выплавки 1 тонны жаростойкий железоалюминиевый сплав с улучшенными служебными свойствами в условиях (название фирмы) составила 43,9 т. Руб. /т.

От ООО НПП «Альфа-Мет»
Начальник участка.



Барашкин А.В.

От ИМЕТ УрО РАН
Гл. научный сотрудник, д.т.н.

Шешуков О.Ю.

Младший научный сотрудник

Катаев В.В.